

**SANDRO LOMBARDO**

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE JUNTAS  
SOLDADAS A LASER EM AÇOS MARAGING COM POSTERIOR TRATAMENTO  
TÉRMICO E TERMOQUÍMICO DE SUPERFÍCIE A PLASMA**

Guaratinguetá

2015

**UNESP**  
**Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá**

**Guaratinguetá**  
**2015**



SANDRO LOMBARDO

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DE JUNTAS  
SOLDADAS A LASER EM AÇOS MARAGING COM POSTERIOR  
TRATAMENTO TÉRMICO E TERMOQUÍMICO DE SUPERFÍCIE A PLASMA

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do  
Campus de Guaratinguetá, Universidade  
Estadual Paulista, para a obtenção do título de  
Doutor em Engenharia Mecânica na área de  
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla  
Co-Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá  
2015

L842c	<p>Lombardo, Sandro</p> <p>Caracterização mecânica e microestrutural de juntas soldadas a laser em aço maraging com posterior tratamento térmico e termoquímico de superfície a plasma / Sandro Lombardo – Guaratinguetá, 2015.</p> <p>193 f. : il.</p> <p>Bibliografia : f. 183-193</p> <p>Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2015.</p> <p>Orientador: Prof Dr Antonio Jorge Abdalla</p> <p>Coorientador: Prof Dr Marcelo dos Santos Pereira</p> <p>1. Solda e soldagem 2. Juntas soldadas 3. Termoquímica 4. Superfícies - Preparação I. Título</p> <p style="text-align: right;">CDU 621.791</p>
-------	---

*SANDRO LOMBARDO*

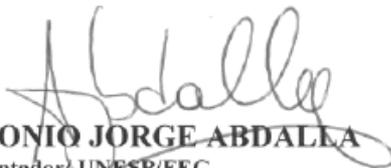
ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”

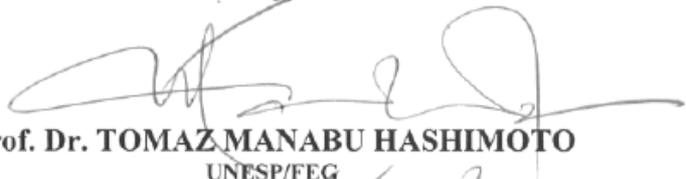
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS

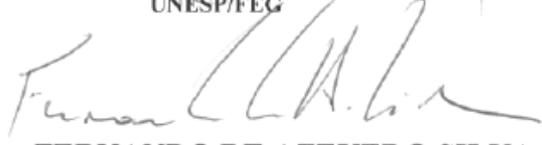
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho  
Coordenador

*BANCA EXAMINADORA:*

  
Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA  
Orientador/UNESP/FEG

  
Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO  
UNESP/FEG

  
Prof. Dr. FERNANDO DE AZEVEDO SILVA  
UNESP/FEG

  
Prof. Dr. CARLOS ANTONIO REIS PEREIRA BAPTISTA  
EEL/USP

  
Prof. Dr. DANIELA APARECIDA PEREIRA REIS  
ITA

*Dezembro de 2015*

**DADOS CURRICULARES**  
**SANDRO LOMBARDO**

NASCIMENTO	16/10/1974 – São Paulo / SP
FILIAÇÃO	Antonio Lombardo Ana Nilce Moreno
1992/1996	Curso Técnico em Mecânica Escola Técnica Liceu de Artes e Ofícios de São Paulo
2000/2005	Curso de Graduação Engenharia Mecânica - UNESP Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho
2009/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – nível Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

## DEDICATÓRIA

“Dedico este trabalho às pessoas que, de alguma forma, me fizeram refletir e trazer à consciência o valor desta vida.”

## AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer:

Aos Professores Antonio Jorge Abdalla e Marcelo dos Santos Pereira pela orientação dedicada, pela total disponibilidade, pelos ensinamentos transmitidos e, sobretudo, pela amizade.

Ao Professor Tomaz Manabu Hashimoto pelo apoio e por ter aceitado examinar este trabalho, ao Professor Manoel Cleber de Sampaio Alves pelo suporte nos ensaios de Rugosidade, e ao Professor Luis Rogerio de Oliveira Hein pelo acolhimento e apoio na pesquisa.

À minha mãe, Ana Nilce Moreno, onde estiver sempre estará comigo me ajudando, ao meu pai Antônio Lombardo por me mostrar o caminho correto e aos irmãos Antônio, Katia e Caio Lombardo por ter me dado a leveza necessária nos momentos mais difíceis.

À Lidiane Tomazi pelo carinho, compreensão e acima de tudo, por acreditar em mim.

À grande amiga Cristina Sayuri Fukugashi, pelas sugestões e discussões enriquecedoras.

Aos funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia, Humberto Lopes Rodrigues, Wilson Roberto Monteiro, Célio José de Souza, José Manoel Bernardes, Manuel Francisco dos Santos Filho, Odir Vieira da Silva e Domingos Hasmann Neto, pela amizade, paciência e colaboração.

Aos funcionários da Divisão de Materiais do Instituto de Aeronáutica e Espaço - I.A.E / D.C.T.A, Douglas Costa e Elizeu do Nascimento Filho pelos ensaios mecânicos realizados. Ao Dr. Vladimir Henrique Baggio Scheid do IEAv / DCTA pelo tratamento termoquímico de Nitretação. Ao Dr. Davi Neves do IEAv / DCTA pela confecção dos corpos de prova, pela paciência, incentivo e amizade.

Agradeço aos alunos de Iniciação Científica Renan Nascimento Ferreira, Lucas Augusto de Souza Santos e Henrique Gobbo pela parceria e aprendizado.

Agradecemos ainda ao DMT/FEG pela disponibilidade de utilização do microscópio eletrônico de varredura.

E a todos que de alguma forma ajudaram a fazer deste trabalho algo de grande valor para mim.

Este trabalho contou com apoio da CAPES, projeto “Pró-Defesa 014/08” e bolsa de doutorado.

“Embora minha visão seja tão vasta quanto o céu,  
minhas ações e meu respeito pela causa e efeito são  
refinados como o grão de farinha.”

Guru Rinpoche

LOMBARDO, S. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas Soldadas a Laser em Aços Maraging com Posterior Tratamento Térmico e Termoquímico de Superfície a Plasma**. 2015. 193 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

## RESUMO

Os aços *Maraging* são aços de ultra-alta-resistência, tem composição à base de ferro ligado com cerca de 18% de níquel, com limite de escoamento entre 1.400 a 2.500 MPa. Possuem propriedades superiores, tais como a alta ductilidade, boa soldabilidade, tratamento térmico simples sem deformações, boa usinabilidade, alta resistência e resistência ao desgaste. A sua boa tenacidade permiti que suporte tensões repetidas de fadiga por maior tempo, comparado com outros aços de alta resistência. Para o presente trabalho, a partir de diversos testes de solda a laser, aplicação de tratamentos térmicos e tratamento superficial de nitretação a plasma, foram estudadas as propriedades mecânicas através de ensaios de tração, fadiga, impacto, dureza e rugosidade. Foram também analisadas, com auxílio do Microscópio Óptico, as características microestruturais da zona de fusão (ZF), zona térmica afetada (ZTA) pelo calor da solda e camada nitretada. Com o auxílio de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) analisou-se o mecanismo da fratura e foram realizadas análises por E.D.S. (Energia Dispersiva de Raios X). Foram realizados vários teste com tempos e temperaturas para se definir a melhor condição de envelhecimento, obteve-se a temperatura de 480°C por 3 horas como satisfatória. A solda a laser mostrou-se eficaz para a união das chapas, com perda de resistência inferior a 10%, quando comparada com a resistência do aço maraging sem solda. As análises da superfície fraturada mostram que a ruptura dos corpos de prova soldados ocorreu na região da zona fundida, e possui natureza dúctil, com a formação de *dimples*, para todas as condições de tratamento térmico, o processo de soldagem e nitretação a plasma não alteraram o tipo de fratura típica dos aços maraging. A vida em fadiga não foi prejudicada pela nitretação, porém, foi observado uma redução da vida em fadiga do material soldado comparado com o material sem solda. Os resultados indicam, que o tratamento térmico de envelhecimento elevou as propriedades mecânicas do aço maraging tanto do material soldado como do nitretado a plasma, com valores de resistência de aproximadamente 2.000 MPa e alongamento em torno de 8%.

**PALAVRAS-CHAVE:** Aço Maraging, Solda a Laser, Nitretação a Plasma, Propriedades Mecânicas, Caracterização Microestrutural.

LOMBARDO, S. **Mechanical and Microstructural Characterization of Laser Welded Joints in Maraging steel with subsequent heat treatment and thermochemical Plasma Surface.** 2015. 193 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

### ABSTRACT

Maraging Steels are ultra-high-strength, that have their composition based on iron alloyed with approximately 18% Nickel, with yield strength between 1.400 to 2.400 MPa. They have superior properties, such as high ductility, good weldability, simple heat treatment without deformation, good machinability, high strength and wear resistance. Their hardness and resistance allow them to supports repeated stress of longer fatigue in comparison with other high strength steels. The maraging steel has a significant cost advantage due to the good workability, predictable and uniform retraction during heat treatment, making this steel be promising. For this work, from various laser welding tests, heat treatment and surface treatment of plasma nitriding, The mechanical properties were studied by means of testing: traction; fatigue; impact; hardness; and roughness. We also analyze, with the aid of optical microscope, the microstructural characteristics of the fusion zone (FZ), the heat affected zone (HAZ) due the welding and by nitrated layer. With the aid of SEM (Scanning Electron Microscope) and EDS (Energy Dispersive Scanning), we analyzed the fractured mechanisms. Several tests were carried out with times and temperatures to determine the best aging condition and the chosen temperature was 480°C for 3 hours. The application of laser welding seems to be effective for joining the plates with loss in the yield strength or tensile strength less than 10%, compared with the strength of maraging steel without welding. The analyses of the fractured surface showed that the rupture of the welded samples occurred in the fused zone region and has ductile nature, with formation of dimples for all heat treatment conditions. The welding and plasma nitriding process have not modified the type of typical fracture of the maraging steel. The life in fatigue was not affected by nitrated, however, they observed a reduction in fatigue life of welded material, compared with no soldering material. The results showed that aging heat treatments increased the mechanical properties of maraging steel both welded and plasma nitrated material, whit strength values about 2.000 MPa and elongation nearly 8%.

**KEYWORDS:** Maraging steel, Welding Laser, Plasma Nitriding, Mechanical Properties, Microstructural Characterization.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Combinação de Limite de resistência e tenacidade à fratura de aços maraging 18Ni comparado com aços carbono de ultra alta resistência convencionais.....	31
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-Ni.....	43
Figura 3 - Temperatura versus percentual em massa de níquel dos aços maraging (estável) ..	44
Figura 4 - Temperatura versus percentual em massa de níquel dos aços maraging (metaestável).....	45
Figura 5 - Percentual de cobalto-molibdênio contra dureza (HV) para aços maraging.....	50
Figura 6 - Influência da temperatura de solubilização sobre as propriedades do aço envelhecido e tracionado 18 Ni maraging 300. Tratamento térmico: solubilizado por 0,5 h. a temperatura indicada, resfriado ao ar, e depois envelhecida a 480 ° C durante 3 h.....	52
Figura 7 - Diagrama de fase Fe-Ni do aço maraging.....	55
Figura 8 - Gráfico de $G^{\gamma}$ y $G^{\alpha'}$ versus temperatura .....	56
Figura 9 - Dureza do aço maraging x tempo de envelhecimento em várias temperaturas de envelhecimento.....	57
Figura 10 - Soldas a laser tipo: a) Condução; e b) "keyhole".....	61
Figura 11 - Um passe de solda mostrando a zona termicamente afetada pelo calor. Ataque químico: Reagente Lepito. X4 (Redução de 40%).....	65
Figura 12 - Fina dispersão de austenita em martensita na zona termicamente afetada, região da faixa escura. Ataque químico: Reagente Fry modificado. X 20.000 (Reduzido em 25%). .....	66
Figura 13 - Limite de resistência à tração da zona termicamente afetada como uma função da temperatura de pico. ....	66
Figura 14 - Tratamentos de Superfície.....	68
Figura 15 - Processo de nitretação comercial.....	69
Figura 16 - Esquema básico de um equipamento para nitretação iônica.....	71
Figura 17 - Efeito da colisão de íons na superfície catódica.....	71
Figura 18 - Ilustração das camadas nitretadas.....	72
Figura 19 - Comparação da tenacidade à fratura e limite de resistência à tração dos aços maraging 18Ni 200, 250, 300, 350 e 400.....	75
Figura 20 – Curva S-N para aço maraging 200, 250 e 300 para amostras entalhadas e sem entalhe.....	77
Figura 21 - Teste de impacto (Charpy) para o aço maraging 18% nickel em função da temperatura de ensaio (1.400MPa – 200 ksi; 1.700MPa – 250 ksi; 1.900MPa – 275 ksi; 2.400MPa – 350 ksi).....	78
Figura 22 - Dureza Vickers em diferentes faixas de tensão de trabalho x temperatura (1.400MPa – 200 ksi; 1.700MPa – 250 ksi; 1.900MPa – 275 ksi; 2.400MPa – 350 ksi). .....	79
Figura 23 – Fluxograma de atividades.....	80

Figura 24 - Corpo-de-prova para tração conforme norma ASTM E8M.....	82
Figura 25 - Corpo-de-prova para fadiga conforme norma ASTM E466.....	83
Figura 26 - Corpo-de-prova para impacto conforme norma ASTM E23.....	83
Figura 27 - Tratamento térmico de Homogeneização, Solubilização e Envelhecimento.....	85
Figura 28 - Tratamento térmico de Solubilização e Envelhecimento. ....	85
Figura 29 - Tratamento térmico de Envelhecimento.....	86
Figura 30 - Reator a plasma da empresa Metal Plasma.....	87
Figura 31 – Corpo de prova durante ensaio de tração: posicionado na máquina de ensaio (a); mostrando estricção (b); e após ruptura (c). ....	88
Figura 32 - Imagem do Microdurômetro.....	90
Figura 33 - Indentação no cordão de solda do aço maraging 300, no sentido transversal. ....	91
Figura 34 - Indentação da camada nitretada.....	91
Figura 35 - Imagem da máquina de ensaio de impacto.....	92
Figura 36 – Rugosímetro MarSurf M300.....	93
Figura 37 – Equipamento de análise por Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS. ....	96
Figura 38 - Limite de resistência versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento. ....	100
Figura 39 - Deformação versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento.....	101
Figura 40 - Resultado de dureza vickers versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento. ....	102
Figura 41 - Sequência de pesquisa para os tratamentos térmicos para o aço maraging 300..	103
Figura 42 – Curva tensão versus deformação do aço maraging 300 sem solda, condição envelhecido a 480 °C por 18.000 s. ....	104
Figura 43 – Curva tensão versus deformação do aço maraging 300 sem solda, condição solubilizado e envelhecido.....	105
Figura 44- Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda, condição homogeneizado, solubilizado e envelhecido. ....	105
Figura 45 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 soldado, condição: <del>de</del> envelhecido.....	106
Figura 46 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 soldado, condição solubilizado e envelhecido.....	107
Figura 47 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 soldado, condição homogeneizado, solubilizado e envelhecido. ....	107
Figura 48 - Limite de resistência do aço maraging 300 soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.....	108
Figura 49 - Limite de escoamento do aço maraging 300 soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.....	109

Figura 50 - Alongamento do aço maraging 300 soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos. ....	110
Figura 51 – Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda e nitretado, condição: envelhecido através da nitretação. ....	112
Figura 52 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda e nitretado, condição: solubilizado e envelhecido através da nitretação.....	112
Figura 53 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda e nitretado, condição: solubilizado, envelhecido e envelhecido através da nitretação. ....	113
Figura 54 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda e nitretado, condição: homogeneizado, solubilizado e envelhecido através da nitretação. ....	114
Figura 55 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 soldado e nitretado, tratamento térmico: envelhecido e envelhecido através da nitretação.....	114
Figura 56 – Limite de resistência do aço maraging 300 nitretado soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.....	115
Figura 57 – Limite de escoamento do aço maraging 300 nitretado soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.....	116
Figura 58 – Alongamento do aço maraging 300 nitretado soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.....	116
Figura 59 – Curva S-N do aço maraging 300 sem solda e soldado.....	118
Figura 60 – Curva S-N do aço maraging 300 sem solda nitretado e com solda nitretado. ....	119
Figura 61 – Curva S-N do aço maraging 300 sem solda e sem solda nitretado. ....	120
Figura 62 - Curva S-N do aço maraging 300 com solda e com solda nitretado versus número de ciclos. ....	121
Figura 63 - Curva S-N do material sem solda, soldado, sem solda nitretado e com solda nitretado para o aço maraging 300. ....	123
Figura 64- Perfil de dureza da solda percorrida longitudinalmente da superfície superior à inferior (do topo à raiz da solda) em aço maraging.....	124
Figura 65 – Micrografia da união das soldas do aço maraging: 1ª solda, superfície superior da amostra; 2ª solda, superfície inferior da amostra. Ataque Fry modificado. ....	125
Figura 66 - Indentação no centro do cordão de solda.....	125
Figura 67 - Perfil de dureza da solda percorrida transversalmente a uma distância de 0,8 mm da borda superior. ....	126
Figura 68 - Registro de uma indentação na linha transversal 1.....	127
Figura 69 - Perfil de dureza na região de solda percorrida transversalmente no centro da solda. ....	127
Figura 70 - Resultado de Dureza Vickers x Distância para perfil transversal 1 e perfil transversal 2.....	128
Figura 71 - Resultado de Dureza Vickers x Distância para diversos tratamentos térmicos, obtidos longitudinal a solda.....	129
Figura 72 - Resultado de Dureza Vickers x Distância para diversos tratamentos térmicos, obtidos transversal a solda (perfil obtido no centro do cdp). ....	130

Figura 73 - Imagem obtida no MEV da camada nitretada, utilizada para ensaio de dureza. .	131
Figura 74 – Resultado de dureza em função da distância da camada nitretada.....	131
Figura 75 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para o aço maraging 300 sem solda e sem nitretação.....	134
Figura 76 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para aço maraging 300 soldado e sem nitretação.....	134
Figura 77 - Ensaio de Impacto do aço maraging 300 sem nitretação para todas as condições. ....	135
Figura 78 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para o aço maraging 300 sem solda e nitretado.....	136
Figura 79 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para o aço maraging 300 soldado e nitretado. ....	136
Figura 80 - Ensaio de Impacto do aço maraging 300 nitretado para todas as condições .....	137
Figura 81 - Microestrutura do aço maraging 300: sem ataque químico (a), atacado com o regente Vilella (b).....	139
Figura 82 – Micrografia da região da solda do material sem tratamento: do topo (a); e da base (b); interface ZF e MB (c); dendritas (d). Ataque nital 15%.....	140
Figura 83 – Micrografia da região da solda do material sem tratamento do: (a) topo até a base; (b) região da ZF, ZTA e MB. Ataque nital 15%. ....	141
Figura 84 - Micrografia da região da solda do material envelhecido: região de solda (a); ampliação do centro da solda (b); interface ZF e MB (c). Ataque metabissulfito de sódio... 142	
Figura 85 - Micrografia da região da solda do material: solubilizado e envelhecido para região de solda (a) e ampliação do centro da solda (b). Ataque metabissulfito de sódio.....	143
Figura 86 - Micrografia da região da solda do material: homogeneizado, solubilizado e envelhecido para região de solda (a) e ampliação do centro da solda (b). Ataque metabissulfito de sódio.....	144
Figura 87 - Micrografia do material envelhecido, região da camada nitretada. Ataque Fry modificado.....	145
Figura 88 - Micrografia do material envelhecido, região da camada nitretada. Ataque Fry modificado.....	146
Figura 89 - Micrografia do material envelhecido, região próxima a camada nitretada. Ataque Fry modificado. ....	146
Figura 90 - Micrografia da região próxima a camada nitretada do material: envelhecido (a); solubilizado (b); solubilizado e envelhecido (c); homogeneizado e solubilizado (d). Ataque Fry modificado. ....	147
Figura 91- Micrografia da região da solda da amostra sem tratamento térmico. Ataque Nital 15%.....	148
Figura 92 - Micrografia da região da solda da amostra envelhecida. Ataque Fry modificado. ....	149
Figura 93 - Micrografia da região da solda do material: homogeneizado para região de solda com ataque com reagente Fry modificado (a); e solubilizado na região central da solda ataque com reagente Metabissulfito de Sódio (b).....	149

Figura 94 - Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem da nucleação e propagação da trinca. ....	151
Figura 95 - Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem da nucleação da trinca. ....	152
Figura 96 - Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem da propagação da trinca. ....	153
Figura 97- Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem da região de fratura final.....	154
Figura 98- Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem do final da trinca. ....	155
Figura 99 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem do início, propagação e ruptura final. ....	156
Figura 100 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem da nucleação da trinca.....	157
Figura 101 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem da propagação da trinca. ....	158
Figura 102 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem do final da trinca. ....	159
Figura 103 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem do final da trinca e interface nitretada. ....	160
Figura 104 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem do início, propagação e final da trica.....	161
Figura 105 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem da interface nitretada e poros (1 e 2, defeitos devido a solda). ....	162
Figura 106 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem da nucleação da trinca. ....	163
Figura 107 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem da propagação da trinca. ....	164
Figura 108 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem da região de transição entre a propagação e a fratura final. ....	165
Figura 109 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem do início, propagação e final da trinca.....	166
Figura 110 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem da região de nucleação da trinca.....	167
Figura 111 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem da região de propagação da trinca e poros.....	168
Figura 112 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem da região de propagação da trinca. ....	169
Figura 113 - Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem da região final da trinca. ....	170
Figura 114 – Microestrutura do material soldado e sem nitretação obtida pelo MEV na região de início da trinca. ....	171

Figura 115 – Análise da composição por EDS da fratura ocorrida por fadiga do material soldado e sem nitretação na região de início da trinca. ....	171
Figura 116 – Microestrutura do material soldado e sem nitretação obtida pelo MEV na região de propagação da trinca. ....	172
Figura 117 – Análise da composição por EDS da fratura ocorrida por fadiga do material soldado e sem nitretação na região de propagação da trinca. ....	173
Figura 118 – Microestrutura do material soldado e nitretado obtida pelo MEV na região de propagação da trinca. ....	174
Figura 119 – Análise da composição por EDS da fratura ocorrida por fadiga do material soldado e nitretado na região de propagação da trinca. ....	174
Figura 120 – Microestrutura do material sem solda e nitretado obtida pelo MEV na região de propagação da trinca. ....	175
Figura 121 – Análise da composição por EDS da fratura ocorrida por fadiga do material sem solda e nitretado na região de propagação da trinca. ....	176
Figura 122 – Composição química, porcentagens em peso e porcentagem atômica do material sem solda e sem nitretado na região de início da trinca. ....	176
Figura 123 - Difratoogramas de raios X para o aço maraging 300: solubilizado (a); solubilizado e envelhecido (b); solubilizado e nitretado por plasma (c); e solubilizado, envelhecido e nitretado por plasma (d). ....	178
Figura 124 - Análise de difração de raios X para uma amostra do aço maraging 300 envelhecida e nitretada. ....	179

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química e propriedades mecânicas dos primeiros aços maraging, antes da descoberta do sistema Co-Mo.....	37
Tabela 2 - Composição química e propriedades mecânicas dos aços maraging, após descoberta do sistema Co-Mo.....	38
Tabela 3 - Dados do mercado Nacional para produção de aço. ....	39
Tabela 4 - Propriedades mínimas do aço maraging 250 após tratamento térmico.....	40
Tabela 5 - Propriedades físicas do aço maraging 250. ....	40
Tabela 6 - Propriedades mínimas do aço maraging 300 após tratamento térmico:.....	41
Tabela 7 - Propriedades físicas do aço maraging 300:.....	41
Tabela 8 - Propriedades mecânicas. ....	46
Tabela 9 - Efeito do tratamento solubilização sobre as propriedades de envelhecimento da liga Maraging 18 Ni 300.....	53
Tabela 10 - Fases endurecedoras dos aços maraging .....	54
Tabela 11 - Densidade de potência relativa a diferentes processos de soldagem.....	60
Tabela 12 - Composição química fornecida pelo fabricante das <i>Ligas 1 e 2</i> . ....	81
Tabela 13 - Quantidade de cdps por ensaio. ....	82
Tabela 14 - Parâmetros de velocidade e potência do laser. ....	84
Tabela 15 - Rota de Tratamento Térmico de Envelhecimento.....	85
Tabela 16 - Cdps para Tratamento Termoquímico de Nitretação. ....	86
Tabela 17 - Quantidade de cdp para ensaio de fadiga para o aço maraging.....	89
Tabela 18 - Quantidade de corpos de prova e temperatura de ensaio. ....	92
Tabela 19 - Composição química da liga de aço maraging 300, porcentagem em peso. ....	98
Tabela 20 - Resultados do ensaio de tração versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento. ....	99
Tabela 21 - Dureza vickers (HV) versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento. ....	102
Tabela 22 – Resultados do ensaio de tração para o aço maraging 300 para as combinações de tratamentos térmicos.....	111
Tabela 23 – Combinação de tratamento térmico e termoquímico de nitretação para ensaio de tração do aço maraging 300.....	111
Tabela 24 - Resultado do ensaio de tração para o aço maraging 300 nitretado para as combinações de tratamento térmico. ....	117
Tabela 25 – Valores do número de ciclos até a ruptura por nível de tensão do ensaio de fadiga do aço maraging 300 sem solda e soldado. ....	118
Tabela 26 – Valores do número de ciclos até a ruptura do ensaio de fadiga do aço maraging 300 sem solda nitretado e com solda nitretado.....	119

Tabela 27 – Valores do número de ciclos até a ruptura do ensaio de fadiga do aço maraging 300 sem solda e sem solda nitretado. ....	120
Tabela 28 - Valores do número de ciclos até a ruptura do ensaio de fadiga do aço maraging 300 com solda e com solda nitretado. ....	121
Tabela 29 - Limite de fadiga ( $10^6$ ciclos) para as condições estudadas. ....	123
Tabela 30 – Energia absorvida versus temperatura de ensaio para as condições sem nitretação soldada e sem solda.....	132
Tabela 31 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para as condições nitretado soldada e sem solda. ....	133
Tabela 32 – Energia de impacto pela área útil de ensaio do material soldado, solubilizado e envelhecido, comparado com trabalho semelhante. ....	137
Tabela 33 – Energia de impacto pela área útil de ensaio do material sem solda solubilizado e envelhecido, comparado com trabalho semelhante. ....	137
Tabela 34 – Medidas de rugosidade da superfície dos corpos de prova nitretado e sem nitretação do aço maraging 300.....	138
Tabela 35 – Composição química, porcentagens em peso e porcentagem atômica do material soldado e sem nitretação na região de propagação da trinca. ....	172
Tabela 36 – Composição química, porcentagens em peso e porcentagem atômica do material soldado e sem nitretação na região de início da trinca. ....	173
Tabela 37 – Composição química, porcentagens em peso e porcentagem atômica do material soldado e sem nitretado na região de início da trinca.....	175

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Influência dos elementos de liga nas propriedades dos aços maraging. ....	42
Quadro 2 - Vantagens do aço maraging. ....	46
Quadro 3 - Soldabilidade do Laser da combinação de dois elementos. ....	62
Quadro 4 – Soldabilidade de vários metais .....	63

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASA	Divisão de Sistemas Aeronáuticos
ASTM	American Society for Testing and Materials
BSE	<i>Backscattered electrons</i>
CCC	Cúbico de corpo centrado
CDP	Corpo de prova
CFC	Cúbico de face centrada
CLBI	Centro de Lançamento da Barreira do Inferno
DC	Direct current
DCTA	Departamento de Ciências e Tecnologia Aeroespacial
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
DMT	Departamento de Materiais e Tecnologia
Dv. Pd.	Desvio Padrão
E	Envelhecido
EDS	Energia Dispersiva de Raios-X
ESR	Refusão sob escória eletrocondutora
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratingueta
H	Homogeneizado
S	Solubilizado
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
Inco	<i>The International Nickel Company</i>
J	Joules
JCPDS	Joint Committee of Poeder Diffraction Standards
K-S	Kudjumov - Sachs
LBW	Laser Beam Welding
LMA	Laboratório de Microscopia Avançada
LQCM	Laboratório Químico de Caracterização Mecânica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
M <sub>s</sub>	Início da transformação martensítica

N-W	Nishiyama - Wassermann
R <sub>a</sub>	Rugosidade média
R <sub>z</sub>	Rugosidade média da distância entre o pico mais alto e o vale mais baixo
R <sub>max.</sub>	Rugosidade máxima entre pico e vale
R <sub>t</sub>	Rugosidade total
SAE	Society of Automotive Engineers
S-N	Curva de Intensidade de tensão por número de ciclos em fadiga
SUTEC	Divisão de Suporte Tecnológico
TCC	Tetragonal de corpo centrado
TIFF	Tagged Image File Format
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TTT	Gráfico de Transformação - tempo - temperatura
UNESP	Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho"
VAR	Refusão a arco sob vácuo
VLS	Veículo Lançador de Satélite
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente afetada
α	Ferrita α
γ	Austenita
δ	Ferrita δ
V	Velocidade
P	Potência

## SUMÁRIO

<b>1.</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>30</b>
1.1	MOTIVAÇÃO.....	35
1.2	OBJETIVO .....	35
<b>2.</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>37</b>
2.1	HISTÓRIA DOS AÇOS MARAGING.....	37
2.2	METALURGIA FÍSICA PARA OS AÇOS MARAGING.....	47
<b>2.2.1</b>	<b>Transformação da Martensita .....</b>	<b>47</b>
2.3	TRATAMENTO TÉRMICO NOS AÇOS MARAGING .....	49
<b>2.3.1</b>	<b>Homogeneização.....</b>	<b>51</b>
<b>2.3.2</b>	<b>Solubilização .....</b>	<b>52</b>
<b>2.3.3</b>	<b>Envelhecimento .....</b>	<b>53</b>
2.4	SOLDA .....	58
<b>2.4.1</b>	<b>Soldagem a Laser .....</b>	<b>59</b>
<b>2.4.2</b>	<b>Solda do aço Maraging .....</b>	<b>64</b>
2.5	TRATAMENTO DE SUPERFÍCIE.....	67
<b>2.5.1</b>	<b>Nitretação a Plasma .....</b>	<b>70</b>
<b>2.5.2</b>	<b>Efeito da nitretação nas propriedades mecânicas.....</b>	<b>73</b>
2.6	ENSAIOS MECÂNICOS.....	74
<b>2.6.1</b>	<b>Ensaio de Tração.....</b>	<b>75</b>
<b>2.6.2</b>	<b>Ensaio Fadiga .....</b>	<b>76</b>
<b>2.6.3</b>	<b>Ensaio de Impacto (Charpy).....</b>	<b>77</b>
<b>2.6.4</b>	<b>Ensaio de Dureza .....</b>	<b>79</b>
<b>3.</b>	<b>PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E METODOLOGIA.....</b>	<b>80</b>
3.1	MATERIAL .....	80
3.2	AMOSTRAS .....	81
3.3	CORPOS DE PROVA.....	82
3.4	TESTES INICIAIS DE SOLDAGEM .....	83
3.5	TRATAMENTO TÉRMICO.....	84
3.6	NITRETAÇÃO.....	86
3.7	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	87
3.8	ENSAIO DE FADIGA .....	88

3.9	MEDIDAS DE DUREZA .....	89
3.10	ENSAIO DE IMPACTO .....	91
3.11	MEDIDAS DE RUGOSIDADE.....	93
3.12	CARACTERIZACAO MICROESTRUTURAL.....	94
<b>3.12.1</b>	<b>Metalografia .....</b>	<b>94</b>
<b>3.12.2</b>	<b>Ataque Químico e Microscopia Óptica.....</b>	<b>94</b>
<b>3.12.3</b>	<b>Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) .....</b>	<b>95</b>
<b>3.12.4</b>	<b>Microanálise por Energia Dispersiva de Raios X (EDS).....</b>	<b>96</b>
<b>3.12.5</b>	<b>Difração de Raios X .....</b>	<b>97</b>
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>98</b>
4.1	MATERIAIS .....	98
4.2	ESCOLHA DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO .....	98
4.3	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	104
4.4	ENSAIO DE FADIGA .....	117
4.5	MEDIDAS DE DUREZA .....	124
4.6	ENSAIO DE IMPACTO .....	132
4.7	MEDIDAS DE RUGOSIDADE.....	138
4.8	ANÁLISE POR MICROSCÓPIA ÓPTICA .....	139
<b>4.8.1</b>	<b>Micrografia do aço maraging sem solda e sem nitretação para o material da chapa <i>Liga 1</i>. .....</b>	<b>139</b>
<b>4.8.2</b>	<b>Micrografia do aço maraging soldado e sem nitretação para o material da chapa <i>Liga 1</i>. .....</b>	<b>140</b>
<b>4.8.3</b>	<b>Micrografia do aço maraging sem solda e nitretado para o material da chapa <i>Liga 1</i>. .....</b>	<b>144</b>
<b>4.8.4</b>	<b>Micrografia do aço maraging soldado para o material da chapa <i>Liga 2</i>.....</b>	<b>148</b>
4.9	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA .....	150
<b>4.9.1</b>	<b>Superfície de fratura do aço maraging sem solda e sem nitretação envelhecido a 480 °C por 3 horas. ....</b>	<b>150</b>
<b>4.9.2</b>	<b>Superfície de fratura do aço maraging sem solda, nitretação e envelhecido a 480 °C por 3 horas. ....</b>	<b>155</b>
<b>4.9.3</b>	<b>Superfície de fratura do aço maraging soldado, sem nitretação e envelhecido a 480 °C por 3 horas. ....</b>	<b>160</b>
<b>4.9.4</b>	<b>Superfície de fratura do aço maraging soldado e nitretado, envelhecido a 480°C por 3 horas.....</b>	<b>165</b>
4.10	MICROANÁLISE POR ENERGIA DISPERSIVA DE RAIOS X .....	170
4.11	DIFRAÇÃO DE RAIOS X .....	177
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>180</b>

<b>6.</b>	<b>TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>182</b>
<b>7.</b>	<b>REFERÊNCIA BIBLIOGRAFICA.....</b>	<b>183</b>

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços *Maraging* são considerados aços de ultra-alta-resistência, são aços à base de ferro ligado com cerca de 18% de níquel e de 7 a 12% de cobalto como um agente de reforço, com limite de escoamento entre 1.400 a 2.400 MPa. São ligas com baixo carbono, outros elementos de liga estão presentes na composição, como: molibdênio, alumínio e titânio. O termo *maraging* é devido a junção do termo em Inglês *martensite e aging*, tem estrutura martensítica e seu mecanismo de endurecimento, que é a capacidade de aumentar sua dureza e resistência mecânica, é obtido após o tratamento térmico de envelhecimento (DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014; IMO A, 2012; CHIAVERINI, 2005).

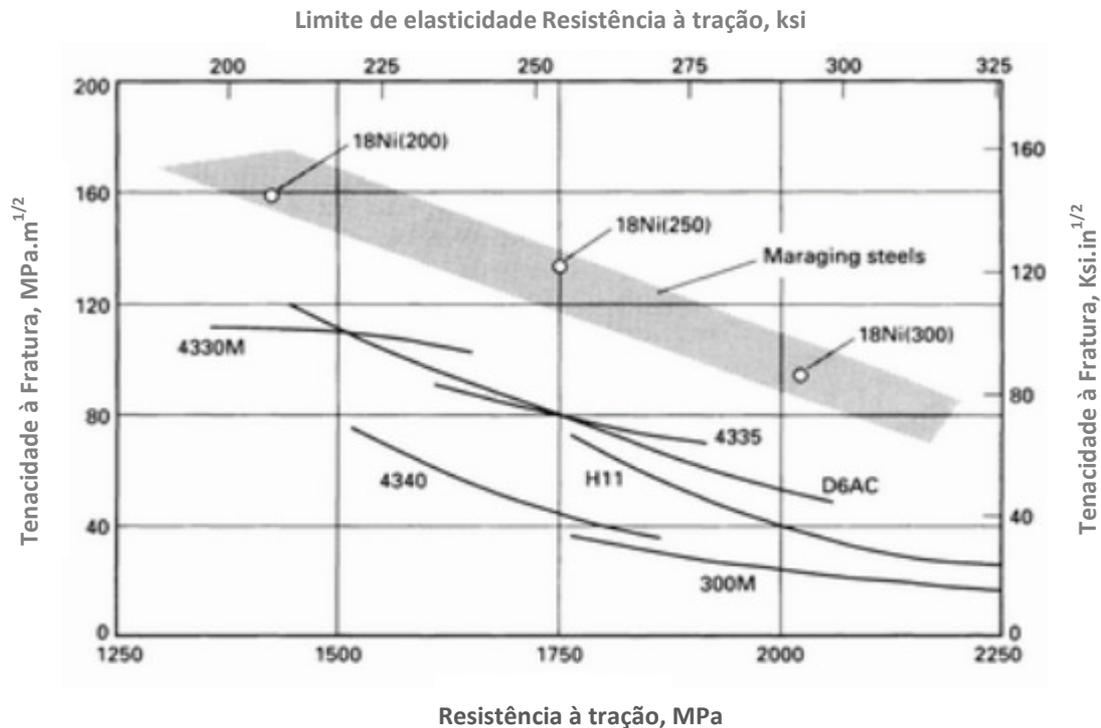
O aço *Maraging* possui propriedades superiores quando comparados a outros aços de ultra-alta-resistência, tais como a alta ductilidade, boa soldabilidade, tratamento térmico simples sem deformações, boa usinabilidade, alta resistência e resistência ao desgaste, permite excelente polimento, estas características tem ampliado a aplicação deste aço (KEY TO METAL, 2012). Na Figura 1 apresenta uma comparação entre vários aços de ultra-resistência. Pode-se notar a superioridade dos aços *maraging* com relação aos aços carbono de ultra alta resistência, com relação a tenacidade à fratura e resistência a tração.

Os aços *maraging* despertam também interesses do ponto de vista acadêmico, uma vez que a transformação martensítica nesses materiais é pouco conhecida, contrastando com o conhecimento disponível para os aços convencionais. Sendo assim, a possibilidades de inovar é muito promissora para os aços *maraging* no Brasil. (CENTRO DE GESTÃO E ESTUDOS ESTRATÉGICOS, 2010).

O desenvolvimento inicial destes aços é atribuído em grande parte ao trabalho de Bieber, no final de 1950. Desenvolvido posteriormente por Decker, Eash e Goldman que mostraram o mais efetivo endurecimento produzido em martensita de Fe-Ni com inclusão de cobalto e molibdênio, certas quantidades destes elementos têm sido introduzidas para melhorar esta propriedade. (KEY TO METAL, 2012)

Dentre as principais propriedades, pode-se destacar: alta resistência e tenacidade; permite usinagem estreita com o mínimo de distorção; tem contração uniforme durante o tratamento térmico; pode ser nitretado facilmente; resiste a propagação de trinca e corrosão; tem um alto nível de limpeza e polimento excelente; facilmente soldável. Estas características são altamente desejáveis, principalmente, para a redução de peso e aumento de segurança (ABDALLA, 2006).

Figura 1 - Combinação de Limite de resistência e tenacidade à fratura de aços maraging 18Ni comparado com aços carbono de ultra alta resistência convencionais.



Fonte: Adaptado de Schmidt e Rohrbach, 1991.

O aço maraging tem uma vantagem de custo significativo sobre outras ligas devido a boa trababilidade, retração previsível e uniforme durante o tratamento térmico (significa que o aço maraging não requer retrabalho excessivo). A sua dureza e resistência permite que ele suporte tensões repetidas de fadiga para a vida útil mais longas, principalmente quando tem um bom acabamento de superfície (DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014). O custo de produção inicial é maior, porém, há economia de energia e tempo nos processamentos térmicos e vantagens nas propriedades alcançadas.

As áreas típicas de aplicações incluem: aeroespacial; ferramentas e máquinas; componentes bélicos e fixadores. A seguir serão detalhados algumas aplicações (DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014).

**Maraging para as Forças Armadas:** As forças armadas contam com os armamentos que devem trabalhar de forma confiável por longos períodos em ambientes hostis. O aço *Maraging* mantém a sua resistência e tem um mínimo de distorção e deterioração, mesmo depois a altos valores de calor e pressão. É um material chave na fabricação de todos os tipos de munição para mísseis e rosca de perfil em dente de serra (*breech blocks*).

**Maraging em Transporte:** *Maraging* possui uma superior resistência, ductilidade, tornando o material preferido para partes críticas, como trem de pouso em todos os tipos de

aeronaves civis e militares. As mudanças de temperatura e aplicações súbitas ou constante de impacto e pressão, ou torque, tem pouco efeito sobre as peças feitas a partir do aço maraging. É o material ideal para componentes de alto desempenho internos do motor, como eixos, engrenagens e parafusos.

**Maraging em Manufatura:** O maraging tem a capacidade de conformar sem gerar rachaduras, tornando o material de escolha para mandris e broca. Sua uniforme usinabilidade e durabilidade tornam o aço ideal para a produção de engrenagens sofisticadas, utilizadas em braços robóticos para linhas de montagem, e sua alta resistência e resistência ao desgaste tornam perfeito para pinças em linhas de automação. Outros benefícios do aço maraging incluem um polimento excelente, soldabilidade com pré ou pós-aquecimento.

As forças armadas Brasileiras têm um largo interesse em estudar os aços maraging. Esta necessidade nasceu devido aos primeiros estudos aeroespaciais voltados aos materiais de alta resistência que surgiram no Brasil com o sucesso dos programas espaciais soviéticos e americanos. O Brasil foi um dos primeiros países em desenvolvimento a executar atividades espaciais de forma institucionalizada (IAE, 1998). Em 1967 foi lançado o primeiro protótipo do veículo de sondagem Sonda I a partir do CLBI (Centro de Lançamento da Barreira do Inferno), em Natal – RN (ROLLEMBERG, 2009).

No início do Programa Espacial, o Departamento de Ciências e Tecnologia Aeroespacial (DCTA), focou em dois problemas iniciais para o projeto relacionados aos envelopes motores: qual tipo de liga utilizar; e qual tratamento térmico (ANAZAWA, 2007).

Na primeira fase do programa espacial foram utilizados o aço AISI/SAE 4.140, produzido pelo processo VAR (refusão a arco sob vácuo), para o desenvolvimento dos veículos de sondagens (Sonda II e Sonda III). Em 1976, teve início o projeto do veículo de sondagem Sonda IV, aço 300M-ESR, produzido pelo processo ESR (refusão sob escória eletrocondutora), foi utilizado. Novos projetos surgiram, fabricado em aço 300M, iniciou o desenvolvimento do projeto Sonda IV, hoje a base do projeto VLS1 (PALAU, 2011).

A mudança do aço 300M para o aço maraging foi impulsionada devido ao elevado custo para a realização dos ciclos de tratamento térmico com atmosfera controlada e temperatura interrompida em banho de sal fundido a 200 °C para os aços 300M. Estes tratamentos ainda geravam deformações residuais difíceis de serem corrigidas. Com isto iniciou um novo processo de pesquisa, voltada ao aço maraging 300 (PALAU, 2011).

Atrelado ao estudo do material, também se enveredou em conhecer como o aço maraging se comportaria em condições diversas e para isto, testes sobre a Solda e Tratamentos Termoquímicos foram utilizados.

Como já mencionado, o aço maraging tem boa soldabilidade, menor susceptibilidade a trincas de solda, melhor tenacidade à fratura da junta soldada e da zona termicamente afetada (ZTA) e com menores custos dos processos de soldagem (PALAU, 2011). Pode ser soldado na condição solubilizada, ou na condição envelhecida, sem a necessidade de tratamentos prévios à soldagem. Após a solda, basta envelhecer a estrutura soldada, levando a região de fusão e a zona termicamente afetada a atingirem novamente a resistência mecânica desejada (PADIAL, 2002).

Poucos estudos de soldagem relacionados à liga do aço maraging 18 Ni (300) foram executados, principalmente soldagem a *Laser*, embora exista interesse por parte da indústria aeronáutica e aeroespacial com relação ao material. O processo de soldagem a *Laser*, também chamada de *Laser Beam Welding* (LBW), é um método de união que utiliza feixe de luz colimada, envolvendo fusão e solidificação (ABDALLA, 2011). A determinação da viabilidade e determinação dos melhores parâmetros para a solda desta liga se tornaram urgente para a pesquisa. Também a caracterização mecânica e microestrutural do material e da região soldada em aços maraging 300 são importantes.

Outro fator de interesse é a possibilidade de associar a boa qualidade estrutural desses aços aos processos de tratamento de superfície (ABDALLA, 2011; SOUZA, 2002), o tratamento de superfície é um processo que permite alterar as propriedades de dureza superficial, desgaste, corrosão e resistência térmica do material.

Nas últimas duas décadas tem havido diversos progressos na tecnologia utilizada nos processos de tratamentos de superfície, principalmente com o desenvolvimento do método de nitretação por plasma em forno a vácuo e métodos de implantação iônica.

O tratamento termoquímico de nitretação por plasma oferece diversas vantagens. Entre outros se pode mencionar: menor distorção dimensional; melhor acabamento; maior dureza superficial; melhores propriedades metalúrgicas; produz uma camada densa, não porosa de alta dureza e com um baixo coeficiente de atrito e excelente resistência ao desgaste; camada uniforme; resultados reprodutíveis e de qualidade constante (INFORGEL, 2014).

Estudos realizados recentemente, comparando vários métodos de nitretação, mostram que é possível melhorar sensivelmente as propriedades metalúrgicas dos metais, utilizando a implantação com feixe de íons e a nitretação com plasma intensificado (INFORGEL, 2014).

Por outro lado, estes tratamentos introduzem alterações na microestrutura dos aços, uma vez que atuam como um ciclo de tratamento térmico devido ao tempo de permanência nas temperaturas utilizadas durante o processo (MAHBOUBI, 1995; ABDALLA, 2011). Os tratamentos de superfície convencionais para estruturas como trens de pouso de aeronaves

ainda necessitam de uma técnica eficiente para substituir o tratamento de cromo duro, que, apesar de melhorar as propriedades de desgaste, reduz consideravelmente a vida em fadiga (NEGRÃO, 1995; NASCIMENTO, 2001; EMBRAER, 1996; ABDALLA, 2011).

Neste trabalho, foi avaliado os parâmetros de soldagem através de testes realizados com solda a Laser autógena no aço maraging 300, antes e depois do processo de endurecimento por envelhecimento, sendo utilizado em algumas amostras tratamento de superfície por nitretação a plasma para uma análise comparativa. As análises da região da solda foram feitas através dos ensaios mecânicos de tração, dureza, impacto e fadiga axial, além da análise microestrutural da região soldada.

Este trabalho é parte integrante do projeto multi-institucional aprovado pela CAPES, intitulado “*Otimização de Tratamentos Térmicos e Termoquímicos e Aplicação de Processos a Laser e a Plasma em Aços Aeronáuticos*”, envolvendo a Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá-UNESP, o Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA, o Instituto de Estudos Avançados – IEAv/DCTA e a Escola de Engenharia de Lorena – EEL/USP, na modalidade Pró-Defesa.

## 1.1 MOTIVAÇÃO

Como mencionado por Hornbogen (1987) e He (2002), os aços de ultra-alta-resistência são de extrema importância para a indústria bélica, podendo citar os aços 300M (utilizado atualmente na indústria aeroespacial) e maraging, envolvendo tecnologias estratégicas nem sempre acessíveis.

Com esta motivação, decidiu-se aprimorar as pesquisas para o aço maraging 300 nas condições críticas de aplicação, avaliando sua eficácia e confiabilidade. Espera-se que o trabalho possa contribuir para que o Brasil comece a dominar o processo, propriedades e, no futuro, passe a produzir e comercializar o aço maraging, para ter autonomia e evitar dependência externa.

## 1.2 OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo geral avaliar as propriedades mecânicas e características microestruturais do aço maraging 300 soldado a Laser submetido a tratamentos térmicos e termoquímicos.

Para alcançar este objetivo foram percorridos os seguintes objetivos específicos:

- Realizar testes para escolha da temperatura de envelhecimento mais adequada para o aço maraging 18Ni (300) em diferentes temperaturas e tempos de permanência em forno;
- Realizar soldagem autógena a laser, sem adição de metal, no aço maraging 300;
- Realizar combinações de tratamento térmico de homogeneização, solubilização e envelhecimento, para melhorar as propriedades mecânicas do aço, principalmente na zona fundida e termicamente afetada da solda;
- Realizar a nitretação a plasma na temperatura de 480 °C por 3 horas induzindo, simultaneamente, o tratamento de envelhecimento;
- Avaliar o comportamento das regiões soldadas e superfície nitretada ao serem submetidas a ensaios de tração, dureza, impacto e fadiga axial;

- Analisar a microestrutura da região soldada e da superfície nitretada através da caracterização microestrutural por microscopia óptica, eletrônica de varredura e difração de raios X;
- Associar as propriedades mecânicas às características microestruturais e analisar as correlações existentes.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 HISTÓRIA DOS AÇOS MARAGING

O desenvolvimento dos aços níquel, maraging, começou nos laboratórios de pesquisa da Inco (The International Nickel Company) no final de 1950 por Clarence George Bieber. Este estudo se baseou no conceito de utilização de outros elementos de liga para produzir o endurecimento por envelhecimento com baixo teor de carbono em uma matriz martensítica de ferro-níquel. Por isso, o termo "*maraging*" foi dado a estes aços para significar esse mecanismo de endurecimento. Este trabalho resultou nos primeiros dois tipos de aços maraging, os aços assim chamados 25% e 20% de aços níquel, estas ligas dependem de uma combinação de titânio, alumínio e nióbio para produzir o endurecimento por envelhecimento (INCO,1976; FLOREEN, 1968; SHA, 2009; Padial, 2002). A composição desta classe de aço maraging pode ser vista na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química e propriedades mecânicas dos primeiros aços maraging, antes da descoberta do sistema Co-Mo.

Liga	Composição (% em peso)							Lim.	Lim.	Along.	Est.
	Fe	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Nb	Res. MPa	Esc. MPa	(A) %	( $\phi$ ) %
<b>25</b>	Bal.	25	-	-	1,6	0,2	0,4	-	1750	-	-
<b>20</b>	Bal.	20	-	-	1,7	0,2	0,4	-	1700	-	-

Fonte: PADIAL, 2002.

As ligas de 25% e 20% de Níquel à temperatura ambiente se mantinham austeníticas e instáveis, os tratamentos térmicos para endurecimento e a fragilidade destas ligas mostraram uma necessidade de se avançar com as pesquisas nesta época.

Em 1960, Decker, Eashe Goldman descobriram o endurecimento muito eficaz produzido na martensita em Fe-Ni pela adição de cobalto + molibdênio. (FLOREEN, 1968;). A Tabela 2 mostra a composição após descoberta do sistema Co-Mo.

As ligas intituladas maraging foram caracterizadas por baixo carbono, matriz de Fe-Ni ou Fe-Ni-Co que poderia ser facilmente envelhecida para proporcionar um elevado nível de resistência (FLOREEN, 1984).

Tabela 2 - Composição química e propriedades mecânicas dos aços maraging, após descoberta do sistema Co-Mo.

Liga	Composição (% em peso)							Lim.	Lim.	Along.	Est.
	Fe	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Nb	Res.	Esc.	(A)	( $\phi$ )
<b>18Ni</b>								<b>MPa</b>	<b>MPa</b>	<b>%</b>	<b>%</b>
(200)	Bal.	18	8,0	3,0	0,2	0,1	-	1450	1410	13	65
(250)	Bal.	18	8,0	5,0	0,4	0,1	-	1750	1720	13	63
(300)	Bal.	18	9,0	5,0	0,7	0,1	-	1960	1890	11	55
(350)	Bal.	18	12,0	4,0	1,6	0,2	-	2450	2380	9	45
<b>13Ni</b>								<b>MPa</b>	<b>MPa</b>	<b>%</b>	<b>%</b>
(400)	Bal.	13	15	10	0,2	0,1	-	2690	2620	5	27

Fonte: PADIAL, 2002.

No final da década de 70 e início de 80, com a grande queda na disponibilidade do cobalto e violenta subida nos preços desse elemento, houve uma retomada no desenvolvimento dos aços maraging sem cobalto. O teor de cobalto era reduzido, ou não continham cobalto em sua composição química, o titânio foi utilizado como um dos principais elementos endurecedores e o molibdênio também foi reduzido (CARVALHO, 2012; PADIAL, 1994; SCHMIDT, 1990; FLOREEN, 1988). A composição ideal dos elementos de liga como níquel, molibdênio, titânio e outros constituintes, se balanceados cuidadosamente, poderiam ser facilmente produzidos usando processos de transformação convencionais, atingindo limite de resistência por volta de 260.000 Psi (ou 1.800 MPa) (FLOREEN, 1984).

Além dos aços maraging comerciais sem cobalto, diversos tipos de aços maraging experimentais foram desenvolvidos nos últimos anos (CARVALHO, 2012; SHA, 2011).

Hoje se tem muitos estudos gerados no Brasil relacionado ao aço maraging justificando sua produção nacional, porém a produção deste ainda não ocorre por falta de um mercado consumidor que garanta e sustente a produção deste material, hoje o consumo deste material no Brasil, em sua maior parte, é feito pela indústria aeroespacial. Muitos países no mundo já produzem o aço maraging em grande escala, cerca de 1 a 25 Toneladas/ mês. Dentre os países que comercializam este material estão: China (Shangai, Tianjin, Guangdong, Chongqing), Índia (Mumbai,) Inglaterra, França, dentre outros.

O Instituto nacional Aço Brasil publica mensalmente dados estatísticos com o desempenho do setor. Além da produção brasileira de aço, pode conhecer números de vendas, exportação, importação. Como pode ser visto na Tabela 3.

Tabela 3 - Dados do mercado Nacional para produção de aço.

DADOS DE MERCADO
Parque produtor de aço: 29 usinas, administradas por 11 grupos empresariais.
Capacidade instalada: 48,4 milhões de t/ano de aço bruto
Produção Aço Bruto: 34,2 milhões de t
Produtos siderúrgicos: 33,0 milhões de t
Consumo aparente: 26,4 milhões de t
Número de colaboradores: 124.059
Saldo comercial: US\$ 1,3 bilhões
17º Exportador mundial de aço (exportações diretas)
6º Maior exportador líquido de aço (exp - imp): 4,4 milhões de t
Exporta para mais de 100 países
Exportações indiretas (aço contido em bens): 3,0 milhões de t
Consumo per capita de aço no Brasil: 131 quilos de produto siderúrgico/habitantes
Principais setores consumidores de aço: Construção Civil; Automotivo; Bens de capital, Máquinas e Equipamentos (incluindo Agrícolas); Utilidades Domésticas e Comerciais.

Fonte: AÇO BRASIL, 2015.

Os aços maraging tem evoluído de acordo com os níveis de escoamento que os materiais experimentam, recebendo a denominação de maraging 200, 250, 300, 350 e 400 (medidas de escoamento em Ksi), os limites de tensão variam entre 1000 a 2500 MPa. (PADIAL, 2002; METALS HANDBOOK, 1996; SHA, 2009).

Para o aço maraging 250 comercialmente vendido, as aplicações típicas incluem mísseis e envelope motor de foguetes, peças para aterrissagem e decolagem de aviões, munições, material aeroespacial, ferramentas de extrusão, fundição, materiais de alto desempenho para sistema de eixos, engrenagens e parafusos. Sua composição, em massa, varia: carbono máximo de 0,03%; manganês máximo de 0,10%; silício máximo de 0,10 %; fósforo máximo de 0,010 %; enxofre máximo de 0,010%; níquel de 17,00 a 19,00%; cobalto de 7,00 a 8,00%; molibdênio de 4,60 a 5,20%; titânio 0,30 a 0,50%; alumínio de 0,05 a 0,15; cromo máximo de 0,50 %; cobre máximo de 0,50% e ferro balanceado (DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014). A Tabela 4 mostra as propriedades mínimas após tratamento térmico.

Tabela 4 - Propriedades mínimas do aço maraging 250 após tratamento térmico.

Dureza	Charpy (V-notch)	Redução de Area	Alongamento	Limite de Escoamento	Tenacidade a Fratura (KIC)
48 HRC	20,34 J	50%	6,0%	1.655 MPa	75 MPa.m <sup>1/2</sup>

Fonte: Adaptado de DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014.

A Tabela 5 mostra as propriedades físicas do material, como densidade e coeficiente de dilatação térmica.

Tabela 5 - Propriedades físicas do aço maraging 250.

Densidade	Coeficiente médio de dilatação térmica (20 – 480 °C)
8.10 <sup>9</sup> g/m <sup>3</sup>	1,55 x 10 <sup>-4</sup> mm/mm. °C

Fonte: Adaptado de DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014.

O tratamento térmico de envelhecimento do aço *Maraging 250* fundido a vácuo é realizado à temperatura de 482 °C ±10 permanecendo durante 6 horas, em seguida, resfriado a temperatura ambiente. Durante o tratamento térmico de envelhecimento o aço maraging retrai uniforme e de forma previsível em todas as dimensões (aproximadamente 0.0009 in/in). Para o aço *Maraging* fundido sob pressão, após a usinagem do material, é recomendado solubilizar à temperatura entre 815 - 830 °C durante 1 hora por polegada de espessura, após término da usinagem, um tratamento térmico de envelhecimento entre 520-537 °C durante 6 horas é recomendada. (DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014)

A usinagem dos aços *maraging 250* na condição solubilizada é comparável ao aço 4340. No entanto, quando o aço maraging é envelhecido, o tipo de ferramentas para o seu corte e a velocidade se alteram. Equipamentos rígidos, suportes de ferramentas firmes, ferramentas afiadas e refrigerante abundante são essenciais.

O aço *Maraging 250* pode ser soldado sem pré-aquecimento, tanto na condição solubilizada, como envelhecida. Apenas um tratamento térmico de envelhecimento é necessário para restaurar as propriedades da região soldada (SAE ASM 6512, 2012; ASTM A 538, 1987; DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014).

O aço *Maraging 300*, material utilizado neste estudo, não difere consideravelmente do *Maraging 250* vendido comercialmente. Suas aplicações típicas incluem mísseis e envelope motores para foguetes, trens de pouso e decolagem, munições, componentes aeroespacial,

ferramentas para extrusão, fundição, tubulações de alto desempenho, engrenagens, fixadores, etc. Sua composição em massa varia: carbono máximo de 0,03%; manganês máximo de 0,10%; silício máximo de 0,10%; fósforo máximo de 0,010%, enxofre máximo de 0,010; níquel de 18,00 à 19,00%; cobalto de 8,50 à 9,50%, molibdênio de 4,60 à 5,20%; titânio de 0,50 à 0,80%; alumínio de 0,05 à 0,15%; cromo máximo de 0,50%, cobre máximo de 0,50% e ferro balanceado (DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014).

A Tabela 6 mostra as propriedades mínimas do material após tratamento térmico.

Tabela 6 - Propriedades mínimas do aço maraging 300 após tratamento térmico:

Dureza	Charpy (V-notch)	Redução de Area	Alongamento	Limite de Escoamento	Tenacidade a Fratura (KIC)
52 HRC	16,27 J	47%	5,0%	1.930 MPa	60 MPa.m <sup>1/2</sup>

Fonte: Adaptado de DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014.

A Tabela 7, mostra as propriedades físicas do material, como densidade e coeficiente de dilatação térmica.

Tabela 7 - Propriedades físicas do aço maraging 300:

Densidade	Coeficiente médio de dilatação térmica (20 – 480 °C)
8.10 <sup>9</sup> g/m <sup>3</sup>	1,55 x 10 <sup>-4</sup> mm/mm °C

Fonte: Adaptado de DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014.

As condições de tratamento térmico de envelhecimento, tanto para a fundição sob pressão como a fundição à vácuo são semelhantes ao processo utilizado para o aço *Maraging* 250. Outras propriedades como usinagem e soldagem também não diferem das condições usadas para a classe 18 Ni 250. As outras classes desta liga seguem o mesmo padrão.

Para entender melhor o processo de endurecimento dos aços *Maraging*, precisa-se observar o mecanismo de como este efeito é obtido, observando sua composição, estrutura e mecanismo endurecedor. Após entender este processo torna-se compreensível as vantagens deste aço.

O aço *maraging* possui como principais elementos de liga em sua estrutura o Ni-Co-Mo, uma liga de Fe-Ni e elementos químicos adicionais, que estão diretamente relacionados ao seu mecanismo de endurecimento. Estes elementos podem ser classificados

de acordo com sua influência neste endurecimento como fortes (Be, Ti), moderados (Al, Nb, Mn, Mo, Si, Ta, V e W) e fracos (Co, Cu, Zr) (SILVA, 2005; MAGNÉE, 1974). O Quadro 1 mostra a influência que cada elemento de liga exerce sobre o aço Maraging.

Os aços *Maraging* foram concebidos para desenvolver alto alongamento com a melhor resistência para os vários níveis de tensão. Em contraste com as convencionais ligas de aço de ultra-alta resistência, em que o carbono é um essencial constituinte e a martensita do carbono é o elemento endurecedor necessário para o desenvolvimento de alta resistência. Em consequência, a tenacidade dos aços maraging é distintamente superior à dos aços convencionais nos mesmos níveis de resistência (INCO, 1976).

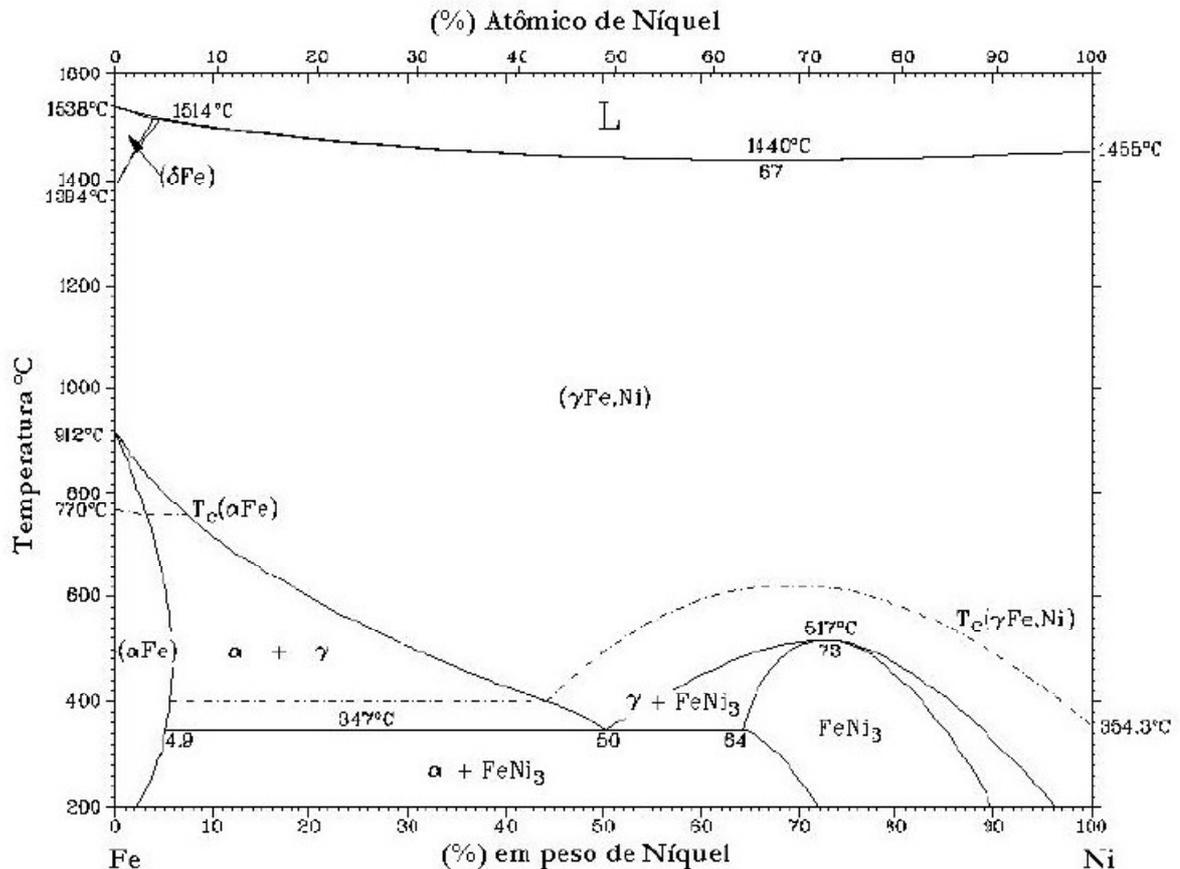
Quadro 1 - Influência dos elementos de liga nas propriedades dos aços maraging.

Elemento	(%) em peso	Nível presente	Efeito
Níquel	17 – 19	Muito baixo (↓) Muito alto (↑)	(↓) resist. mecânica Ms(↑), produz $\gamma_{resfr.}$ → tenacidade e resist. (↓)
Cobalto	7 – 9,5	Muito baixo (↓) Muito alto (↑)	(↓) indiretamente resist. mecânica (↑) resist. (↓) tenacidade
Molibdênio	3,0 – 5,2	Muito baixo (↓) Muito alto (↑)	(↓) Resistência mecânica (↑) resist. (↓) tenacidade
Titânio	0,1 – 0,8	Muito baixo (↓) Muito alto (↑)	(↓) resistência mecânica (↓) tenacidade
Alumínio	0,05 – 0,15	Muito alto (↑)	(↑) resist. (↓) tenacidade
Boro e Zircônio	Teores muito baixos		Retardam a aglomeração de carbonetos nos contornos de grão
Carbono	0,03 máx	Muito alto (↑)	Forma carbonetos grosseiros no bruto de fusão e partículas finas no contorno do grão que são redissolvidas durante o tratamento térmico. (↓) resist. (↓) tenacidade
Cálcio	0,05		Desoxidante
Oxigênio	Residual	Muito alto (↑)	(↓) tenacidade
Enxofre	0,01 máx	Muito alto (↑)	Forma-se TiS (↓) tenacidade (↓) duct. quente
Silício	0,1 máx	Muito alto (↑)	(↓) tenacidade
Manganês	0,3 máx	Muito alto (↑)	(↓) tenacidade

Fonte: LINNERT, 1967.

O diagrama da Figura 2 apresenta as fases L (líquido),  $\delta$ Fe (solução sólida – ferrita  $\delta$ ),  $\gamma$  (Fe-Ni) (solução sólida – austenita),  $\alpha$  (solução sólida – ferrita  $\alpha$ ) e  $\text{FeNi}_3$  (composto intermetálico). A fase martensítica surge com o resfriamento rápido a partir do campo  $\gamma$ .

Figura 2 - Diagrama de equilíbrio Fe-Ni.



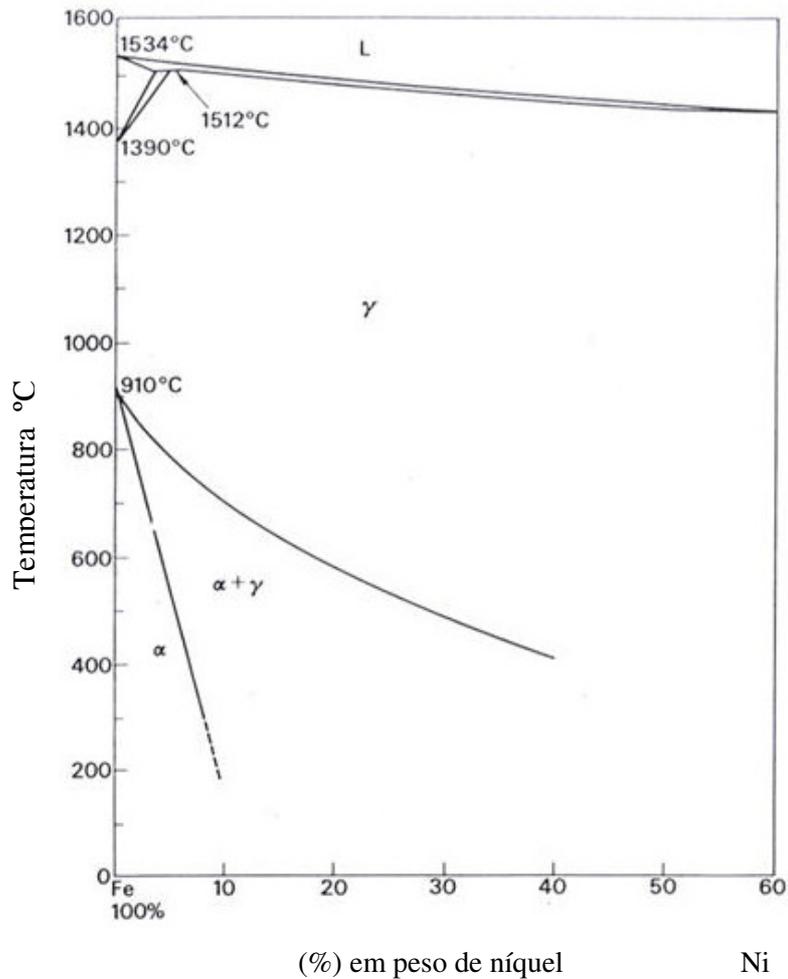
Fonte: Adaptado de THE MATERIALS INFORMATION SOCIETY, 1996.

Os aços maraging por possuírem baixo teor de carbono em sua estrutura, sua martensita após a solubilização é relativamente mole. O endurecimento feito através do tratamento térmico chamado de *ENVELHECIMENTO* (ou endurecimento por precipitação) ocorre com pequenas alterações dimensionais, favorecendo a manufatura do material antes de seu endurecimento. Em muitos casos, peças completamente acabadas podem ser usinadas no estado recozido e depois endurecidas por tratamento térmico de envelhecimento (PADIAL, 2002; FLOREEN, 1968).

Algumas vezes, este material sofre o processo de homogeneização a temperaturas de 1.040 a 1.320 °C, para evitar precipitados indesejáveis (PADIAL, 2002), seguido do tratamento térmico de solubilização a temperaturas de 815 a 850 °C, resfriando

posteriormente até a temperatura ambiente. Posteriormente, é endurecido pelo processo de precipitação, nesta fase o aço maraging atinge elevados valores de dureza. A transformação pode ser vista no diagrama de transformação de fases (Figuras 3 e 4) através do sistema binário Fe-Ni simplificado.

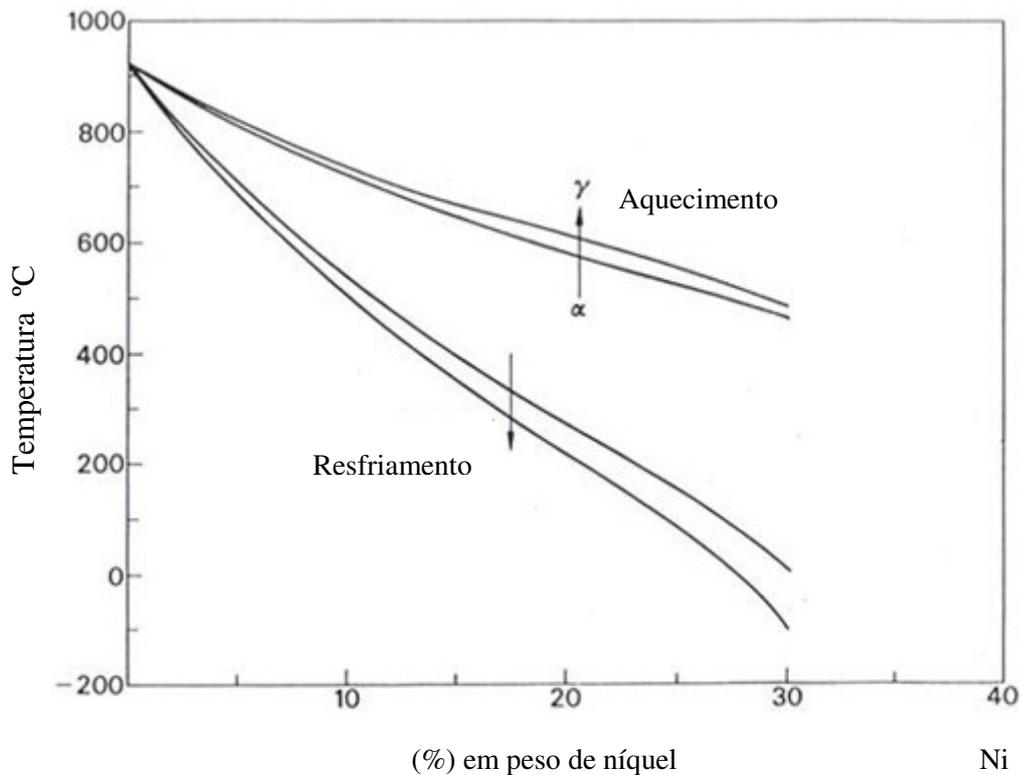
Figura 3 - Temperatura versus percentual em massa de níquel dos aços maraging (estável).



Fonte: Adaptado de KEY TO METALS, 2012.

A Figura 3 mostra o diagrama de equilíbrio parcial do aço maraging através da temperatura versus concentração de níquel no solvente ferro, podendo ser visto alterações no material, do aço  $\alpha$  para o aço  $\gamma$  com o aumento da temperatura, ou seja, da estrutura CCC (cúbica de corpo centrado) para CFC (cúbica de face centrada). A Figura 4 mostra a histerese no aquecimento, e no resfriamento deste material, ou seja, a transformação de austenita em martensita no resfriamento e a reversão da martensita em austenita no aquecimento, entre estes dois limites está o foco deste trabalho no estudo do tratamento de envelhecimento deste material.

Figura 4 - Temperatura versus percentual em massa de níquel dos aços maraging (metaestável)



Fonte: Adaptado de KEY TO METALS, 2012.

A Tabela 8 mostra as propriedades mecânicas dos aços maraging para as condições de tratamento térmico: solubilizado por 1 h a 820 °C; envelhecido por 3 h e 480 °C nas séries 200, 250 e 300; envelhecido por 12 h e 480 °C na série 350.

Devido a metalurgia física e as propriedades dos aços maraging serem superiores, comparado com os aços ao carbono, esta liga apresenta muitas vantagens comerciais que estão resumidas no Quadro 2.

As ligas dos aços maraging são facilmente soldáveis, possui resistência à fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão e são geralmente superiores aos aços de alta resistência e baixa liga. Talvez o principal atributo, a principal razão para o elevado interesse nos aços maraging, é nitidamente a melhor tenacidade combinada com os altos níveis de resistência (FLOREEN, 1968).

Tabela 8 - Propriedades mecânicas.

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

Fonte: CARVALHO, 2012; INCO, 1979.

Quadro 2 - Vantagens do aço maraging.

Propriedades Mecânicas	Processamento e fabricação	Tratamento térmico
1. Alta relação entre resistência e peso; 2. Alta resistência ao impacto 3. Mantém alta resistência até pelo menos 350 ° C; 4. Alta resistência ao impacto e tenacidade à fratura (modo de deformação plana).	1. Os tipos de forjados são passíveis de deformação a quente e a frio por varias técnicas. Endurecimento por trabalho a frio são obtidos a baixas taxas. 2. Excelente soldabilidade, quer solubilizado ou envelhecido. Não exige pré-aquecimento. 3. boa usinabilidade. 4. Facilidade de fundição.	1. Não requer têmpera. Resfriamento na solubilização é feito ao ar. Resfriamento a partir de 820–900 °C. 2 Endurecido e reforçado pelo tratamento térmico de envelhecimento entre 450-500°C. 3. Sem descarbonetação. 4. alterações dimensionais durante o envelhecimento são muito pequenas, é possível manufaturar antes do endurecimento 5. Pode-se endurecer a superfície por nitretação.

Fonte: Adaptado de INCO, 1976.

## 2.2 METALURGIA FÍSICA PARA OS AÇOS MARAGING

Os aços maraging contêm muito pouco carbono e as reações de precipitação envolvem elementos substitucionais que formam compostos intermetálicos; carbonetos não são importantes. Em contraste, o fenômeno de endurecimento secundário que pode ocorrer durante a têmpera em certos aços está associada com a precipitação de carbonetos finos que são ricos em elementos de liga tais como Mo e Cr (MEYRICK, 2010; SOUZA, 2007).

Os tratamentos de envelhecimento que provocam o endurecimento secundário são realizadas a temperaturas mais elevadas do que as usadas nos tratamentos térmicos de revenimento em aços de baixa liga. Nestes são introduzidos outros elementos de liga e a melhoria da resistência pode ser esperado. Isto pode ser vantajoso, desde que os processos de endurecimento por precipitação secundária sejam capazes de produzir tensões internas extremamente elevadas.

Tem se dedicado muita pesquisa a este objetivo e uma classe de aços contendo Ni, Co, Cr e Mo tem sido desenvolvida, em que os rendimentos de endurecimento secundário mostram altos níveis de resistência e boa tenacidade (MEYRICK, 2010).

### 2.2.1 Transformação da Martensita

A martensita dos aços maraging é normalmente cúbico de corpo centrado (CCC), as ripas de martensita contém elevada densidade de discordâncias e sem maclas. O diagrama de fase metaestável da Figura 4 indica o comportamento típico dos aços maraging durante o resfriamento a partir da temperatura de solubilização. Durante o resfriamento, após o tratamento de solubilização, a austenita cúbica de face centrada (CFC) transforma-se em uma estrutura martensítica (CCC) por uma reação de cisalhamento sem difusão e sem decomposição nas fases de equilíbrio. Esta transformação da austenita em martensita não ocorre até que a temperatura de início da transformação ( $M_s$ ) seja atingida. A temperatura  $M_s$  deve ser suficientemente alta para que uma completa transformação para martensita ocorra antes do aço atingir a temperatura ambiente (FLOREEN, 1978; CARVALHO, 2012).

A maioria dos aços maraging tem a temperaturas  $M_s$  em torno de 200 a 300 °C (390-570 °F) e são inteiramente martensítica à temperatura ambiente. A estrutura martensita resultante é relativamente forte, após o envelhecimento (52 HRC) e dúctil (alongamento de 5% e redução de área de 47%) (DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014).

Se a liga é levada a uma temperatura abaixo da temperatura  $A_s$  (exemplo, o início de  $\alpha \rightarrow \gamma$ , a transformação é mostrada na Figura 4) a martensita irá se decompor em austenita em equilíbrio e ferrita, ou seja, a martensita é revertida para as estruturas de equilíbrio (Figura 3). A taxa de reversão a esta reação depende da temperatura e, felizmente, para os aços maraging, na temperatura da ordem de 485 °C, é lenta o suficiente para permitir que o endurecimento por precipitação seja alcançado antes que a reação de reversão predomine.

Se, por outro lado, a liga é aquecida acima da temperatura  $A_s$ , a martensita é transformada por um processo de cisalhamento de volta para austenita da mesma composição. Na prática, é muitas vezes encontrada, mesmo com taxas de aquecimento relativamente rápida, que alguma reversão ocorra durante aquecimento com influência de subsequente reação de cisalhamento.

A Figura 3 indica apenas que as ligas contendo até aproximadamente 33% de níquel irá transformar martensiticamente. Aumentando o níquel não são necessárias altas taxas de resfriamento para formar a martensita. Em até 10% de níquel a estrutura martensitica é completamente formada, mesmo com resfriamento muito lento. Esta particularidade da martensita, tem sido geralmente chamada de Martensita Massiva (FLOREEN, 1968).

Para a concentração de 18% de níquel, observa-se que a temperatura de transformação pode abaixar, favorecendo a formação de martensita para qualquer condição de resfriamento. A temperatura  $M_s$  para este teor de Ni é por volta de 288 °C .

Algumas vantagens para o aço maraging 18Ni (300) podem ser observadas na formação da martensita, como, excelente tenacidade e resitência, possuindo uma matriz que favorece a reação de endurecimento por precipitação. O tratamento térmico de endurecimento chamado envelhecimento, pode ser feito após a manufatura de produtos deste material, pois sua estrutura martensitica relativamente mole favorece o processo de usinagem ou conformação. Esta vantagem é devido a histerese na reação de transformação, durante as fases de aquecimento e resfriamento, ou seja, a martensita formada, durante o resfriamento, em faixas de temperatura de 304 a 260 °C, permanece estável até a temperatura de 620 °C (SANTOS, 2001; LANG, 1971).

A martensita massiva é encontrada em uma faixa de composição de aproximadamente 10 a 25% de níquel. A composição limite não é exata, e varia, não só com a velocidade de resfriamento, mas também com a temperatura de recozimento e componentes intersticiais.

Começando por 25% de níquel, duas novas morfologias começam a formar na martensita, uma contendo internamente uma estrutura com maclas e uma contendo martensita em ripas. As razões para a formação destas estruturas, até este momento, ainda não são

explicadas. Neste estudo, a transformação da martensita massiva é o processo de maior importância (FLOREEN, 1968).

### 2.3 TRATAMENTO TÉRMICO NOS AÇOS MARAGING

Um tratamento térmico típico é apresentado: austenitização a 850 °C, resfriando até a temperatura ambiente e envelhecendo durante 3 horas a 480 °C. O limite de elasticidade pode ser tão alto como 2.400 MPa, com 6% de alongamento.

Durante a austenitização, essencialmente, todos os elementos de liga são dissolvidos na matriz. A possibilidade de precipitação de alguns elementos de liga dão ao aço capacidade de endurecimento. Observe que, como o aço contém menos de 0,03% de C, a transformação difusional controlada deve ser evitada, para que se forme a martensita, ao invés de formar ferrita e a precipitação de compostos intermetálicos entre o ferro e os elementos de liga (MEYRICK, 2001).

Estes compostos crescem por meio de difusão substitucional que é um processo lento em comparação com a difusão intersticial. Isto porque a martensita tem um teor de carbono baixo e é relativamente mole, normalmente na gama de cerca de 25 a 30 HRC. Isto significa que a usinagem podem ser feita facilmente nas partes a serem manufaturadas depois que a transformação martensítica tenha acontecido.

A martensita com microestrutura tipo ripa contém muitas discordâncias e interfaces. Isto se torna importante durante o processo de envelhecimento, porque eles são sítios catalíticos para a nucleação heterogênea dos compostos intermetálicos.

Durante o envelhecimento, muitos precipitados pequenos de  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  e  $\text{FeTi}$  se formam. Estes precipitados promovem barreiras aos planos de escorregamento que são necessários para promover a alta resistência. Além disso, os precipitados nucleiam heterogêneamente sobre as discordâncias, mantendo a densidade de discordâncias presentes inicialmente e impedindo que a recuperação ocorra durante o processo de envelhecimento. A recuperação, poderia reduzir a tensão de escoamento.

O cobalto fornece algum reforço à solução e tem sido sugerido que a matriz rica em cobalto sofre curta faixa de ordenação que também contribuem para o endurecimento. Muitas pesquisas foram dedicadas para este objectivo e uma classe de aços contendo Ni, Co, Cr, e Mo foi desenvolvida durante os últimos 25 anos. Nestes aços o endurecimento secundário

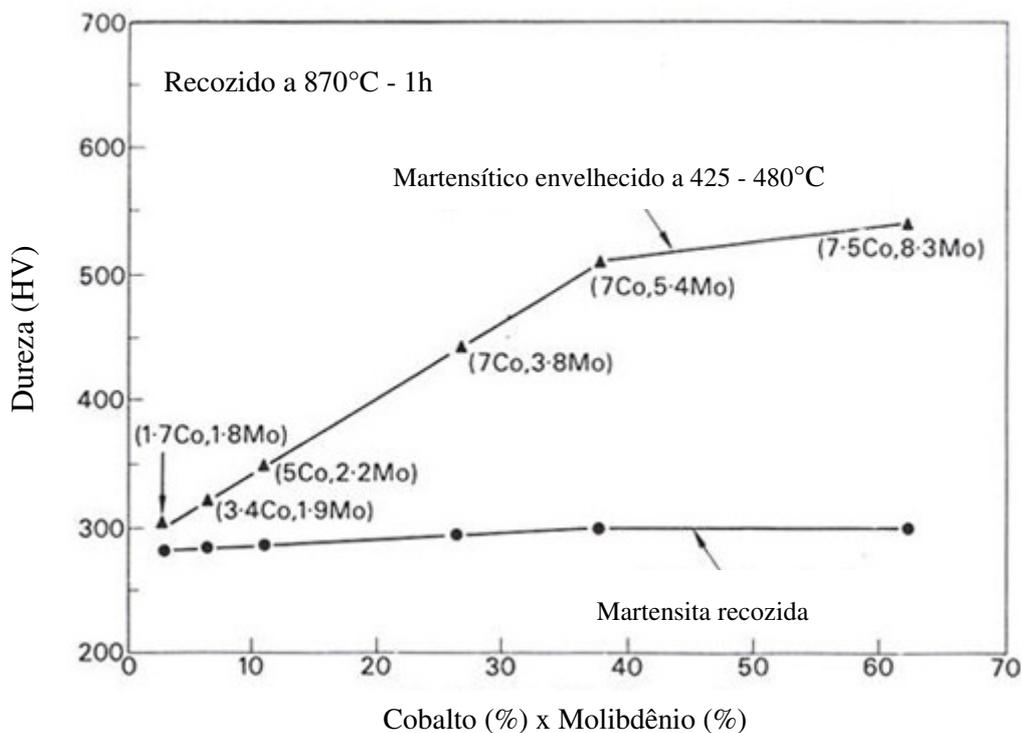
promove altíssima resistência e boa tenacidade (MEYRICK, 2001; CEFET, 2014; JAMNIG, 2010).

Os principais efeitos gerado pelo Cobalto são:

- adições de cobalto causa um aumento da temperatura  $M_s$ , em contraste com as reduções causadas por outros elementos;
- dissolve-se, principalmente na matriz e proporciona um certo reforço na solução e, mais importante, acelera a cinética de nucleação e crescimento dos carbonetos de liga responsáveis pela endurecimento secundário.

Na Figura 5 pode-se verificar o aumento na dureza em função do aumento de cobalto no aço maraging.

Figura 5 - Percentual de cobalto-molibdênio contra dureza (HV) para aços maraging.



Fonte: Adaptado de KEY TO METALS, 2012.

Técnicas de fusão a vacuo são utilizadas para minimizar P, O, S e N; isto é necessário para garantir uma resistência aceitável. É interessante notar que estes aços têm sido desenvolvidos para terem uma boa resistência à corrosão sob tensão.

Uma vez que os tratamentos de revenimento, que causam endurecimento secundário, são realizadas a temperaturas mais elevadas do que as usadas nos tratamentos térmicos de aços de baixa liga e de baixa liga modificados, a melhora da tenacidade pode ser esperada.

Isto pode ser vantajoso, desde que os processos de precipitação de endurecimento secundário seja capaz de produzir forças elevadas.

### 2.3.1 Homogeneização

O tratamento térmico de homogeneização, basicamente, é um processo para eliminar a segregação dos elementos de liga em materiais metálicos. Para isto, a estrutura metálica é levada a temperaturas elevadas (abaixo do ponto de *solidus* para a particular composição da liga), onde possa ocorrer difusão de seus elementos de ligas com certa rapidez (PADIAL, 2002; ROCHA, 1995).

Os materiais quando com estrutura bruta de fusão, após o processo de fabricação, devem ser modificados para melhora de suas propriedades antes de sua utilização. O tratamento térmico de homogeneização então é aplicado, melhorando sua microestrutura e conseqüentemente suas propriedades mecânicas, também diminui a possibilidade de segregação dendrítica e torna a distribuição de fases mais homogênea na microestrutura (FRANÇA, 2013).

Bandas de segregação são formadas devido o processo de laminação ou forjamento, geralmente no processo de deformação a quente. Estes materiais apresentam uma heterogeneidade química com bandas claras e escuras, extremamente espaçadas, na microestrutura do material. Estas bandas representam regiões de segregação dos elementos de liga. As segregações são diferenças de composição de curto alcance, tais como as diferenças que se encontram nas células, nas dentritas e nos contornos de grãos (SILVA, 1995). Estas segregações dos materiais podem ser eliminadas, caso os elementos de liga das regiões de maior concentração se difundam para as regiões de menor concentração das bandas segregadas, causando uniformidade da composição do material (PADIAL, 2002).

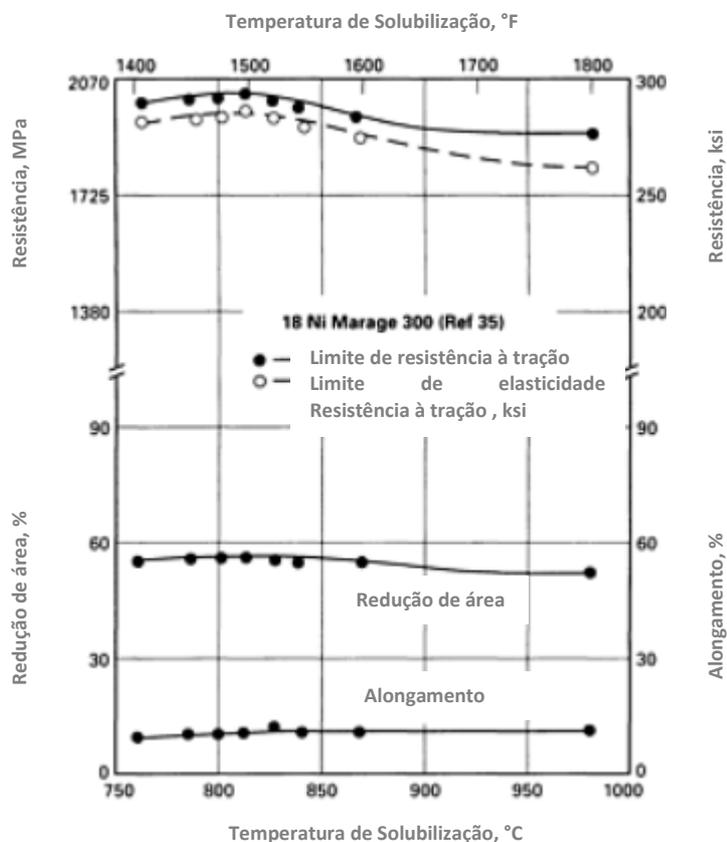
Para eliminar o bandeamento, um tratamento térmico de homogeneização se faz necessário, com a formação de novos grãos austeníticos e, no resfriamento uma estrutura homogênea de martensita, melhorando suas propriedades. A homogeneização pode reduzir a segregação interdendrítica até o nível que não se pode detectá-la por microssondas (SILVA, 1995).

### 2.3.2 Solubilização

Antes de se realizar o tratamento térmico de endurecimento por precipitação é necessário realizar um tratamento térmico de solubilização. No tratamento térmico de solubilização, os átomos de soluto são dissolvidos para formar uma solução sólida monofásica. O aquecimento para este tratamento térmico é feito acima da zona de austenitização do material em tempo suficiente para solubilizar os elementos de liga (REIS, 2014; PADIAL, 2002; CARVALHO, 2012).

Para os aços maraging a temperatura de solubilização tem apenas um pequeno efeito sobre a resistência do material. Este comportamento está representado graficamente na Figura 6 para o aço maraging 300, com adicionais valores para maraging 300 contidos na Tabela 9.

Figura 6 - Influência da temperatura de solubilização sobre as propriedades do aço envelhecido e tracionado 18 Ni maraging 300. Tratamento térmico: solubilizado por 0,5 h. a temperatura indicada, resfriado ao ar, e depois envelhecida a 480 ° C durante 3 h.



Fonte: adaptado por SCHIMIDT, 1990.

Tabela 9 - Efeito do tratamento solubilização sobre as propriedades de envelhecimento da liga Maraging 18 Ni 300.

Tratamento Térmico de Solubilização <sup>(a)</sup>	Resistência de Envelhecimento <sup>(a)</sup>						ductilidade à tração Envelhecida <sup>(a)</sup>	
	Rendimento de 0,2%		Resistência a Tração		Resistência de Cisalhamento		Alongamento em 25mm, %	Redução de área, %
	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi		
815 °C (1500 °F) for 15 min	2080	302	2095	304	1160	168	9.1	56
871 °C (1600 °F) for 15 min	2000	290	2027	294	1117	162	9.2	55
927 °C (1700 °F) for 15 min	1965	285	2005	291	1103	160	8.8	54
815 °C (1500 °F) for 1 h	2000	290	2040	296	1117	162	9.4	56

Fonte: Adaptado de SCHMIDT, 1990.

Os dados mostram que os valores de resistência de pico ocorrem para o material solubilizado entre 800 a 815 °C, e a resistência é reduzida até 135 MPa, com temperaturas mais baixas que a 760 °C e temperaturas mais altas que 980 °C. A ductilidade aumenta ligeiramente com temperaturas de solubilização de 760 a 815 °C e mantém-se relativamente inalterada com temperaturas de até 980 °C. A Tabela 9 também sugere que maior resistência pode ser obtida com tempos de solubilização mais curtos (SCHMIDT, 1990).

### 2.3.3 Envelhecimento

Uma grande quantidade de estudos têm sido realizados ao longo dos anos sobre a microestrutura do aço maraging envelhecido, das propriedades mecânicas e dos mecanismos de endurecimento e de elevação da resistência dos aços maraging 18Ni. Formar microestruturas densas, finas e complexas em aços maraging, durante o tratamento de envelhecimento, com diferentes precipitados, tem dificultado os estudos devido aos complexos padrões de difração. Estes, juntamente com variações de composição de diferentes tipos de aço, resultaram em diferentes opiniões na literatura. Por exemplo, em relação ao processo de nucleação durante o envelhecimento, a nucleação teoria clássica, ou a decomposição espinodal, têm sido propostos na literatura (TEWARI, 2000; SHA, 2009).

Diferentes fases de precipitados foram identificadas, incluindo  $\gamma$  - Ni<sub>3</sub>Mo,  $\eta$  - Ni<sub>3</sub>Ti, fase de Laves - Fe<sub>2</sub>Mo,  $\sigma$ - FeMo,  $\mu$  - Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub>, FeTi, Fe<sub>2</sub>Ti;  $\omega$ , austenita dispersa, quer isolada ou não, dependendo dos elementos de liga e tratamento térmico, estas e outras fases que ocorrem no aço maraging podem ser vistas no Tabela 10. Ocorre o mecanismo de endurecimento por precipitação e as discordâncias precisam contornar os obstáculos, ou cisalha-los (SHA, 2009; Tariq, 2010).

Tabela 10 - Fases endurecedoras dos aços maraging

Fases	Estequiometria	Estrutura cristalina	Parâmetros de rede	Relações de Orientação
$\mu$	A <sub>7</sub> B <sub>6</sub>	Romboédrica	a = 4,751 Å α = 30,38°	-
$\omega$	A <sub>2</sub> B	Hexagonal	a = 3,9-4,05 Å c = 2,39-2,48 Å	(0001) <sub>ω</sub> //{111} <sub>α</sub> ⟨1120⟩ <sub>ω</sub> //⟨110⟩ <sub>α</sub>
S	A <sub>3</sub> B	Hexagonal	a = 7,04 Å c = 2,48 Å	-
X	A <sub>3</sub> B	Hexagonal	a = 2,55 Å c = 8,30 Å	(0001) <sub>X</sub> //{111} <sub>α</sub> ⟨2110⟩ <sub>X</sub> //⟨110⟩ <sub>α</sub>
Fe <sub>2</sub> Mo	A <sub>2</sub> B	Hexagonal	a = 4,745 Å c = 7,754 Å	(0001) <sub>Fe<sub>2</sub>Mo</sub> //{110} <sub>α</sub> ⟨2110⟩ <sub>Fe<sub>2</sub>Mo</sub> //⟨110⟩ <sub>α</sub>
Ni <sub>3</sub> (Ti,Mo)	A <sub>3</sub> B	Hexagonal	a = 5,101 Å c = 8,307 Å	(0001) <sub>Ni<sub>3</sub>Ti</sub> //{001} <sub>α</sub> ⟨2110⟩ <sub>Ni<sub>3</sub>Ti</sub> //⟨111⟩ <sub>α</sub>
Ni <sub>3</sub> Mo	A <sub>3</sub> B	Ortorrômbica	a = 5,064 Å b = 4,224 Å c = 4,448 Å	-

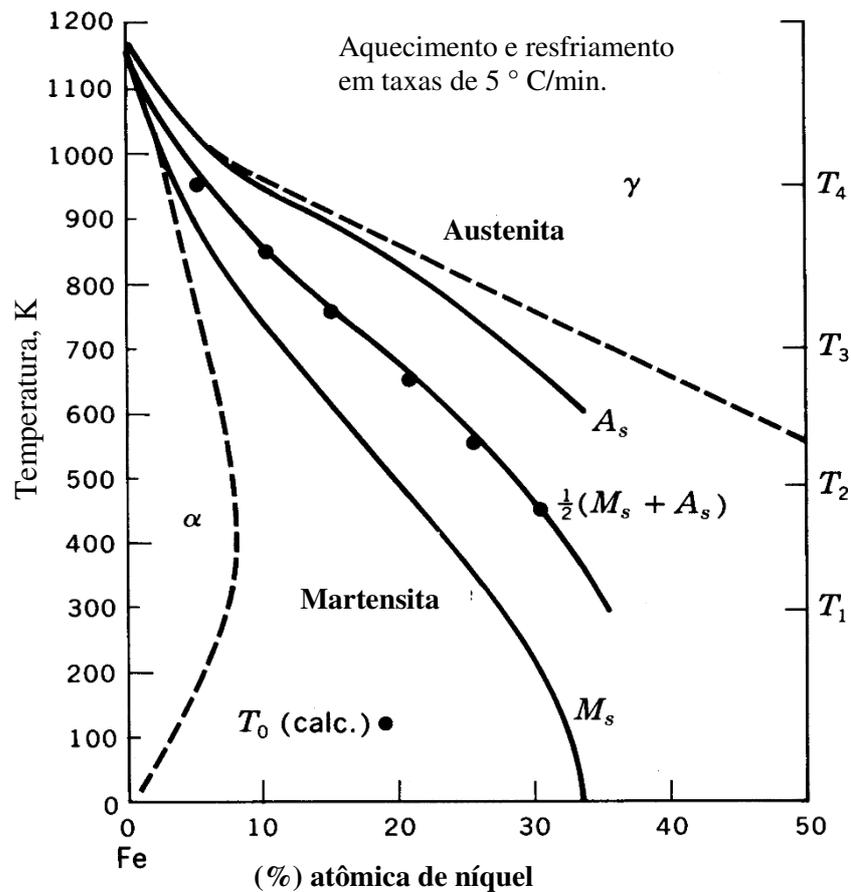
Fonte: CARVALHO, 2012; TEWARI, 2000.

Muitos autores observaram austenita revertida com morfologia diferente durante o super envelhecimento ou condições especiais de tratamento, a sua relação de orientação com a martensita variam, conforme observado por outros autores, desde: Nishiyama - Wassermann (N- W, (111)<sub>A</sub>// (110)<sub>M</sub> e [110]<sub>A</sub>// [100]<sub>M</sub>), para Kudjumov - Sachs (K-S, (111)<sub>A</sub>// (110)<sub>M</sub> e [110]<sub>A</sub>// [111]<sub>M</sub>). N-W é próximo de K-S, de modo que este diferencial pode simplesmente ser um resultado da técnica utilizada e de dificuldades de resolução entre os dois,

especialmente em trabalhos anteriores, ao invés de ser a causa de uma diferença significativa (FAROOQUE, 1998; SINHA, 1995; LI, 1995; VISWANATHAN, 1993; SHA, 2009).

Os principais componentes dos aços maraging são o ferro e níquel, portanto para compreender um pouco mais de suas características é necessário adentrar como primeira aproximação no sistema binário, Figura 7.

Figura 7 - Diagrama de fase Fe-Ni do aço maraging.

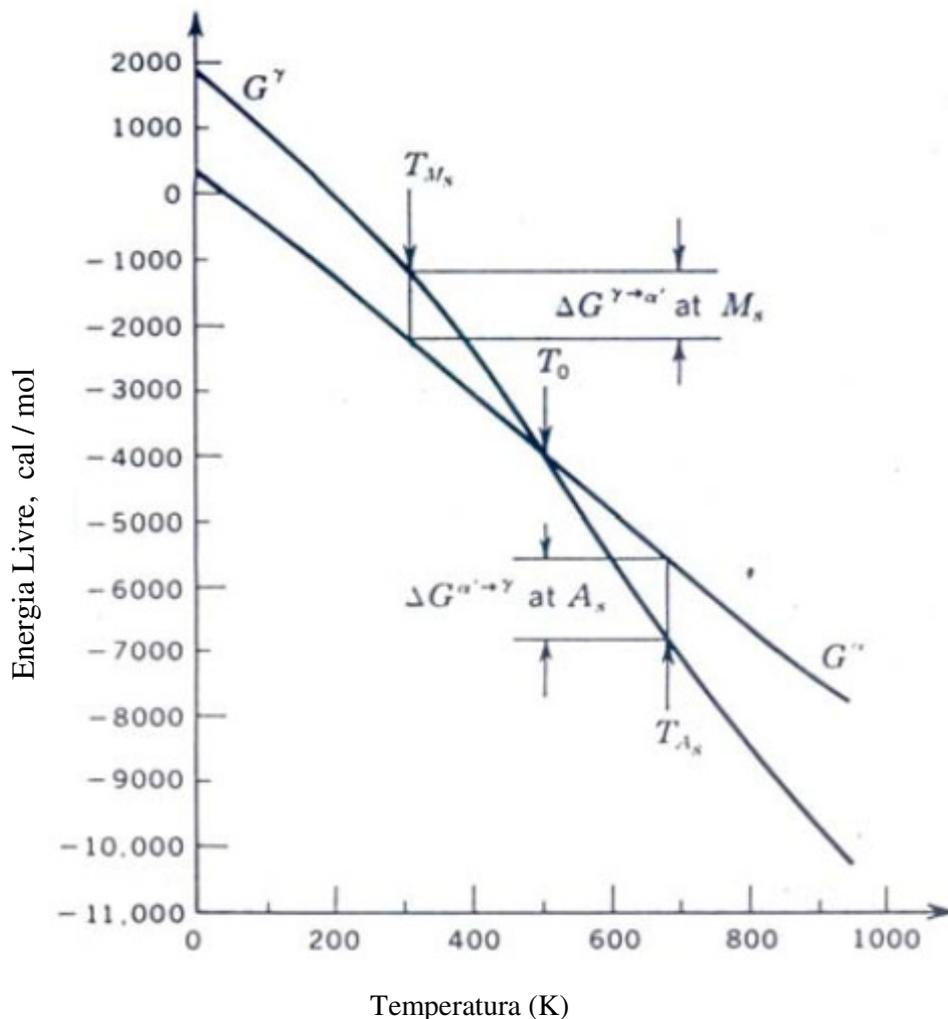


Fonte: Adaptado de SHEWMON, 1969.

A nucleação e crescimento da ferrita rica ferro é lenta a baixas temperatura, por isso é fácil de resfriar a liga através desta faixa antes que a precipitação da ferrita ocorra. No entanto, se a liga for mantida em  $T_3$  por vários dias, a composição de ferrita e austenita indicada pelo diagrama de fases pode crescer. O  $M_s$  e  $A_s$  foram plotados no diagrama para mostrar a variação da composição. A linha de  $\frac{1}{2}(M_s + A_s)$  é uma boa aproximação para o equilíbrio em 50 % das fases austenita e martensita.

De acordo com a Figura 8, se o resfriamento desde a fase austenítica for suficiente, este sistema experimentaria uma reação martensítica:  $\gamma$  (cfc)  $\rightarrow$   $\alpha'$  (ccc/tcc), em que seguiria existindo uma relação de N-W e K-S entre a austenita e a martensita, como mostrado na Figura 7, a temperatura de início da transformação  $M_s$  diminui com a adição de Ni. Sendo assim, verifica-se a transformação de reversão da austenita, onde a martensita se transforma adifusionalmente à austenita,  $\alpha'$  (ccc/tcc)  $\rightarrow$   $\gamma$  (cfc). A temperatura de início desta transformação,  $A_s$ , também reduz com o teor de Ni na solução. Segundo o conteúdo de níquel que a liga possui, a morfologia da martensita produzida será de ripas ou placas (MÉNDEZ, [20--?]; SHEWMON, 1969).

Figura 8 - Gráfico de  $G^\gamma$  y  $G^{\alpha'}$  versus temperatura



Fonte: Adaptado de SHEWMON, 1969.

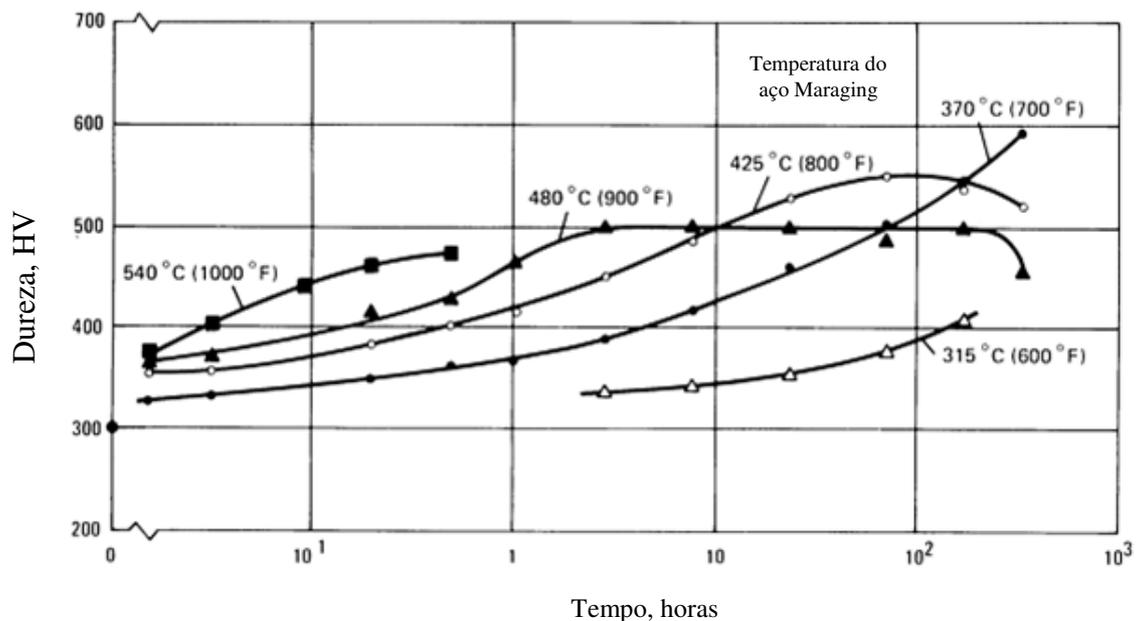
Sabe-se que a adição de cobalto, causa um aumento da temperatura  $M_s$  em contraste com as reduções causada por outros elementos; dissolve-se, principalmente, na matriz e

proporciona algum fortalecimento da solução e, mais importante, acelera a cinética de nucleação e crescimento dos carbonetos da liga, responsáveis pelo endurecimento secundário (SHEWMON, 1969).

A maioria dos tipos de aço maraging tem temperatura  $M_s$  da ordem de 200 a 300 °C e é totalmente martensítica à temperatura ambiente. Portanto, austenita retida geralmente não é um problema nestas ligas, e como resultado, tratamentos específicos não são necessários antes do envelhecimento. A martensita é normalmente de baixo teor de carbono, cúbica de corpo centrado (CCC). A martensita ripada contém uma alta densidade de discordâncias, mas não maclada. Esta martensita é relativamente macia (30 HRC), dúctil, e trabalhável.

Com o envelhecimento prolongado, a estrutura tende a reverter para as fases de equilíbrio - principalmente ferrita e austenita. Felizmente, a cinética das reações de precipitação que provocam o endurecimento é tal que há considerável endurecimento por envelhecimento - isto é, um aumento de aproximadamente 20 HRC na dureza (ou 1.035 MPa, no limite de resistência) - ocorre antes do início das reações que produzem reversão para austenita e ferrita. Com longo tempo de envelhecimento ou temperaturas elevadas, no entanto, a dureza vai atingir um máximo e, em seguida, vai começar a cair, como mostrado a Figura 9.

Figura 9 - Dureza do aço maraging x tempo de envelhecimento em várias temperaturas de envelhecimento.



Fonte: Adaptado de ASM Hand Book, 2003.

O amolecimento nestes aços, geralmente resulta, não só do superenvelhecimento no habitual sentido do termo - isto é, crescimento das partículas precipitadas - mas também da reversão da austenita. Os dois processos são interligados; dissolução de partículas de precipitados ricos em níquel metaestável em favor do equilíbrio de precipitados locais ricos em ferro que enriquece a matriz em níquel, o que favorece a formação de austenita. Quantidades muito substanciais de austenita (da ordem de 50%) podem, eventualmente, ser formado por superenvelhecimento (ASM, 2003).

## 2.4 SOLDA

A solda é um método muito efetivo para juntar metais. O processo que envolve a solda é um complexo sistema de fusão, solidificação, reação gas-metal, reação escória metal, fenômenos de superfície, e reação do estado sólido. Estas reações ocorrem muito rápidas durante a solda, em contraste com a maioria das reações metalúrgicas na fabricação de metal, fundição e tratamento térmico.

A metalurgia que envolve cada área soldada é relacionada à base e composição do metal de solda, ao processo de solda e aos procedimentos usados. Os metais de solda mais utilizados são rapidamente solidificado e, normalmente, têm uma microestrutura dendrítica de grão fino. O metal de solda é uma mistura de metal de base fundido e metal de adição depositado, se usado. Algumas soldas são compostas somente de metal de base refundida, neste caso são chamadas de autógenas.

Para atingir as propriedades mecânicas e físicas, que mais se aproxima do metal de base, o metal de solda é muitas vezes semelhante à composição química do metal de base. Esta não é uma regra universal, e algumas vezes, a composição do metal de solda é deliberadamente feita diferente da do metal de base.

A Zona Termicamente Afetada (ZTA) é adjacente ao metal de solda. A ZTA é parte do metal de base que não foi fundida, mas que as propriedades mecânicas e/ou microestrutura foram alteradas pelo aquecimento da solda. A largura da ZTA é uma função do calor de entrada (ASW, 1998).

O teor de carbono de ligas de aço destinados à aplicações de solda é tipicamente inferior a 0,25% e frequentemente abaixo de 0,15%. Outros elementos de liga, tais como níquel, cromo, molibdênio, manganês e silício são adicionados para aumentar a resistência destes aços em temperatura ambiente, bem como para dar melhor nível de resistência a baixas

temperaturas. Esses elementos também alteram a resposta dos aços a um tratamento térmico e pode melhorar a sua resistência à corrosão. Adições de ligas afetam negativamente a suscetibilidade à fragilização por hidrogênio das ligas de aço. Portanto, processos de solda de baixo nível de hidrogênio devem ser utilizados nestes aços. Pré-aquecimento também pode ser necessário para melhorar o processo de solda (ASM, 1996; AWS, 2000).

A soldabilidade destes aços depende da sua composição química. Quanto mais eles são ligados, mais o cotovelo do diagrama de Transformação - Tempo - Temperatura (TTT) é movido para a direita, facilitando a formação de martensita e gerando tensões internas no aço soldado.

O baixo teor de carbono nos aços maraging endurecidos pelo Titânio, proporcionam excelente soldabilidade, no entanto, as regiões interdendríticas do metal de solda são enriquecidas com Ni, Ti e Mo, devido à segregação no processo de solidificação. Isto nos mostra que as poças de austenita granulares são formadas principalmente ao longo das fronteiras interdendríticas no metal de solda após envelhecimento acima de uma certa temperatura (WU, 2002).

#### **2.4.1 Soldagem a Laser**

Soldagem a laser é uma tecnologia mais recente, utilizada para produzir soldas de alta qualidade, comparada com outros tipos de solda. O uso de solda a laser não só minimiza a entrada de calor, mas também a distorção de soldagem. Como resultado, o processo torna-se de grande interesse em várias indústrias para soldas de precisão (WU, 2002).

Como comenta Steen (2010), desde que a solda a laser seja comparada com outros processos com relação à penetração, pode ser visto que a energia está sendo usada onde é preciso na fusão da interface a ser unida e não nas áreas circundadas.

Como relata F. H. Lang (1971): "Aço maraging 18Ni foi satisfatoriamente soldado a laser e que as soldas mostram resistência à tração equivalentes as ligas sem solda". Por esta perspectiva, surgiu a escolha da solda a laser para este trabalho.

A soldagem a laser (LBW - *Laser Beam Welding*) é um processo que utiliza a intensidade luminosa proveniente de um emissor de laser (*light amplification by stimulated emission of radiation*), produz um feixe altamente direcional e de alta intensidade, frequentemente com alta pureza de comprimento de onda para fundir a junta entre os materiais que estão sendo unidos (LIMA, 2010; FANTON, 2013; SILFVAST, 2004). O feixe

de laser é uma das fontes de densidade de potência mais altas disponíveis para a indústria hoje, é similar em densidade de potência a um feixe de elétrons. Juntos, esses dois processos representam parte da nova tecnologia de processamento com alta densidade de energia. A Tabela 11 compara a densidade de potência de diversos processos de soldagem (WILLIAM, 2010).

Tabela 11 - Densidade de potência relativa a diferentes processos de soldagem

Processo	Intensidade da fonte de calor (W m <sup>-2</sup> )	Perfil da Zona de Fusão
Arco elétrico com eletrodo revestido	$5 \times 10^6 - 10^8$	
Arco elétrico com Gas de proteção	$5 \times 10^6 - 10^8$	 baixo
		 alto
Plasma	$5 \times 10^6 - 10^{10}$	 baixo
		 alto
Laser ou Feixe de Elétrons	$10^{10} - 10^{12}$	 desfocado
		 focado

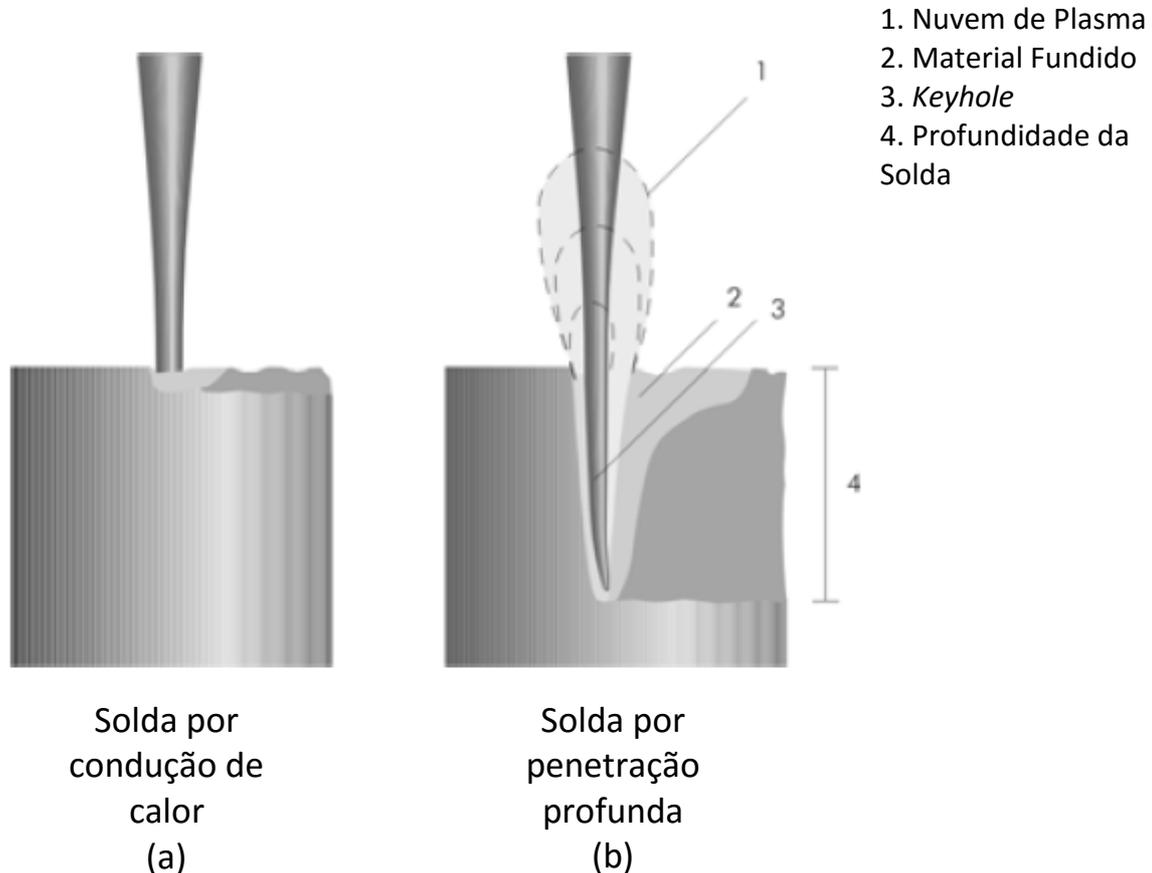
Fonte: Adaptado de WILLIAM, 2010.

Para o processo de solda a Laser, o feixe que incide na superfície do material é em grande parte refletida, uma pequena porcentagem é absorvida pela superfície, elevando a temperatura na região de incidência. A energia é rapidamente transferida para os elétrons de condução dos metais, transmitindo calor através das vibrações dos átomos. Caso a absorvidade da superfície soldada é suficientemente alta, poderá haver fusão ou vaporização do material a ser soldado (LIMA, 2010; FANTON, 2013; KANNATEY-ASIBU, 2009). Assim, são divididos os dois principais processos de soldagem com lasers: por condução e por penetração, como ilustra a Figura 10.

A solda por condução ocorre quando a intensidade luminosa é absorvida numa camada muito pequena, na superfície, e o calor se propaga conforme a difusividade térmica do material. Os materiais a serem unidos são fundidos por absorção do feixe do laser na superfície do material e por condução de calor associada, o fundido solidificado une os materiais. A profundidade de penetração da solda, neste contexto, são tipicamente inferior a 1

mm. As soldas por condução são para condições onde nenhuma vaporização ocorra (LIMA, 2010; ROFIN-SINAR LASER, 2004).

Figura 10 - Soldas a laser tipo: a) Condução; e b) "keyhole".



Fonte: Adaptado de ROFIN-SINAR LASER, 2004.

A solda por penetração, que começa com uma densidade de energia de aproximadamente  $10^6 \text{ W/cm}^2$ , baseia-se na criação de um capilar de vapor no interior do material, por aquecimento local, ao atingir a temperatura de evaporação. A pressão de vapor, resultante dentro do material, cria um capilar de aproximado 1,5 vezes o diâmetro do ponto focal do feixe de laser. Este capilar se movimenta através do material por um dispositivo, seguindo o traçado a ser soldado. A pressão hidrostática, a tensão superficial do material fundido, e a pressão de vapor no interior do capilar atingem um equilíbrio, evitando que o capilar (frequentemente referido como o "keyhole") entre em colapso. Múltiplas reflexões dentro do keyhole guia o feixe incidente profundamente no interior do material, aumentando a eficiência do processo. Hoje em dia, tendo em conta suficiente poder do laser, profundidades de solda de até 25 mm (de aço) podem ser alcançados. As aplicações de soldagem a laser em

grandes estruturas, por exemplo, ferroviárias, aeronáuticas ou navais, sempre usam a soldagem por penetração (ROFIN-SINAR LASER, 2004; LIMA, 2010; WILLIAM, 2010).

Muitas aplicações potenciais podem ser satisfeitas por combinações de penetração e velocidade de solda, porém altas velocidades de solda são possíveis apenas com material de menor espessura, devido às limitações impostas por condução térmica. Mesmo a velocidades muito lentas, a penetração é limitada.

As soldas por Penetração são para condições de maiores valores de irradiância na superfície, de modo que ocorra vaporização substancial, produzindo um buraco no material, onde a penetração mais profunda é obtida. O Laser pulsado dá uma penetração mais profunda, porque a potência limite de pico no pulso é mais eficiente na transmissão energia para a amostra (READY, 1997).

Na comparação de dados de diferentes fontes, algumas aparentes discrepâncias podem ser encontrados. Condições tais como acabamento superficial, perfil do feixe, foco, irradiância, e outras variações dificultam a intercomparação dos dados. Assim, os resultados apresentados nos Quadros 3 e 4 devem ser aceitos como aproximados. As quantidades, como penetração, taxa de solda, zona afetada pelo calor, e assim por diante, obtidos em um estudo de processamento de material dependem fortemente das condições precisas e estas variam de uma instalação de Laser para outra (READY, 1997).

Quadro 3 - Soldabilidade do Laser da combinação de dois elementos.

	<b>Ta</b>	<b>Mo</b>	<b>Cr</b>	<b>Co</b>	<b>Ti</b>	<b>Fe</b>	<b>Ni</b>
<b>W</b>	Excelente	Excelente	Excelente	Regular	Regular	Regular	Regular
<b>Ta</b>		Excelente	Ruim	Ruim	Excelente	Regular	Bom
<b>Mo</b>			Excelente	Regular	Excelente	Bom	Regular
<b>Cr</b>				Bom	Bom	Excelente	Bom
<b>Co</b>					Regular	Excelente	Excelente
<b>Ti</b>						Regular	Regular
<b>Fe</b>							Bom

Fonte: Adaptado de READY, 1997.

Devido à alta taxa de resfriamento, tanto a zona fundida (ZF) quanto a zona termicamente afetada (ZTA), apresentam microestruturas refinadas e fases metaestáveis. No caso dos aços, existe uma tendência à formação de martensita e austenita retida com teores variáveis segundo a taxa de resfriamento, entre 103 e 106 °C/s, e a composição. De uma

forma geral, a zona fundida é composta de dendritas de austenita, parcialmente temperadas, com carbonetos primários finos interdendríticos (LIMA, 2010).

Quadro 4 – Soldabilidade de vários metais

<b>Metal</b>	<b>Soldabilidade do Laser CO<sub>2</sub></b>	<b>Soldabilidade do Laser Nd:YAG</b>	<b>Comentários</b>
Alunínio	Regular - Bom	Regular - Bom	Alta refletividade a 10/μm, algumas ligas podem exigir metal de adição
Berílio - Cobre Latão	Ruim - Regular Ruim	Bom Ruim - Regular	Zinco pode gerar porosidade devido à evaporação
Aço Carbono Cobre Aço Galvanizado	Excelente Regular - Bom Regular - Bom	Regular - Bom Bom - Excelente -----	Alta refletividade a 10/μm Zinco pode gerar porosidade devido a evaporação
Hastalloy X	Ruim - Regular	Bom - Excelente	Precisa de alta "rep rate" para evitar rachaduras
Iconel Monel Niquel Prata	Excelente Bom Bom -----	Regular - Excelente Bom Bom Excelente	Muito alta refletividade a 10/μm
Aço Inoxidável Titânio Zircalloy	Bom - Excelente Bom Bom	Bom - Excelente Bom -----	

Fonte: Adaptado de READY, 1997.

A solda a laser tem várias vantagens sobre as técnicas de solda convencionais, tais como (ROFIN-SINAR LASER, 2004):

- nenhum desgaste da ferramenta, processamento de material sem contato;
- muitos tipos de materiais e diferentes espessuras são soldáveis;
- facilita a conversão para operação automática;
- alta flexibilidade em termos de processo e geometria;
- alta velocidade de soldagem;
- alta qualidade de costura da solda, resultando em pouca necessidade de retrabalho;
- baixa influência térmica do materiais;
- fornecimento de energia ajustável em relação ao material.

### 2.4.2 Solda do aço Maraging

Os aços maraging podem ser soldados, na condição envelhecida ou solubilizada, não sendo necessários tratamentos prévios à soldagem. Depois da solda basta envelhecer a estrutura soldada, o que levará a região de fusão e a zona termicamente afetada a atingirem novamente a resistência mecânica do metal base (PADIAL, 2002).

Do ponto de vista da capacidade de solda, a característica mais importante dos aços maraging é o fato de que estes aços são relativamente macios após o resfriamento a partir da temperatura de austenitização. Isto significa que as zonas termicamente afetadas pelo calor (ZTA) têm tensões residuais reduzidas e há uma menor tendência para fragilidade por hidrogênio. Um tratamento térmico de envelhecimento pós-solda aumenta a resistência da junta perto das placas endurecidas e a tenacidade da zona termicamente afetada, geralmente, coincide com a das placas.

A resistência de solda varia de acordo com o processo de soldagem. Dos processos mais amplamente utilizados, a solda por arco elétrico tipo TIG (*Tungsten Inert Gas*) produz melhor tenacidade para a solda dos aços maraging, se comparada com as soldas feita por arco tipo MIG (*Metal Inert Gas*) e feixe de elétrons. A fim de obter as melhores propriedades durante a solda, deve-se (LANG, 1971):

- (a) evitar temperatura elevada com períodos prolongados;
- (b) evitar o pré-aquecimento e manter a temperatura do passe abaixo 120 °C;
- (c) introduzir o mínimo de energia na solda.

Além disso, devem ser tomadas todas as precauções para manter a solda mais limpa possível, uma vez que a dureza diminui à medida que a pureza diminui. É conveniente considerar a zona afetada pelo calor em aços maraging com três zonas distintas (Figura 11). Mais perto da solda é considerada a zona (A), que foi aquecida totalmente na região austenítica pelo calor da solda e transformada em martensita por resfriamento. Próximo existe uma estreita banda (B), que foi aquecida em duas fases: austenita + campos de ferrita. Finalmente, há uma zona (C) que experimentaram temperaturas de cerca de 480 °C acima da temperatura ambiente (LANG, 1971).

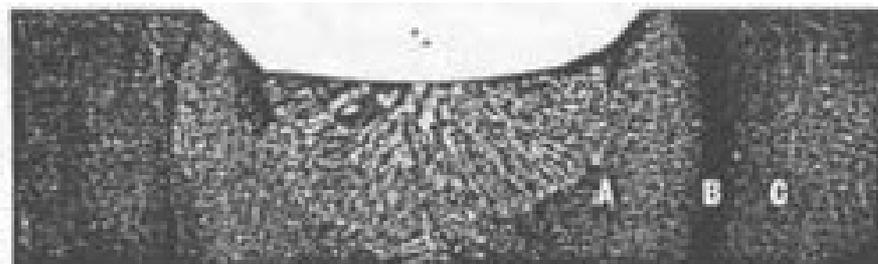
**Zona A:** A temperatura de pico, experimentada na interface entre as zonas A e B, foi medida em aproximadamente 730 °C, de modo que a zona A se estende da linha de fusão até aproximadamente 730 °C isotérmica. Durante a solda, o metal nessa zona é aquecido para a região totalmente austenítica e, em seguida, resfriada. Independentemente da taxa de

resfriamento, a estrutura após a solda é ferro-níquel martensítica com uma dureza de aproximadamente 30 HRC.

Se o aço estava na condição envelhecida antes da solda, a sua resistência na zona A será reduzida pelo aquecimento da solda. Se o aço estiver soldado na condição solubilizada, a sua resistência na zona A será dificilmente alterada pelo processo de solda.

Isto mostra que, quando a junta é envelhecida depois de soldada, a resistência da zona A aumenta próximo da resistência do aço maraging envelhecido. Há uma ligeira redução da resistência na região de granulação grosseira que está em consonância com as conclusões do Floreen e Decker que observaram temperaturas muito elevadas de recozimento que causou uma ligeira diminuição na resistência (LANG, 1971; FLOREEN, 1968).

Figura 11 - Um passe de solda mostrando a zona termicamente afetada pelo calor. Ataque químico: Reagente Lepito. X4 (Redução de 40%)

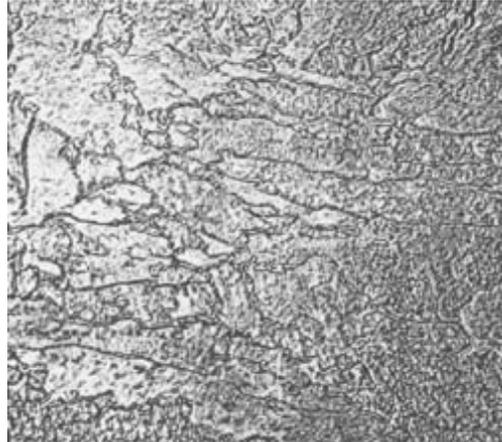


Fonte: LANG, 1971.

**Zona B:** O volume relativamente pequeno de metal, que é aquecido à máxima temperatura na região da segunda fase (cerca de 730-600 °C), é muitas vezes denominado de região da sobancelha ou banda escura, devido ao escurecimento da região após o ataque químico. A microestrutura desta região é martensítica, com uma fina dispersão de austenita revertida estável (Figura 12).

A formação desta estrutura tem sido estudada por Petersen (LANG, 1971), utilizando um equipamento chamado Gleeble. Ele aqueceu amostras do aço maraging a taxas de aquecimento de 40 °C/s até 430 °C/s e seguiu a transformação com um dilatômetro de alta velocidade. Em altas taxas de aquecimento a martensita é transformada em austenita por um mecanismo de cisalhamento, em taxas de aquecimento inferiores a 400 °C/s, a formação de austenita é controlada por difusão, esta transformação ocorre antes da reação de cisalhamento, como acontece em altas temperaturas. Esta transformação dependente, além da temperatura, também do tempo, é chamada de reversão da austenita, conforme discutida anteriormente.

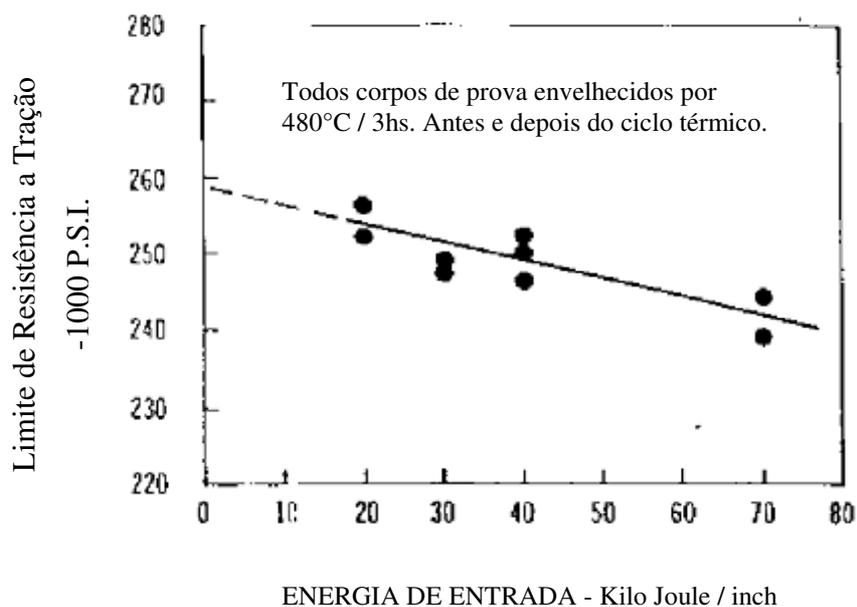
Figura 12 - Fina dispersão de austenita em martensita na zona termicamente afetada, região da faixa escura. Ataque químico: Reagente Fry modificado. X 20.000 (Reduzido em 25%).



Fonte: LANG, 1971.

O produto da reversão é uma austenita mole e estável, que não é endurecida quando a junta é envelhecida. Em consequência, a banda escura permanece menos resistente do que o resto da estrutura da ZTA. Assim, quanto menos resistente é, isto dependerá da quantidade de austenita que ele contém. Uma vez que a quantidade aumenta com o tempo e temperatura, e, portanto, com a entrada de calor, pode-se esperar o decréscimo da resistência à medida que a temperatura aumenta. Esta tendência é mostrada na Figura 13.

Figura 13 - Limite de resistência à tração da zona termicamente afetada como uma função da temperatura de pico.



Fonte: Adaptado de LANG, 1971.

Amostras cicladas no Gleeble a uma temperatura de pico de 650 °C em com energia de entrada de 1.575 joules/mm e, em seguida, re-envelhecida, teve limite de elasticidade aproximadamente 10% menor do que as placa sem solda. Isto é verdadeiro para todas as grades. Repetindo os ciclos para a mesma temperatura, causa a longo prazo, o decréscimo na resistência. Isto é esperado, uma vez que, mais austenita se forma com os ciclos. Há evidências também que se forma austenita revertida mais rápido quando alguma austenita já existe na estrutura (LANG, 1971).

**Zona C:** Esta zona é muito pouco afetada pelo calor da solda. A extremidade mais próxima da solda irá ser aquecida na faixa de temperatura de envelhecimento, mas a pequena quantidade de envelhecimento extra não é suficiente para ser facilmente visualizada. Para fins práticos, esta terceira zona pode ser considerada de forma semelhante à placa não soldada.

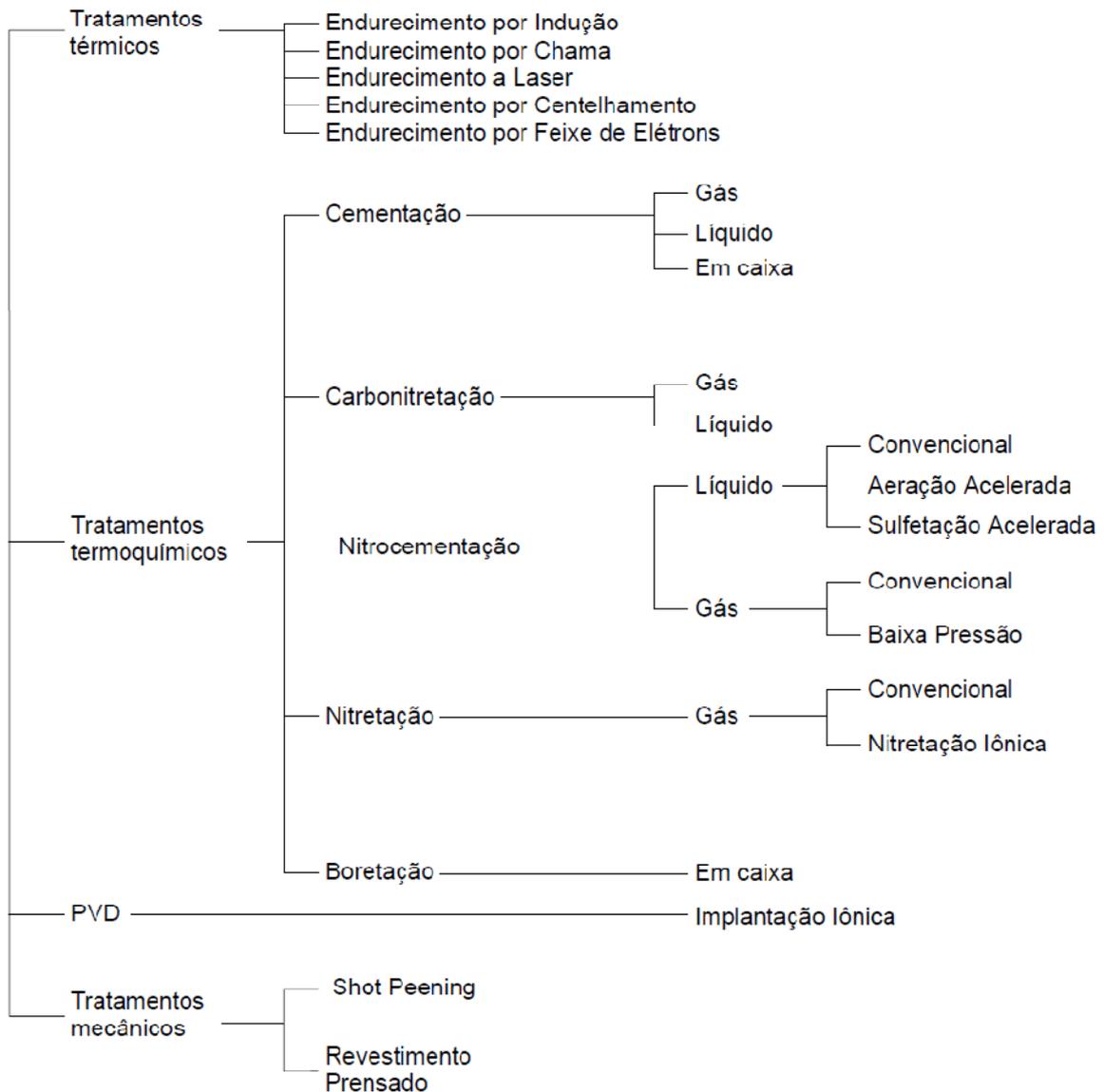
## 2.5 TRATAMENTO DE SUPERFÍCIE

Nas últimas duas décadas, houve um grande aumento no número de tecnologias associadas à modificação de superfícies, sem alterar as propriedades no interior da peça. Muitas técnicas vêm sendo utilizadas, como: plasmas, feixes de íons ou elétrons, laser e deposição química e física de vapor, porém técnicas convencionais, como: a galvanoplastia, zincagem, pastas metálicas, nitretação e cementação convencionais e outras, continuam sendo utilizadas (VENTO, 1988; ALVES, 2001).

Para modificar a superfície, pode-se mencionar 2 (dois) métodos conhecidos e mais importantes: Tratamento de Superfície e Técnicas de Deposição.

Para o Tratamento de Superfície pode-se encontrar processos mecânicos, como: *shot peening*, que endurece a superfície por trabalho a frio; tratamento térmico por laser ou feixe de íons e elétrons, têmpera por chama ou indução, os quais endurecem a superfície através de aquecimento e resfriamento rápido ou; tratamentos termoquímicos por difusão como a cementação, nitretação e boretação que modifica a composição da superfície; tratamentos químicos, tais como o ataque e a oxidação, que remove ou muda a composição dos materiais por reação química; implantação iônica, onde a composição da superfície é modificada pela implantação de íons de alta energia em camadas próximas à superfície e outros. A Figura 14 mostra de forma sumarizada as técnicas para tratamentos de superfície.

Figura 14 - Tratamentos de Superfície.



Fonte: OAKLEY, 1986; ALVES, 2001.

As técnicas de deposição incluem: eletrodeposições e conversões químicas tradicionais; aspersão térmica, onde um plasma ou um arco elétrico é usado para fundir um pó ou um fio; deposição física de vapor em que um fluxo de vapor é criado por um processo físico como evaporação, sputtering ou remoção a laser; e o processo de deposição química de vapor, onde uma reação das espécies no estado de vapor com as espécies da superfície da peça produzem o revestimento (SANDVEN, 1986; ALVES, 2001).

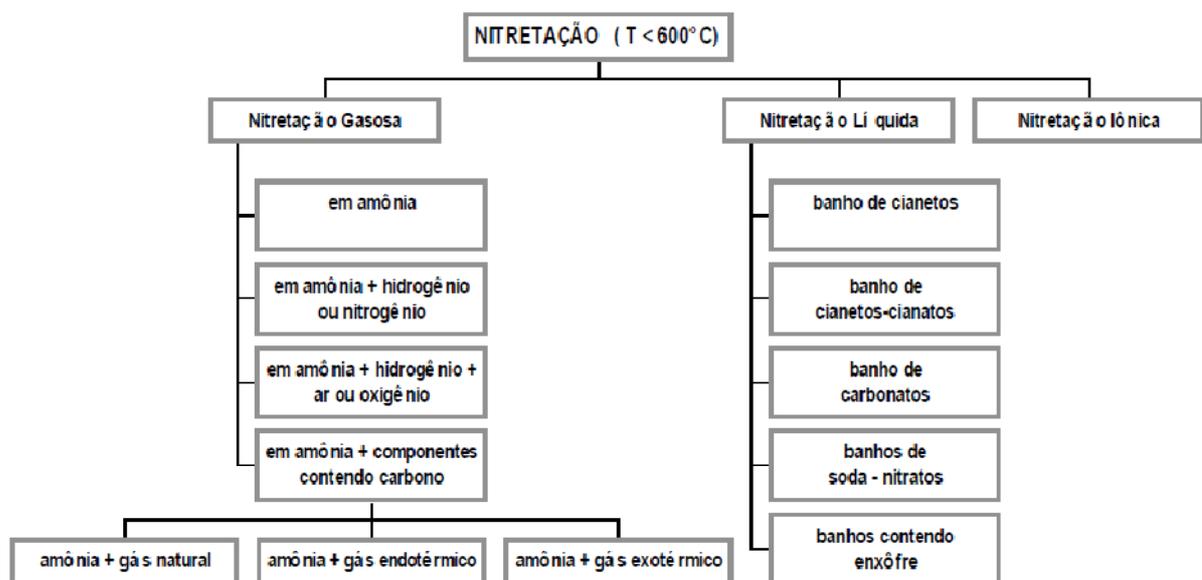
Das técnicas aqui mencionadas, apenas o tratamento de superfície por nitretação a plasma será abordado neste trabalho.

A nitretação é um tratamento de superfície, onde uma atmosfera em nitrogênio irá fornecer este elemento químico para a superfície do material. Parte destes átomos irão se difundir para o interior do material e parte do nitrogênio irá formar uma camada de nitretos de alta dureza na superfície mais externas da peça. É um tratamento termoquímico de endurecimento superficial. A temperatura e o tempo de permanência do material no ambiente rico em nitrogênio determinarão as características da superfície nitretada.

Não ocorrem distorções na peça devido às baixas temperaturas no processo (temperatura entre 500 a 590 °C), dispensando tratamentos térmicos posteriores. O objetivo da nitretação é mudar as características superficiais, como: as propriedades mecânicas (dureza, ductilidade, tenacidade, fluência e elasticidade); propriedades químicas (tensão superficial e corrosão); e tribológicas (desgaste adesivo, abrasivo e erosivo) (CHIAVERINI, 2005; ASM, 2003; BERNARDELLI, 2007).

Historicamente, tem-se registros da primeira patente para nitretação em 1913, por Adolph Machlett, posteriormente o processo se tornou viável através de pesquisas feitas por Adolph Fry, em 1929, onde registros mostram que foram obtidos altos níveis de aumento de dureza na camada nitretada. Após esta descoberta e com a chegada de novos tipos de aços no mercado, novas patentes relacionadas ao processo de nitretação surgiram estimulando as novas tecnologias relacionadas ao endurecimento superficial. Na Figura 15 estão os principais processos até o momento para temperaturas inferiores a 600 °C (ALVES, 2001).

Figura 15 - Processo de nitretação comercial.



Fonte: Alves, 2001.

No primeiro momento, as pesquisas relacionadas à nitretação nasceram de forma simples, com processos descuidados, de baixo custo operacional e sem preocupação ambiental, uma vez que estes métodos utilizavam insumos altamente poluentes, e com consumo energético elevado. Neste período, estes processos eram a única alternativa economicamente viável às indústrias que desejam nitretar suas peças (BALLES, 2004).

Entre os processos convencionais de nitretação encontram-se: nitretação gasosa; nitretação líquida ou em banho de sal; e nitretação iônica, ou nitretação a plasma, ou ainda nitretação a descarga incandescente. A nitretação iônica, se mostrou mais vantajosa no mercado, pois seu processo produzia camadas mais finas, compactas, de fácil controle da camada nitretada e com maior velocidade de processo, sem deixar de mencionar um processo mais limpo e menos poluente.

### **2.5.1 Nitretação a Plasma**

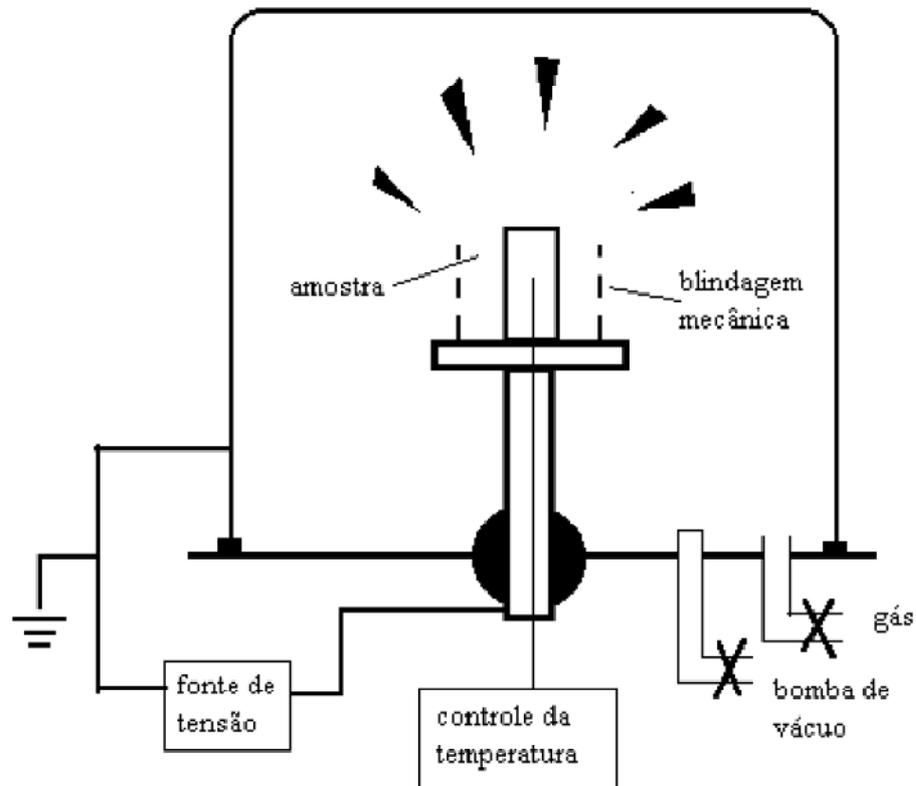
Da década de 30, onde teve início o processo de nitretação iônica, foram necessárias mais de décadas para a utilização deste novo processo, devido a tecnologia da época. Em 1960, os dispositivos de controle a plasma também estavam surgindo, viabilizando a nitretação a plasma, mas, o alto custos destes dispositivos ainda tornava o processo restrito (SIMON, 1995; BALLES, 2004).

Na década de 80, o processo se tornou viável com a evolução da tecnologia do vácuo, assegurando a eficiência do plasma e do processo em si. Devido a vários processos que a sociedade vem passando, como crise energética e apelos ambientais, o processo de nitretação a plasma firmou-se cada vez mais. (BALLES, 2004).

A ionitretação utiliza o princípio de "uma substância portadora de corrente entre dois eletrodos, um catodo e outro anodo". A substância portadora de corrente é o gás nitrogênio sob baixa pressão, utilizando uma tensão elevada de 500 a 1500 V, o gás é excitado gerando plasma (CHIAVERINI, 2005; MACHADO, 2005). A temperatura no interior do sistema pode atingir níveis de 300 a 600 °C, a Figura 16 mostra um esquema prático de funcionamento de um equipamento de nitretação a plasma.

O mecanismo de nitretação pelo processo a plasma utiliza uma câmara sob baixa pressão (catodo) e no interior desta, a peça (anodo) é afixada isolada das paredes da câmara.

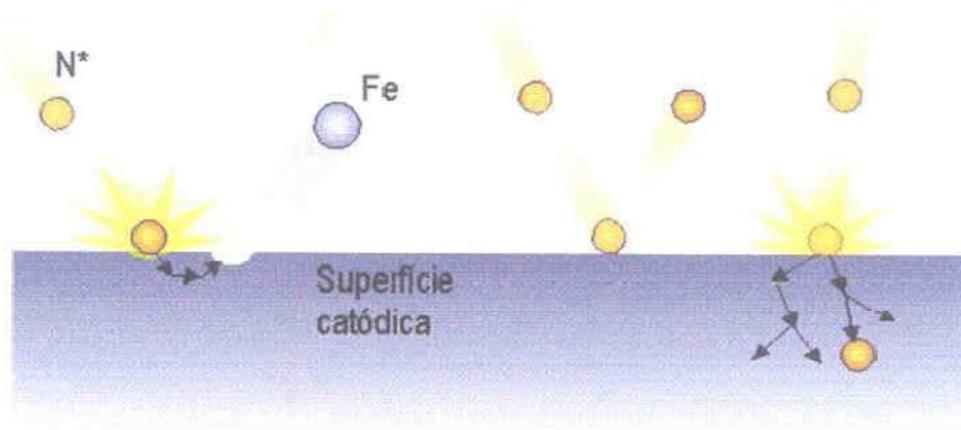
Figura 16 - Esquema básico de um equipamento para nitretação iônica.



Fonte: JONES, 1975

Os íons positivos do nitrogênio, produzidos no interior da descarga incandescente (plasma), são atraídos e chocados contra a peça, carregada negativamente, ficando com sua passagem obstruída. Este processo aquece a peça até certa temperatura que favorece a difusão do nitrogênio para as camadas internas da peça, como pode ser visto na Figura 17.

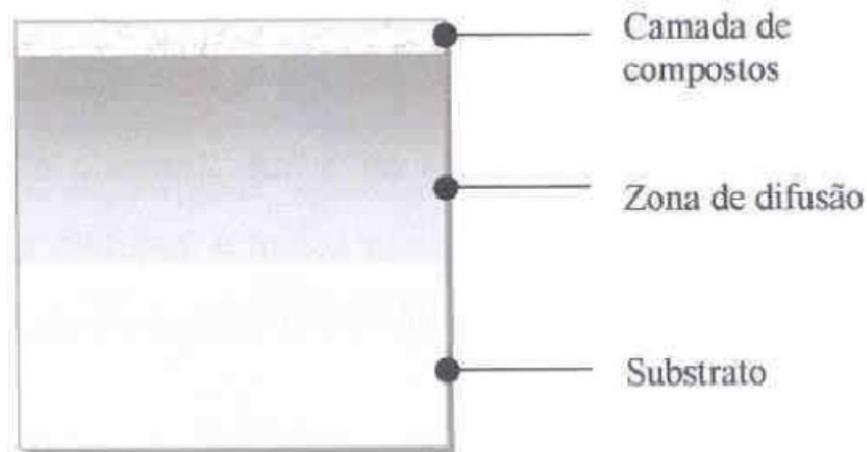
Figura 17 - Efeito da colisão de íons na superfície catódica.



Fonte: BALLEES, 2004.

A microestrutura presente na superfície nitretada é normalmente formada por 2 (duas) regiões distintas: uma região chamada de camada branca, ou camada de compostos, região mais externa; outra localizada mais abaixo da camada branca, a zona de difusão, como mostra a Figura 18.

Figura 18 - Ilustração das camadas nitretadas.



Fonte: BALLEES, 2004.

A formação da camada na nitretação a plasma pode ser controlada através de diversos fatores, como: temperatura, frequência, pulso, pressão, composição dos gases condições de pulverização catódica, material sendo nitretado, dentre outros. Variando corretamente esses fatores é possível formar diversos tipos de camada (CORDEIRO, 2010).

O processo apresenta algumas vantagens em relação aos outros processos de nitretação comercialmente utilizados, dentre elas pode-se citar: baixa temperatura de tratamento; controle do tipo de camada formada; curto tempo de tratamento; utilização da energia do próprio plasma para aquecimento do material, dispensando em muitos casos aquecimento auxiliar e reduzindo o consumo energético; maior controle dos parâmetros de nitretação, levando à maior repetibilidade dos resultados; uniformidade da camada nitretada, mais econômico, além de ser menos poluente (BERNARDELLI, 2007; ALVES, 2001; CORDEIRO, 2010).

Para o aço maraging, a nitretação a plasma pode ser combinada com o tratamento térmico de envelhecimento. Como menciona Shetty (2009), em processos convencionais de nitretação a gás, a temperatura de nitretação é de 500 a 550 °C, que é acima da temperatura envelhecimento do aço maraging e pode resultar no superenvelhecimento. No entanto, a nitretação iônica pode ser efetuada a uma temperatura mais baixa do que a temperatura de

superenvelhecimento. Pesquisas demonstraram que o endurecimento da superfície do aço maraging é possível utilizando processo de nitretação iônica (OZBAYSAL, 1986).

### **2.5.2 Efeito da nitretação nas propriedades mecânicas**

Tecnologia de superfície significa conhecer a superfície de um material ou componente para conferir as propriedades desejadas, que são diferentes das propriedades globais do material de base. O objetivo pode ser reduzir o desgaste, minimizar a corrosão, aumentar a resistência à fadiga, reduzir o atrito e as perdas de energia, atuar como uma barreira de difusão, proporcionar isolamento térmico, excluir certos comprimentos de onda de radiação, promover radiação, interações eletrônicas, isolar eletricamente, ou simplesmente melhorar a estética e a aparência da superfície (SHETTY, 2009).

Os aços podem ter suas propriedades superficiais melhoradas pela realização de alguma técnica de endurecimento superficial. Nos últimos anos novas técnicas de endurecimento superficial de aços vêm sendo desenvolvidas, dentre elas destaca-se a nitretação a plasma (BERNARDELLI, 2007; ALVES, 2001).

Como já foi dito anteriormente, após o tratamento de superfície dos materiais, algumas propriedades são melhoradas, como: fadiga; dureza; tensão superficial; corrosão; desgaste; etc.

Para os aços maraging, estas melhoras também são percebidas. Através da nitretação a plasma estes aços aumentam a resistência ao desgaste e fadiga, além de melhorar o coeficiente de atrito. Aplicações típicas são moldes para fundição de Al e Zn, matrizes para extrusão à frio, etc. Usualmente, os parâmetros de nitretação utilizados são: 480 °C com duração de 2 h, obtendo durezas em torno de 1.000 HV e uma profundidade de camada de 70 µm. Este processo permite que o tratamento térmico de precipitação (envelhecimento) seja realizado conjuntamente com a nitretação, eliminando tempos adicionais em forno para endurecimento e diminuindo o custo adicional para o processo (ALVES, 2001; CASTELETTI, 1992).

Muitos autores descrevem o benefício da nitretação para o comportamento em fadiga dos aços maraging. Como menciona Cowling (1986), Luan (1990) e Han (1985) em seus estudos de fadiga dos materiais nitretados. Fissuras de fadiga geralmente iniciam a partir da superfície lisas dos materiais, com o tratamento de superfície a quebra geralmente inicia da superfície da camada nitretada até o substrato para fadiga de alto ciclo. Porém, é mais fácil

para as trincas pararem nas descontinuidade interna ou na interface do substrato e a camada endurecida do material, favorecendo a vida em fadiga do aço maraging (HUSSAIN,1999).

## 2.6 ENSAIOS MECÂNICOS

As propriedades mecânicas de um material são avaliadas através de vários ensaios, podendo estes ser destrutivos, promovem a ruptura ou a inutilização do material, ou não-destrutivos: utilizados para se obter algumas propriedades físicas do material.

Para se analisar as propriedades dos aços, os ensaios destrutivos são mais adequados quando se deseja avaliar sua resistência, tenacidade, etc. Alguns ensaios que estão classificados como ensaios destrutivos são: ensaio de tração, dobramento, flexão, torção, fadiga, impacto, compressão e outros.

A finalidade dos ensaios pode ser para controle de uma produção em uma indústria, ou para pesquisa e estudo do material. Quando o objetivo é pesquisa, para se determinar as propriedades mecânicas do material, estes ensaios podem ser feitos em máquinas industriais (fomentadas por empresas parceiras), ou em equipamentos precisos em laboratórios e instituições de ensino com apoio de aparelhos de alta sensibilidade, se comparados com equipamentos convencionais.

Os tipos de esforços utilizados pelos ensaios mecânicos, são: tração, compressão, flexão, torção, cisalhamento e pressão interna. Determinam a resistência do material a cada um destes esforços. A escolha do ensaio mecânico depende da finalidade do material, tipo de esforço que irá sofrer e das propriedades que se deseja medir.

Para se executar um ensaio mecânico, devem-se verificar as especificações para o procedimento, estes podem ser obtidos através de catálogos de fabricantes, ou em normas técnicas como: ABNT (Associação de Normas Técnicas), ASTM (*American Society for Testing and Materials*), DIN (*Deutsches Institut für Normung*), etc.

Importante saber, que os ensaios mecânicos são uma ferramenta para análise, e não uma verdade irrefutável, sendo assim, a teoria para a compreensão de cada ensaio é apenas um apoio para que o pesquisador possa entender o significado desses ensaios e assim aplicá-los convenientemente para a finalidade desejada (SOUZA, 1982).

### 2.6.1 Ensaio de Tração

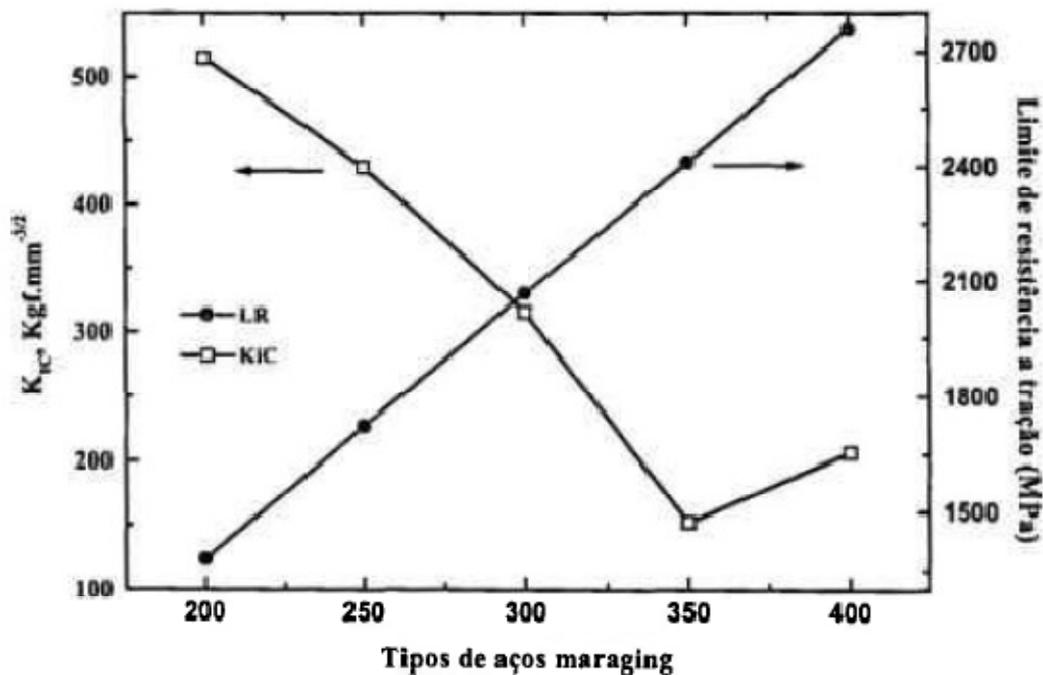
Para o ensaio de tração utiliza-se um corpo-de-prova (cdp), com dimensões padronizadas para efeito de comparação e, se for o caso, de reprodução. Estes testes são feitos em máquinas específicas, onde se aplica uma força axial crescente, obtendo como resultado a deformação e a carga aplicada até sua ruptura (SOUZA, 1982).

Os resultados são representados graficamente como um diagrama de tensão-deformação (SHIGLEY, 2005). Através do diagrama de tensão-deformação é possível obter as propriedades mecânicas do material.

Para o aço maraging, as propriedades mecânicas dependem diretamente da composição química, microestrutura e tratamento térmico (MAGNÉE,1973).

A Figura 19 mostra a evolução da resistência x tenacidade dos aços maraging 18Ni 200, 250, 300, 350 e 400, comparando suas propriedades mecânicas. Pode-se observar que para o aço 18Ni 200 a máxima tenacidade, medida pelo K<sub>IC</sub>, é alcançada, porém sua resistência é muito inferior, entretanto, o aço 18Ni 350 mostra a menor tenacidade.

Figura 19 - Comparação da tenacidade à fratura e limite de resistência à tração dos aços maraging 18Ni 200, 250, 300, 350 e 400.



Fonte: MAGNÉE,1973; PADIAL, 2002.

Como menciona Magnée (1973), o aço 18Ni 400 supera o 18Ni 350 tanto em resistência como tenacidade, porém o aço maraging 18Ni 300 apresenta uma combinação favorável tanto em resistência como em tenacidade, cruzando os resultados no ponto médio do gráfico.

### 2.6.2 Ensaio Fadiga

O ensaio de fadiga, diferente do ensaio de tração, utiliza esforços dinâmicos para a análise de falha. No ensaio de fadiga, aplica-se esforços repetidos ou flutuantes com cargas obtidos através do ensaio de tração para romper o objeto em análise. Quando a tensão cíclica aplicada ao objeto, atinge uma flutuação suficientemente grande, é dito que o material falha por fadiga (SHIGLEY, 2005; SOUZA, 1982).

Cerca de 80 a 90% das falhas que ocorrem em componentes e estruturas são causadas por fadiga, tais como: automóveis nas estradas, aviões (principalmente as asas e a junção dessas com a fuselagem) em pleno vôo, pontes sob veículos, navios em alto mar, sob o impacto das ondas, etc. (CAMARINHA, 2013; ARCANJO, 2008).

A falha por fadiga é provocada pela nucleação e propagação da trinca ou fenda, devido aos esforços repetidos das cargas dinâmicas. Este processo pode ser dividido em quatro fases: nucleação da trinca; crescimento microscópico da trinca; propagação da trinca e fratura final (ARCANJO, 2008).

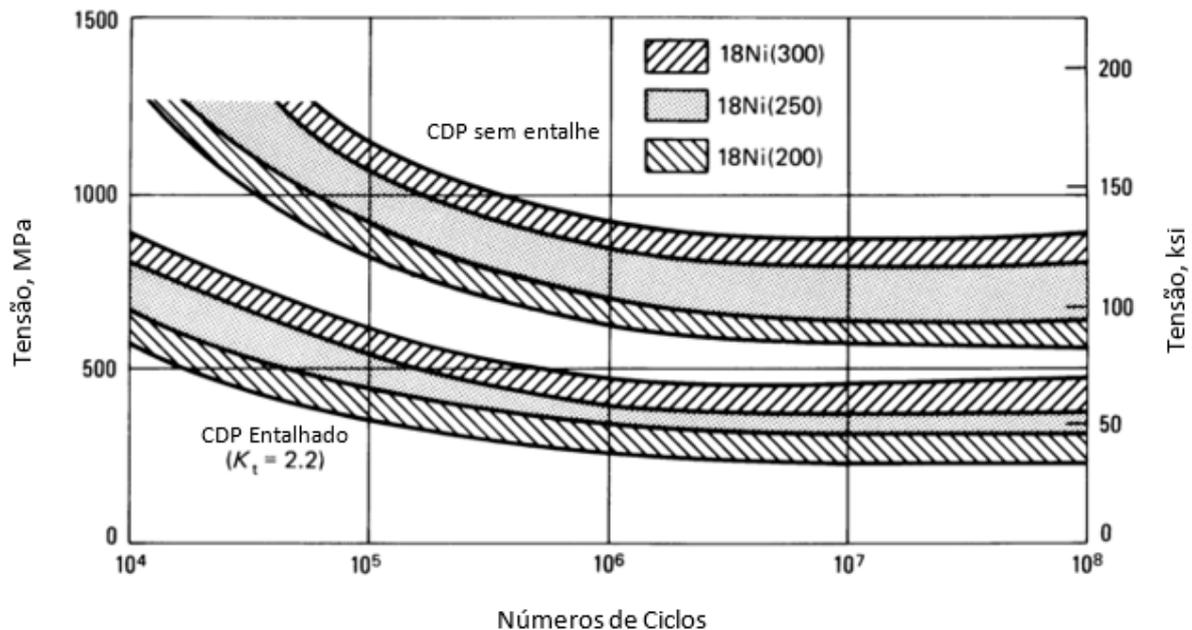
A presença de defeitos pode reduzir a vida em fadiga, sendo assim, uma superfície mal acabada contendo irregularidades pode funcionar como concentrador de tensões (entalhes), resultando em tensões residuais que tendem diminuir a vida em fadiga (CAMARINHA, 2013; SOUZA, 1982).

Os aços maraging mostram muito alta resistência, combinada com uma boa dureza, praticamente nenhuma alteração dimensão e sem fissuras durante o tratamento térmico de endurecimento, qualidades favoráveis para uma alta vida em fadiga (MAYER, 2014).

As propriedades de fadiga dos aços maraging são comparáveis aos de outros aços de alta resistência, as taxas de crescimento da fratura por fadiga em aços maraging obedece a relação  $dA/dN = (Ak)^m$  comumente observada em aços, e as taxas são semelhantes aos de aços convencionais. Em geral, as trincas tendem a iniciar nas inclusões intermetálicas não coerentes, sendo importante para esta liga ter níveis baixos de elementos residuais e um bom controle no processo de fusão (BOYER, 1986).

As propriedades em fadiga podem ser melhoradas utilizando técnicas como shot peening e nitretação. A Figura 20, mostra um gráfico da curva S-N comparando o aço maraging 200, 250 e 300 entalhados e sem entalhe, para tensões máximas até 1.500 MPa.

Figura 20 – Curva S-N para aço maraging 200, 250 e 300 para amostras entalhadas e sem entalhe.



Fonte: Adaptado de BOYER, 1986.

Como comenta Ishii (2002), o efeito dos precipitados, principalmente o Ti (C, N), afeta fortemente a vida em fadiga do aço maraging. Porém, como estas inclusões afetam a vida em fadiga ainda não está claro.

O procedimento para o ensaio de fadiga, usado neste trabalho, pode ser visto no capítulo 3.8.

### 2.6.3 Ensaio de Impacto (Charpy)

Os ensaios de Impacto visam correlacionar seus resultados com as fraturas ocorridas na prática. Sabe-se que uma fratura frágil pode acarretar prejuízos catastróficos. A existência de trincas, a baixa temperatura e alta velocidade de deformação ou alta velocidade de carregamento são condições favoráveis para uma falha por fratura frágil.

O método de ensaio consiste de um corpo de prova padronizado com entalhe por onde ocorrerá a fratura, através de um impacto produzido por um martelo pendular, onde ocorre a

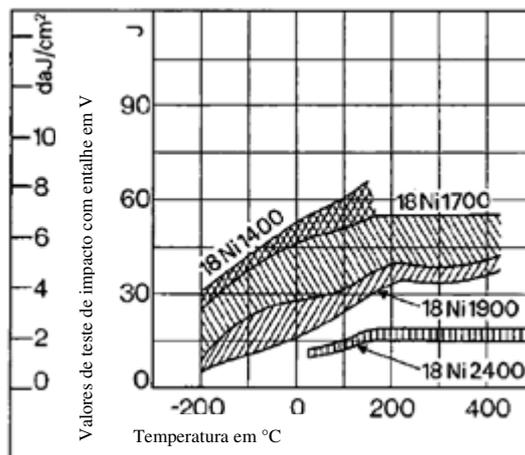
flexão por impacto. A energia que o cdp absorve para deformar e romper, é medida pela diferença de altura atingida antes e depois do impacto, multiplicada pelo peso do martelo, a unidade de medida é Joule (J). Quanto menor for a energia absorvida, mais frágil será o material (SOUZA, 1982).

A temperatura de ensaio tem influência decisiva para os resultados dos testes de impacto, porém a temperatura influencia muito pouco para os aços maraging e 4340 na resistência a fratura por clivagem, não havendo uma temperatura de transição, sendo possível romper a tensões abaixo do limite de escoamento, por outro mecanismo de caráter dúctil (SOUZA; 1982).

A diminuição dos valores de absorção de energia para os aços maraging com a diminuição da temperatura é pequena e gradual com tenacidade úteis sendo retida a baixas temperaturas, tal como mostrado na Figura 21. Esta falta de uma transição abrupta na absorção de energia de impacto com queda de temperatura é uma medida significativa da resistência relativamente elevada destes aços para propagação de fractura instável (INCO, 1976).

Porém, muitos fatores influenciam os resultados de ensaio, sendo assim se torna viável a comparação de ensaios executados em mesmas condições.

Figura 21 - Teste de impacto (Charpy) para o aço maraging 18% nickel em função da temperatura de ensaio (1.400MPa – 200 ksi; 1.700MPa – 250 ksi; 1.900MPa – 275 ksi; 2.400MPa – 350 ksi).



Fonte: Adaptado de INCO, 1976.

## 2.6.4 Ensaio de Dureza

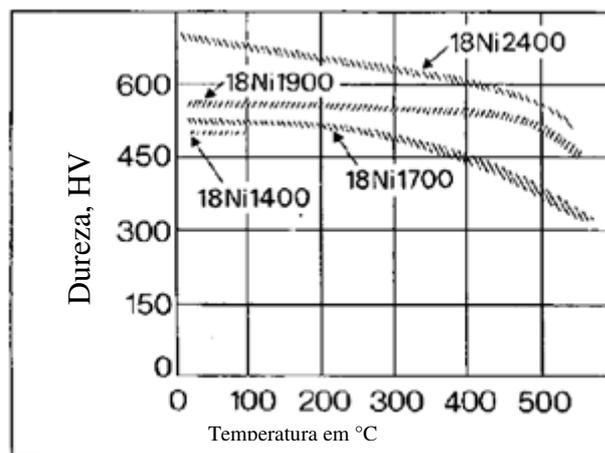
A propriedade mecânica denominada dureza é largamente utilizada para: especificação de materiais, estudos e pesquisas mecânicas e metalúrgicas e na comparação de diversos materiais.

A dureza Vickers, utilizado nesta pesquisa assemelha-se a dureza Brinell no procedimento de ensaio, é representada pela abreviação HV (Hardness Vickers), porém o penetrador Brinell utiliza uma ponta esférica e o Vickers uma ponta piramidal.

Para este tipo de dureza pode-se utilizar microscópios para visualizar indentações muito pequenas com cargas muito baixas (microdureza), a área deve ser medida com precisão e pode variar em  $1\mu\text{m}$ , a carga deve ser aplicada progressivamente, sem choques ou vibrações, mantida por um período de 10 a 15 segundos (INFOSOLDA, 2015; SOUZA, 1982).

A Figura 22 mostra valores de dureza Vickers para o aço maraging em diferentes faixas de tensão em função da temperatura (INCO,1976).

Figura 22 - Dureza Vickers em diferentes faixas de tensão de trabalho x temperatura (1.400MPa – 200 ksi; 1.700MPa – 250 ksi; 1.900MPa – 275 ksi; 2.400MPa – 350 ksi).

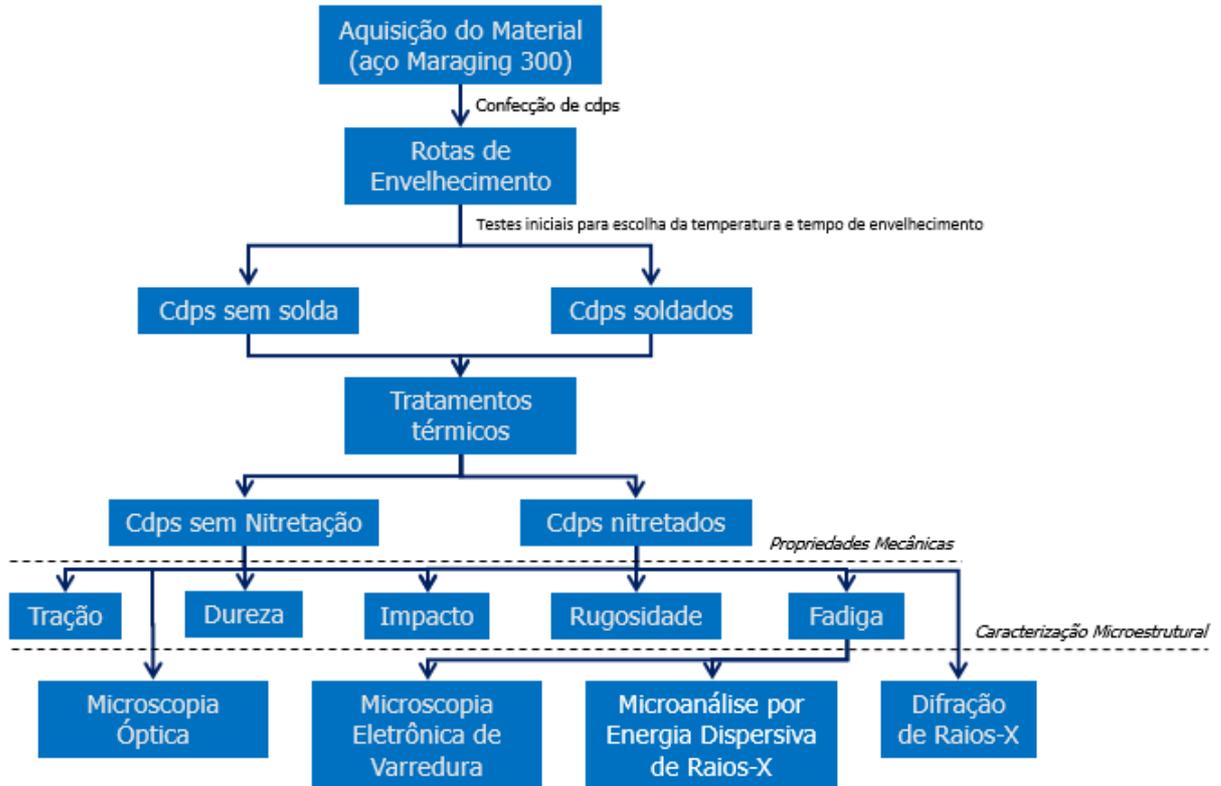


Fonte: Adaptado de INCO,1976.

### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E METODOLOGIA

Na Figura 23, pode ser visto o fluxograma das atividades desenvolvidas na parte experimental deste trabalho.

Figura 23 – Fluxograma de atividades.



Fonte: Autor.

#### 3.1 MATERIAL

Para este trabalho foram utilizadas duas ligas similares do aço maraging 18Ni 300, as chapas foram classificadas como **Liga 1** e **Liga 2**, para facilitar a compreensão do texto.

O material chamado de *Liga 1* foi recebida em forma de chapa retangular, com dimensões aproximadas de 1.000 x 340 x 3 mm. Desenvolvida pela empresa Böhler Edelstahl GMBH & Co KG e cedida para estudos pelo Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA).

A *Liga 2* tem medidas de chapa originais de 1.062 x 3.437 x 10 mm. A liga foi desenvolvida pelo DCTA/IAE em parceria com a empresa GERDAU (antiga Eletrometal),

posteriormente laminada a quente e resfriada ao ar, pela empresa ACESITA. Esta liga do aço maraging 300 é a mesma utilizada em trabalhos anteriores (SANTOS, 2001).

A *Liga 1* e *Liga 2* foram analisadas, como fornecidas, pelo laboratório de análise química da Divisão de Materiais do IAE – DCTA, pelo método de análise por combustão direta (ASTM E30); gravimétrica; método de fotometria (ultravioleta); e absorção atômica no equipamento Spectro Fotômetro de Absorção Atômica, modelo AA-Zv Plus, marca Varian. O objetivo da análise foi determinar os teores de C, S, P, Si, Mn, Cr, Ni e Mo nas amostras.

Segundo as informações recebidas pelos fabricantes a composição química das chapas estão dentro das especificações feitas pelas normas AMS 6514F para a *Liga 1* e AMS 6521A para a *Liga 2*, como mostra a Tabela 12.

Tabela 12 - Composição química fornecida pelo fabricante das *Ligas 1* e *2*.

Elemento Químico	<i>Liga 1</i> (% Peso)		<i>Liga 2</i> (% Peso)	
	Böhler	Norma AMS 6514F	GERDAU	Norma AMS 6521A
<b>C</b>	0,005	0,03 máx.	0,008	0,03 máx.
<b>S</b>	--	0,01 máx.	0,002	0,01 máx.
<b>P</b>	--	0,01 máx.	0,008	0,01 máx.
<b>Si</b>	0,050	0,10 máx.	0,070	0,01 máx.
<b>Mn</b>	0,050	0,10 máx.	0,011	0,01 máx.
<b>Cr</b>	--	0,50 máx.	0,043	--
<b>Ni</b>	18,500	18,00 - 19,00	19,120	18,00 - 19,00
<b>Mo</b>	5,000	4,60 - 5,20	4,940	4,60 - 5,20
<b>Co</b>	8,800	8,50 - 9,50	9,660	8,50 - 9,50
<b>Al</b>	0,110	0,05 - 0,15	0,089	0,05 - 0,15
<b>Ti</b>	0,700	0,50 - 0,80	0,770	0,05 - 0,08
<b>Cu</b>	--	0,50 máx.	0,076	--
<b>Ca</b>	--	--	--	0,05 máx.
<b>Zr</b>	--	--	--	0,02 máx.

Fonte: Böhler, Norma AMS 6514F, GERDAU, Norma AMS 6521A.

### 3.2 AMOSTRAS

As amostras foram separadas em 2 grupos distintos: amostras sem solda; e amostras soldadas. As amostras soldadas para a *Liga 1* foram confeccionadas na forma de placas com medidas de: 132 x 101 x 3 mm para testes de Tração; 160 x 170 x 3 mm para testes de Fadiga.

As amostras soldadas para a *Liga 2* foram confeccionadas na forma de placas com medidas de 100 x 6 x 6 mm para Ensaio Charpy. Todas as amostras foram usinadas no Laboratório de Usinagem da Divisão de Suporte Tecnológico SUTEC do IEAv – DCTA, através do equipamento de Eletroerosão - Agie Charmilles, modelo FW2V.

Por fim, as amostras foram subdivididas em 2 novos subgrupos: amostras nitretadas; e amostras não nitretadas. As amostras nitretadas para os ensaios de tração, fadiga e impacto respeitam as mesmas medidas de chapa para os ensaios das chapas soldadas. A nitretação foi realizada após a confecção dos corpos-de-prova.

### 3.3 CORPOS DE PROVA

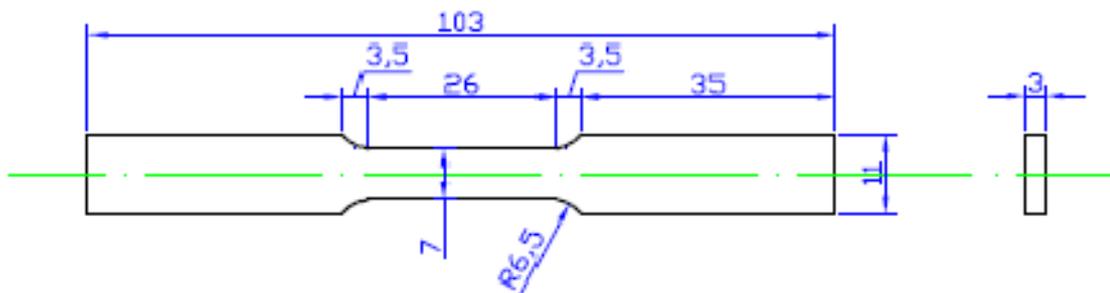
Os corpos de prova foram confeccionados, no sentido de laminação, a partir das placas anteriormente mencionadas conforme as normas ASTM E8M para os ensaios de tração, ASTM E 466 para ensaio de fadiga e ASTM E-23 para o ensaio de impacto, conforme Tabela 13 e Figura 24, 25 e 26.

Tabela 13 - Quantidade de cdps por ensaio.

	Sem Solda	Com Solda	Nitretação Sem Solda	Nitretação Com Solda
<b>Tração</b>	<b>72</b>	<b>9</b>	<b>24</b>	<b>3</b>
<b>Fadiga</b>	<b>12</b>	<b>12</b>	<b>12</b>	<b>12</b>
<b>Impacto</b>	<b>36</b>	<b>36</b>	<b>24</b>	<b>24</b>

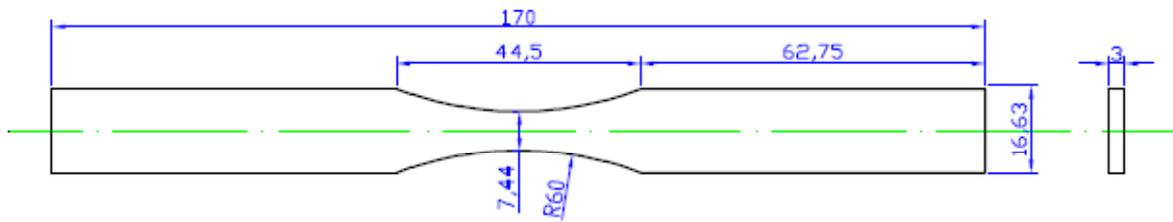
Fonte: Autor.

Figura 24 - Corpo-de-prova para tração conforme norma ASTM E8M.



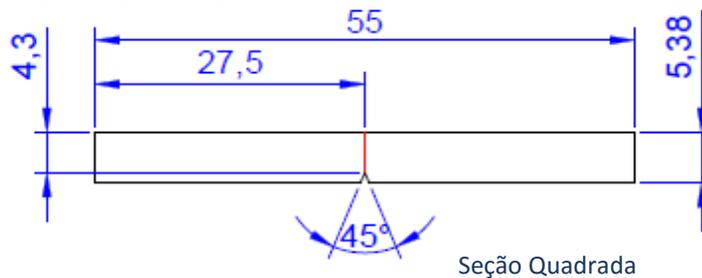
Fonte: Autor.

Figura 25 - Corpo-de-prova para fadiga conforme norma ASTM E466.



Fonte: Autor.

Figura 26 - Corpo-de-prova para impacto conforme norma ASTM E23.



Fonte: Autor.

### 3.4 TESTES INICIAIS DE SOLDAGEM

A escolha dos parâmetros de laser para ser utilizado neste trabalho foi baseada nos testes de soldagem a laser autógena, em cheio (*bead-on-plate*), realizados em trabalhos anteriores (FANTON, 2013), variando parâmetros de potência do laser e velocidade do feixe. Foi utilizado um fluxo de gás argônio aplicado sobre a poça líquida a uma taxa de 30 litros/minuto. Os testes realizados podem ser vistos na Tabela 14, os ensaios de 1 a 8 foram realizados com amostras não envelhecidas, os mesmos utilizados neste trabalho.

A soldagem foi realizada em um Laser a Fibra IPG - modelo YLR2000, pertencente ao Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv – DCTA), com potência média de 2kW.

A partir dos testes, foram escolhidos os melhores parâmetros para serem usados neste trabalho, como: condições de menor número de defeitos, sem ablação e maior profundidade de solda. As placas de aço maraging 300 foram retificadas em ambos os lados para remoção da camada superficial oxidada e uniformização da superfície. As chapas, duas a duas, com dimensões de aproximadamente 200 x 200 mm, foram montadas numa mesa de soldagem e foram realizadas duas passagens com o laser, uma de cada lado da chapa (frente e verso).

Tabela 14 - Parâmetros de velocidade e potência do laser.

Número do ensaio	Tratamento Térmico de Envelhecimento pré-solda	V (mm/min.)	P (W)
1	Não	3.000	1.400
2	Não	3.000	1.600
3	Não	1.200	1.600
4	Não	1.200	1.400
5	Não	1.200	1.800
6	Não	3.000	1.800
7	Não	1.800	1.800
8	Não	2.400	1.800
9	Sim	1.200	1.800
10	Sim	1.800	1.800
11	Sim	2.400	1.800
12	Sim	3.000	1.800

Fonte: FANTON, 2013.

A velocidade do feixe utilizada foi de 1800 mm/minuto e a potência do laser de 1800 W, com fluxo de gás argônio aplicado sobre a poça líquida a uma taxa de 30 litros/min., estes dados foram escolhidos com base de trabalhos anteriores (FANTON, 2013).

### 3.5 TRATAMENTO TÉRMICO

Inicialmente foram realizados testes para escolher a temperatura de envelhecimento mais adequada para o aço 18Ni maraging 300 em diferentes temperaturas e tempos de permanência em forno. Estes ensaios foram feitos nos fornos EDG 3P-S-7000, EDGCON 3P-7000 e FESORPN-FLYEVEVER do departamento de materiais da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.

Utilizou-se os seguintes parâmetros de tratamento térmico em cdps de tração:

- Temperaturas: 450°C, 480°C e 520°C variando em  $\pm 2$  °C;
- Tempos de permanência em forno: 300, 600, 900, 1.800, 3.600, 10.800 e 18.000 segundos;
- Resfriamento: ao ar.

Para a escolha da temperatura de envelhecimento mais adequada, corpos de prova de tração foram tratados termicamente, como mostra a Tabela 15.

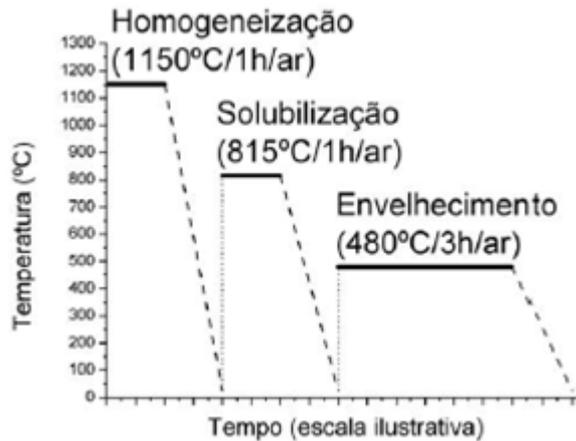
Definido a melhor temperatura para o tratamento térmico de envelhecimento, com base nos testes feitos para as rotas de envelhecimento, cdps do aço maraging foram homogeneizados, solubilizados e envelhecidos nas diversas combinações destes tratamentos térmicos como podem ser vistos nas Figuras 27, 28 e 29.

Tabela 15 - Rota de Tratamento Térmico de Envelhecimento.

Tratamento Térmico								
Temperatura (°C)	Tempo (s)	CDP	Temperatura (°C)	Tempo (s)	CDP	Temperatura (°C)	Tempo (s)	CDP
450	300	1,2,3	480	300	10,11,12	520	300	19,20,21
	600	4,5,6		600	13,14,15		600	22,23,24
	900	7,8,9		900	16,17,18		900	25,26,27
	1.800	28,28,30		1.800	31,32,33		1.800	34,35,36
	3.600	46,47,48		3.600	49,50,51		3.600	52,53,54
	10.800	55,56,57		10.800	58,59,60		10.800	61,62,63
	18.000	37,38,39		18.000	40,41,42		18.000	43,44,45

Fonte: Autor.

Figura 27 - Tratamento térmico de Homogeneização, Solubilização e Envelhecimento.



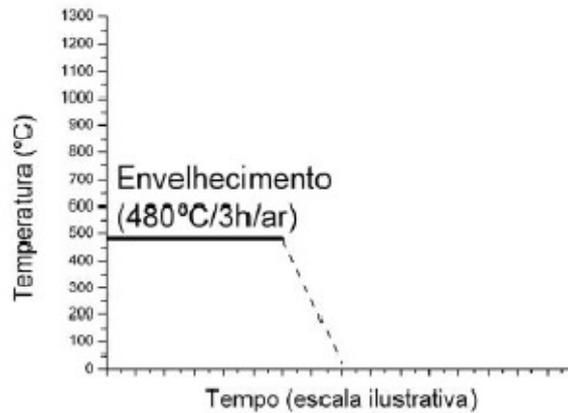
Fonte: FANTON, 2013.

Figura 28 - Tratamento térmico de Solubilização e Envelhecimento.



Fonte: FANTON, 2013.

Figura 29 - Tratamento térmico de Envelhecimento.



Fonte: FANTON, 2013.

### 3.6 NITRETAÇÃO

A nitretação a plasma foi utilizada para melhorar as propriedades mecânicas em fadiga e as características superficiais como resistência ao desgaste, corrosão, etc.

Os cdps foram divididos em lotes para cada tipo de ensaio, tratamento térmico e solda, como podem ser visto na Tabela 16.

Como já foi mencionado, o aço maraging 300 tem suas propriedades mecânicas melhoradas após o tratamento térmico de envelhecimento, sendo assim, para algumas condições descritas na Tabela 16, foi feito o Tratamento Térmico de Envelhecimento juntamente com o Tratamento Térmico de Nitretação a Plasma, sendo este processo possível devido as temperaturas alcançadas nos Tratamentos Termoquímicos a Plasma que podem chegar a 480°C.

Tabela 16 - Cdps para Tratamento Termoquímico de Nitretação.

	Sem Trat. Térmico		Homog./ Solub.		Solub./Env.		Solubilizado		Envelhecido	
	Com Solda	Sem Solda	Com Solda	Sem Solda	Com Solda	Sem Solda	Com Solda	Sem Solda	Com Solda	Sem Solda
<b>Tração</b>	--	6	--	6	--	6	--	6	3	--
<b>Fadiga</b>	--	--	--	--	--	--	--	--	12	12
<b>Impacto</b>	--	--	12	12	--	--	12	12	--	--

Fonte: Autor.

Os Tratamentos Termoquímicos de Nitretação a Plasma ocorreram em um reator a plasma da empresa Metal Plasma, conforme Figura 30, os tratamentos foram feitos em uma atmosfera controlada com mistura de gases à temperatura de 480 °C durante 3 horas.

Figura 30 - Reator a plasma da empresa Metal Plasma.



Fonte: CARDOSO, 2011.

O equipamento utilizou uma fonte de tensão/corrente DC-pulsada, câmara a alto vácuo feita em aço inoxidável, com um volume útil de 120 L, um sistema de bombeamento “roots” com uma vazão de 150 m<sup>3</sup>/h, atmosfera interna do equipamento controlada com mistura de gases contendo 75% N<sub>2</sub> – 25% H<sub>2</sub> a pressão de 370 Pa.

Para o processo, as amostras foram limpas e desengraxadas para evitar qualquer contaminação da superfície a ser nitretada.

### 3.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

As propriedades mecânicas do aço maraging foram avaliadas por meio de ensaios de tração monotônicas. Foram determinados, principalmente, os parâmetros de limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento.

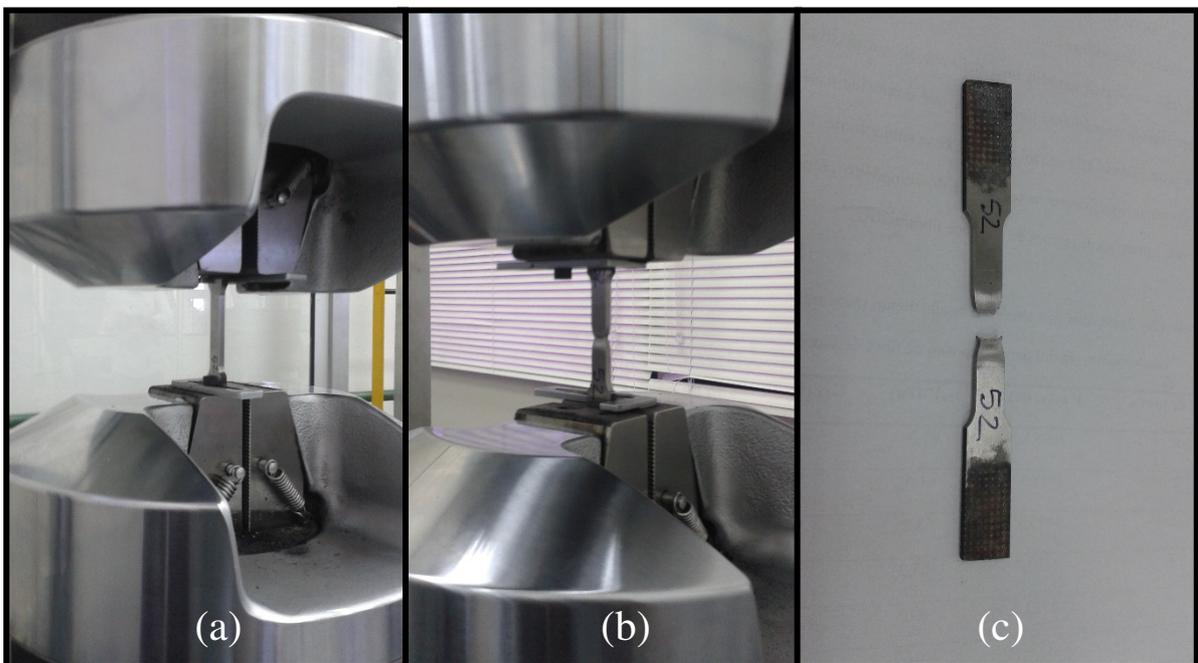
Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos X-20 da Divisão de Ensaios Destrutivos do Instituto de Aeronáutica e Espaço (ASA/IAE/DCTA), de acordo com a norma ASTM E8M-95a, que rege sobre os ensaios de tração para materiais metálicos a temperatura ambiente.

O equipamento utilizado foi uma máquina de servo hidráulica MTS 810.23M, com célula de carga com capacidade de 250 kN. A velocidade do deslocamento do cabeçote foi de 1,0 mm/min. e taxa de aquisição de dados foi de 2 pontos por segundo.

O ensaio consistiu em fixar o cdp no conjunto de garras da máquina, o qual foi tracionado de modo uniaxial, com velocidade controlada. Na Figura 31, pode-se observar o posicionamento do cdp na máquina, início da estrição e a ruptura total.

A máquina fornece os dados de Força [N] em função da área resistente e aumento do comprimento (deformação)  $l_0$  [mm], os dados foram registrados para a construção dos gráficos de Tensão x Deformação, tornando possível analisar o comportamento do material ao longo dos ensaios.

Figura 31 – Corpo de prova durante ensaio de tração: posicionado na máquina de ensaio (a); mostrando estrição (b); e após ruptura (c).



Fonte: Autor.

### 3.8 ENSAIO DE FADIGA

Os ensaios de fadiga foram realizados no Laboratório de Ensaios Destrutivos X-20 da Divisão de Ensaios Destrutivos do Instituto de Aeronáutica e Espaço (ASA/IAE/DCTA), de acordo com a norma ASTM E466-82.

O equipamento utilizado para a realização dos ensaios de fadiga foi uma unidade servo-hidráulica de ensaios mecânicos modelo MTS 810.23M, frequência do ensaio de 25Hz, capacidade de carga de 250 kN com célula de carga dinâmica.

Os ensaios foram feitos através de carregamento uniaxial cíclico, com uma razão de carga de fadiga de  $R = 0,1$  até a fratura, ou  $10^6$  ciclos (considerado vida a fadiga infinita), o critério de análise para fratura se deu pela separação completa do corpo de prova. Os níveis de carga máxima cíclica a serem aplicadas no ensaio de fadiga foram determinados a partir dos resultados obtidos do ensaio de tração. O objetivo deste ensaio foi de obter as curvas S-N (tensão em fadiga em função do número de ciclos até a ruptura) do material estudado, para isto foram ensaiados 12 corpos de prova para cada situação como pode ser visto na Tabela 17.

Tabela 17 - Quantidade de cdp para ensaio de fadiga para o aço maraging.

	<b>CDPS</b>	
	<b>Com solda</b>	<b>Sem solda</b>
<b>Sem Nitretação</b>	<b>12</b>	<b>12</b>
<b>Nitretado</b>	<b>12</b>	<b>12</b>

Fonte: Autor.

Os corpos de prova foram fabricados conforme dimensões mencionadas na Figura 25, para se garantir resultados reprodutíveis nos ensaios, os cdps tiveram suas superfícies retificadas no Laboratório de Usinagem da Divisão de Suporte Tecnológico SUTEC do (IEAv/DCTA) e lixadas com lixas de granulometria #600 e #1.200.

### 3.9 MEDIDAS DE DUREZA

As medidas de dureza Vickers foram realizadas em um microdurômetro HMTV-2T E da marca SHIMADZU, instalado no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP. Na Figura 32, pode-se observar o Microdurômetro.

Para o ensaio de dureza por microindentação foi utilizado uma carga de 200 gf e tempo de 5 segundos.

Figura 32 - Imagem do Microdurômetro.



Fonte: UEPG, 2015.

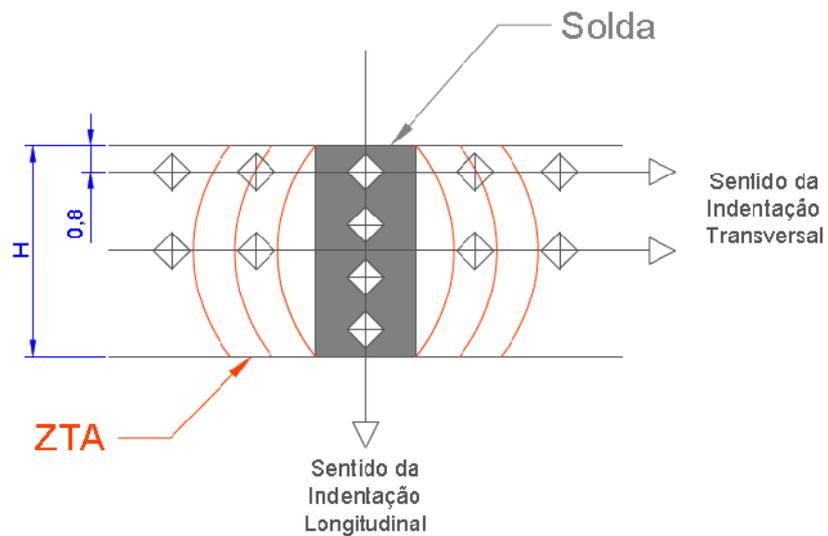
Para o material envelhecido sem solda, as medidas de dureza foram obtidas na superfície das amostras das diferentes condições com 10 medidas de cada cdp e espaçamento superior a 30  $\mu\text{m}$  entre as medidas, como sugere a Norma ASTM E384-10e2.

O material soldado e nitretado teve suas medidas de dureza feitas a partir de amostras cortadas em uma máquina ISOMET 1000 – BUEHLER a uma velocidade de 250 rpm. Após o corte, embutidos com o equipamento AROTEC PRE 30MI. Lixados com as lixas de # 220, 320, 400, 600 e 1200, e polidos com uma politriz DP-10 STRUERS PANAMBRA. Para melhor visualização, o material foi atacado quimicamente com Nital 5% por 10 segundos.

As medidas de dureza para a região soldada foram obtidas, primeiramente, no sentido transversal ao cordão de solda, percorrendo o substrato, a zona termicamente afetada (ZTA) e o cordão de solda, respectivamente. Foram feitas duas linhas de indentação nesta direção: linha transversal 1, foi realizada a 0,8 mm da superfície superior; linha transversal 2, foi realizada próxima ao centro da solda. A segunda forma de análise de dureza para a região de solda foi percorrendo longitudinalmente o cordão de solda, iniciando no topo da solda até chegar à raiz. O esquema pode ser visto na Figura 33.

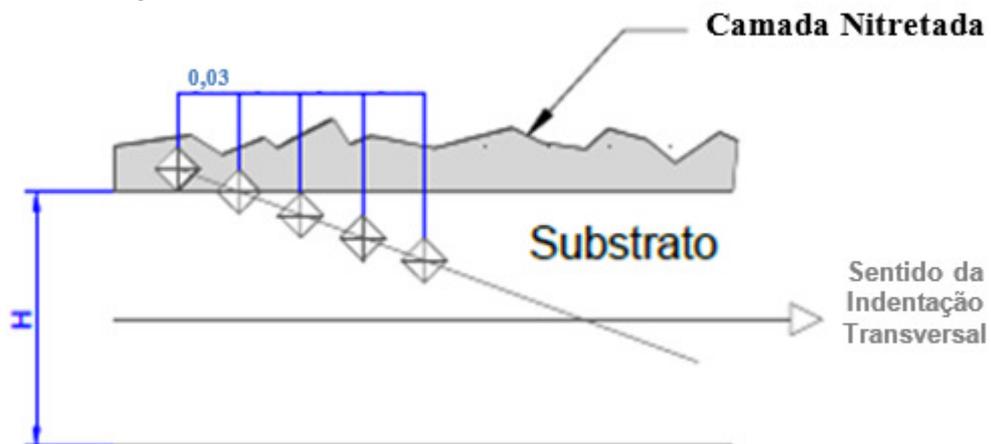
As medidas de dureza para o material nitretado foram feitas percorrendo do topo da camada nitretada até o material base. As medidas foram espaçadas no sentido horizontal de 0,03 mm entre as indentações. Para realizar as medidas próximas à superfície, nas amostras nitretadas, as indentações foram realizadas conforme mostra a Figura 34.

Figura 33 - Indentação no cordão de solda do aço maraging 300, no sentido transversal.



Fonte: Autor.

Figura 34 - Indentação da camada nitretada.



Fonte: Autor.

### 3.10 ENSAIO DE IMPACTO

O ensaio de impacto foi realizado no Laboratório de Ensaio Mecânicos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Júlio de Mesquita Filho (FEG/UNESP), de acordo com a norma ASTM E 23.

As quantidades de corpos de prova utilizados para o ensaio de impacto foram definidas de acordo com as condições microestruturais desejadas para o material, levando em consideração a energia absorvida pela temperatura de ensaio, as temperaturas de ensaio podem ser vistas na Tabela 18.

Tabela 18 - Quantidade de corpos de prova e temperatura de ensaio.

Temperatura (°C)	Material	Quantidade (Cdps)
- 196	Nitrogênio	30
-80	Gelo Seco	30
0	Gelo	30
24	Ambiente	30

Fonte: Autor.

Para a realização do ensaio foi utilizado um pendulo de impacto MOHR &FEDERHAFF modelo AC - PWS 30/15 com as seguintes características: energia máxima 300 J; ângulo do braço do pendulo 45°, massa do martelo 30 kg (Figura 35). Para refrigerar utilizou-se uma caixa de isopor onde os cdps foram imersos com: nitrogênio líquido e acetona para atingir temperaturas em torno de -196 °C; gelo seco e acetona para atingir temperaturas em torno de -80 °C; gelo caseiro e acetona para atingir temperaturas em torno de 0 °C; e temperatura ambiente em torno de 24 °C. Um termômetro Impac modelo IP-370TR, com escala de -750 °C até 200 °C (precisão de  $\pm 3$  °C), foi utilizado para monitorar as variações de temperatura antes do ensaio.

Figura 35 - Imagem da máquina de ensaio de impacto.



Fonte: Autor.

O procedimento do ensaio está de acordo com a Norma ASTM E 23. A metodologia adotada para a realização do ensaio seguiu os seguintes passos: os cdps foram identificados

para garantir o controle após a ruptura, colocados em um cesto dentro do refrigerador, ou ordenados no isopor, permanecendo aproximadamente 15 minutos para homogeneizar a temperatura de ensaio. Cada cdp foi retirado do recipiente refrigerador e colocado num suporte bi-apoiado (como uma viga simples) sobre a base da máquina, o tempo da retirada do material do refrigerador até o apoio da máquina foi inferior a 5 segundos, como recomenda a norma. O martelo do pêndulo - com uma borda de aço endurecido de raio específico - é liberado de uma altura pré-definida, causando a ruptura do corpo de prova pelo efeito da carga instantânea. Os resultados foram organizados em um gráfico de Energia Absorvida por Temperatura de Ensaio.

### 3.11 MEDIDAS DE RUGOSIDADE

A análise de rugosidade foi feita com a finalidade de verificar a rugosidade superficial dos corpos-de-prova antes e após tratamento de nitretação a Plasma, os ensaios foram executados no Laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia, Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, UNESP (FEG/UNESP), de acordo com a norma ABNT NBR 6405.

O equipamento utilizado foi um rugosímetro Mahr modelo MarSurf M 300, como pode ser visto na Figura 36.

Figura 36 – Rugosímetro MarSurf M300.



Fonte: Autor.

As medidas de rugosidade foram realizadas na superfície do cdp de tração, fadiga e impacto, com *cutoff* de 0,8 mm e comprimento total de medição de 4 mm (5 x *cutoff*), leitura

com ponta de diamante com raio de ponta de 0,2  $\mu\text{m}$ , filtro Gauciano robusto diferenciado. As medidas foram realizadas perpendicular ao sentido de laminação.

Através destas medidas pode-se identificar as irregularidades que se encontravam presentes na superfície do material já tratado para ensaio.

Foram coletados os parâmetros de rugosidade: rugosidade média ( $R_a$ ); rugosidade média da distância entre o pico mais alto e o mais baixo do vale ( $R_z$ ); rugosidade máxima entre pico e vale ( $R_{\text{max}}$ ); e rugosidade total ( $R_t$ ), as medidas foram obtidas em micrometros.

### 3.12 CARACTERIZACAO MICROESTRUTURAL

Para a caracterização microestrutural do aço maraging 300, amostras das diferentes rotas de tratamento térmico, atacadas quimicamente, foram observadas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foram analisadas amostras com e sem solda e a superfície de fratura dos corpos de prova.

#### 3.12.1 Metalografia

A preparação metalográfica das amostras foi realizada através de técnicas convencionais seguindo os processos normatizados pela ASTM E 3-10 (2007) de seccionamento, embutimento, lixamento, polimento, realizados no Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP. Foram usadas lixas com granulometria de # 220, 320, 400, 500, 600, 800, 1.000 e 1.200. O polimento foi realizado com OP-U Suspension (0,25 $\mu\text{m}$ ), fabricação STRUERS. Para revelar a microestrutura das amostras utilizadas no estudo, através de microscopia óptica, foi utilizado ataque químico com os reativos Nital entre 5 e 17%, metabisulfito de sódio 10% e Fry Modificado (COLPAERT, 2008; MERWIN, 2009).

#### 3.12.2 Ataque Químico e Microscopia Óptica

O reativo Nital é composto de uma solução de ácido nítrico em álcool etílico com concentração de 15%. O ataque foi feito através do esfregamento da superfície polida da amostra, por um intervalo de tempo que varia de 30 a 40 segundos. O reativo Nital foi usado

para distinguir contornos de grão e outros detalhes microestruturais (KARELOVA, 2008; MERWIN, 2009).

O reativo metabisulfito de sódio é uma solução aquosa de 10% de  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  diluído em água destilada. O ataque químico foi realizado imergindo a amostra no reagente e agitando levemente para otimizar a reação durante o tempo de 25 a 30 segundos. O reativo tem por finalidade isolar a austenita (revelada na cor branca) das demais fases na matriz do material (revelados em cores escuras).

O reativo *Fry* modificado é uma variação do reagente *Fry* que tem em sua composição o cloreto de cobre, que aplicado à superfície polida do material revela a martensita e precipitados na matriz do material (BRAMFITT, 2002), já o reativo *Fry* modificado além de revelar a martensita também evidência a austenita na matriz do aço (CABEZA, 2013). A composição química para o reagente utilizado foi 150 mL água, 50 mL HCl, 25 mL  $\text{HNO}_3$  e 1g  $\text{CuCl}_2$ . O ataque é feito por imersão da superfície polida da amostra no reagente, por um intervalo de tempo de 10 segundos.

O reagente Vilella tem como composição básica de 5 ml Ácido Clorídrico, 1 g Ácido Pírico e 100 ml Álcool Etilico. O ataque foi feito através de imersão na amostra polida, por um intervalo de tempo que varia de 5 a 10 segundos. O reativo Vilella é utilizado para revelar a estrutura martensítica (CARVALHO, 2012).

Todas as imagens obtidas foram realizadas no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMAT) do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP. As imagens foram fotografadas em campo claro, utilizando um microscópio óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um PC e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, usando-se o software AXIO VISIO – ZEISS.

### **3.12.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)**

As imagens foram realizadas no Laboratório de Microscopia Avançada (LMA) do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP. O equipamento utilizado foi um Microscópio de Varredura Zeiss EVO LS-15. O gás utilizado na câmara foi nitrogênio com grau 5.0 (pureza de 99,99%). Foram amostrados sinais de elétrons retroespalhados (BSE) utilizando o detector Zeiss 4Q-BSD. O equipamento pode ser visto na Figura 37.

As amostras seccionadas foram limpas através do equipamento de ultrassom, imersas em acetona por 5 minutos, para eliminar as impurezas e contaminação na superfície de análise.

Foram feitas análises fractográficas da amostra com diversas ampliações. As imagens foram capturadas com uma câmera da marca Edwards 100CM3, serie 5049905, em várias regiões das superfícies das amostras, armazenada em formato TIFF.

Figura 37 – Equipamento de análise por Microscopia Eletrônica de Varredura e EDS.



Fonte: Autor

#### **3.12.4 Microanálise por Energia Dispersiva de Raios X (EDS)**

No Laboratório de Microscopia Avançada (LMA) do Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP, foram realizadas microanálises por energia dispersiva. O equipamento utilizou um detector de microanálise por energia dispersiva de raios-X Inca x-act da Oxford Instruments montado no microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO LS-15 e controlado pelo sistema Inca Energy 250. O equipamento pode ser visto na Figura 37.

O ensaio de microanálise por energia dispersiva foi realizado em corpos de prova soldados e sem solda, nitretadas e sem nitretação, condição de tratamento térmico envelhecido a 480 °C por 3 h, para identificar os picos dos elementos contidos na estrutura e em amostras

soldadas e nitretadas para analisar como o processo de soldagem e nitretação afetaram o material.

### **3.12.5 Difração de Raios X**

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Difração de Raio X da Divisão de Ensaio Destrutivos do Instituto de Aeronáutica e Espaço – AMR/IAE/DCTA. O equipamento utilizado de marca Rigaku modelo Ultima IV, utilizado um tubo de cobre com radiação  $K_{\alpha}$  do Cu de 0,154 nm.

A difração por raios X foi utilizada no aço maraging para identificar as fases presentes em sua microestrutura e auxiliar outras técnicas utilizadas neste trabalho, como identificar a austenita retida e composição química. Esta técnica também foi utilizada para identificar os compostos formados na camada nitretada.

As fases cristalinas foram identificadas através de picos utilizando padrões difratométricos individuais para cada fase disponibilizados em arquivos eletrônicos da JCPDS (*Joint Committee of Powder Diffraction Standards*).

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 MATERIAIS

Através do laudo fornecido pelo Laboratório Químico de Caracterização Mecânica LQCM / AMR-L / IAE, pode-se afirmar que os elementos nas amostras das *Ligas 1 e Liga 2* encontram-se dentro da composição especificada para o aço maraging 300, conforme a norma AMS 6514F (2005) e AMS 6521A, respectivamente. As composições químicas podem ser vistas na Tabela 19. A chapa da *Liga 2* foi utilizada apenas para corpos de prova de impacto, por ter maior espessura (6 mm).

Tabela 19 - Composição química da liga de aço maraging 300, porcentagem em peso.

<b>Elemento Químico</b>	<b><i>Liga 1</i></b>	<b>Norma AMS 6514F</b>	<b><i>Liga 2</i></b>	<b>Norma AMS 6521A</b>
<b>C</b>	< 0,007	0,03 máx.	0,01	0,03 máx.
<b>S</b>	< 0,002	0,01 máx.	0,007	0,01 máx.
<b>P</b>	< 0,004	0,01 máx.	0,002	0,01 máx.
<b>Si</b>	< 0,02	0,10 máx.	0,05	0,01 máx.
<b>Mn</b>	0,01 ± 0,03	0,10 máx.	0,01	0,01 máx.
<b>Cr</b>	0,06 ± 0,02	0,50 máx.	0,04	--
<b>Ni</b>	18,58 ± 0,06	18,00 - 19,00	17,87	18,00 - 19,00
<b>Mo</b>	4,67 ± 0,31	4,60 - 5,20	4,84	4,60 - 5,20
<b>Co</b>	9,35 ± 0,27	8,50 - 9,50	9,41	8,50 - 9,50
<b>Al</b>	0,087 ± 0,003	0,05 - 0,15	0,14	0,05 - 0,15
<b>Ti</b>	0,66 ± 0,03	0,50 - 0,80	0,76	0,05 - 0,08
<b>Cu</b>	< 0,01	0,50 máx.	--	--
<b>Ca</b>	--	--	0,04	0,05 máx.
<b>Zr</b>	--	--	< 0,01	0,02 máx.

Fonte: LQCM / IAE, 2010; SANTOS, 2001.

### 4.2 ESCOLHA DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO

Conforme mencionado no item 3.5, através dos estudos iniciais para se determinar a temperatura de envelhecimento mais adequada pelas rotas de tratamento térmico de envelhecimento, pode-se verificar os resultados de limite de escoamento, limite de resistência

e alongamento obtidos para cada grupo de temperatura como mostra as Tabela 20 e os gráficos da Figura 4.1 e 4.2.

Tabela 20 - Resultados do ensaio de tração versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento.

Tempo (s)	Temperatura de 450°C				Temperatura de 480°C				Temperatura de 520°C			
	Limite de Resistência (MPa)		Alongamento (%)		Limite de Resistência (MPa)		Alongamento (%)		Limite de Resistência (MPa)		Alongamento (%)	
	Média	Dv. Pd.	Media	Dv. Pd.	Média	Dv. Pd.	Media	Dv. Pd.	Média	Dv. Pd.	Media	Dv. Pd.
<b>300</b>	1.178	0	13,8	0,0	1.280	51	11,7	0,5	1.439	40	11,5	0,7
<b>600</b>	1.209	44	12,2	0,4	1.367	50	12,4	0,7	1.450	40	10,9	0,1
<b>900</b>	1.273	49	13,4	1,0	1.407	34	10,9	0,6	1.545	47	10,8	0,7
<b>1.800</b>	1.319	56	12	0,5	1.495	42	11,4	0,4	1.654	42	9,6	0,3
<b>3.600</b>	1.411	49	10,9	2,2	1.577	45	10,6	0,2	1.759	30	9,5	0,2
<b>10.800</b>	1.820	15	9,7	0,4	1.879	45	9,5	0,2	1.893	8	8,6	0,1
<b>18.000</b>	1.919	7	9,6	0,1	1.963	26	9,8	0,4	1.898	21	9,2	0,1

Fonte: Autor.

A Tabela 20 mostra, para a temperatura de 450 °C, um significativo aumento da resistência, principalmente a partir de tempos de 10.800 segundos (3 horas) atingindo seu máximo a 18.000 segundos (5 horas), com limite de resistência de 1.919 MPa. O alongamento a tempos mais baixos mostra seu valor máximo medido, cerca de 14 % a 300 segundos (5 minutos), isto vai ao encontro com a teoria geral para o mecanismo de endurecimento por precipitação quanto menor a resistência, maior a ductilidade.

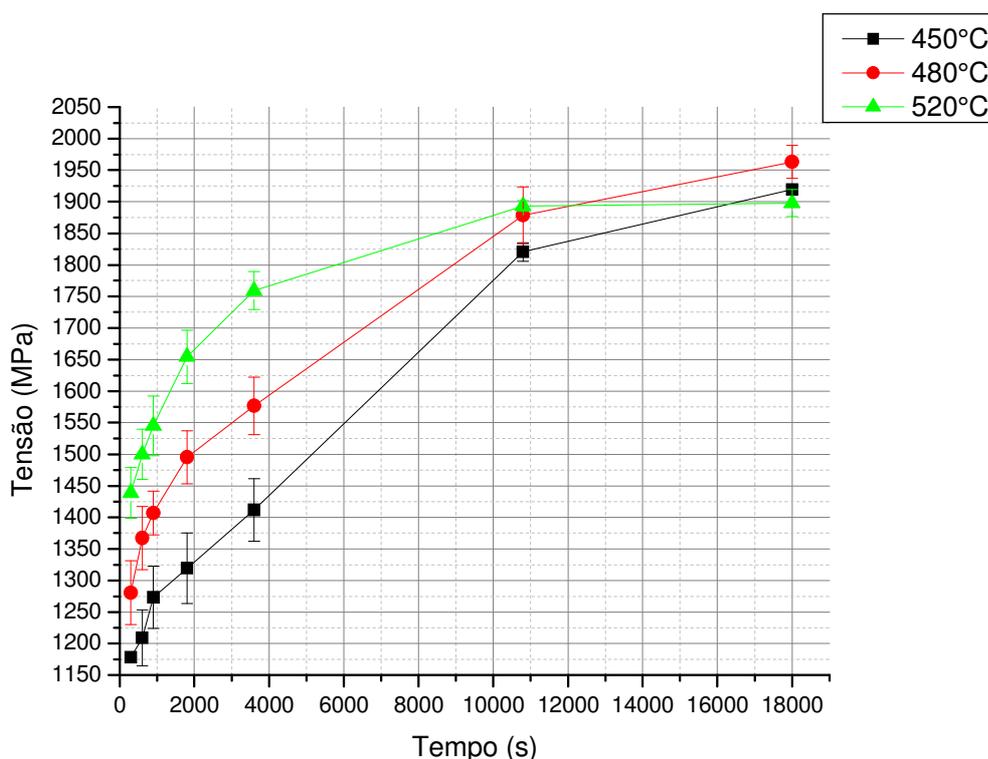
Para a temperatura de 480 °C observa-se o mesmo fenômeno de endurecimento e alongamento mostrado na temperatura de envelhecimento de 450 °C, porém os valores máximos obtidos são superiores para o limite de resistência, 1.963 MPa.

Se compararmos a temperatura de 520 °C com as temperaturas de 450 °C e 480 °C, pode-se verificar que seu aumento de resistência é mais uniforme, porém atingindo os valores máximos de resistência em torno de 18.000 segundos (5 horas). A tendência é que a partir deste tempo inicie-se o superenvelhecimento no aço.

Pode-se observar para o gráfico da Figura 38, limite de resistência x tempo de envelhecimento, o aumento da temperatura de envelhecimento acelera a elevação do limite de resistência à tração, principalmente em tempos até 3.600 segundos (1 hora). A partir de 10.800 segundos os valores de resistência convergem para cerca de 1.900 MPa, principalmente para a temperatura de 520 °C.

O rápido crescimento da resistência até tempos de 3.600 segundos acontece devido à reação de precipitação que são muito mais rápidos que a reação de reversão da austenita para o aço maraging 18Ni (300), após 1 hora as reações de precipitação e reversão que produzem austenita começam a competir entre si, percebe-se que as taxas de crescimento de resistência diminuem (ROHRBACH, 1990; ANDRADE, 1987; PADIAL, 2002).

Figura 38 - Limite de resistência versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento.

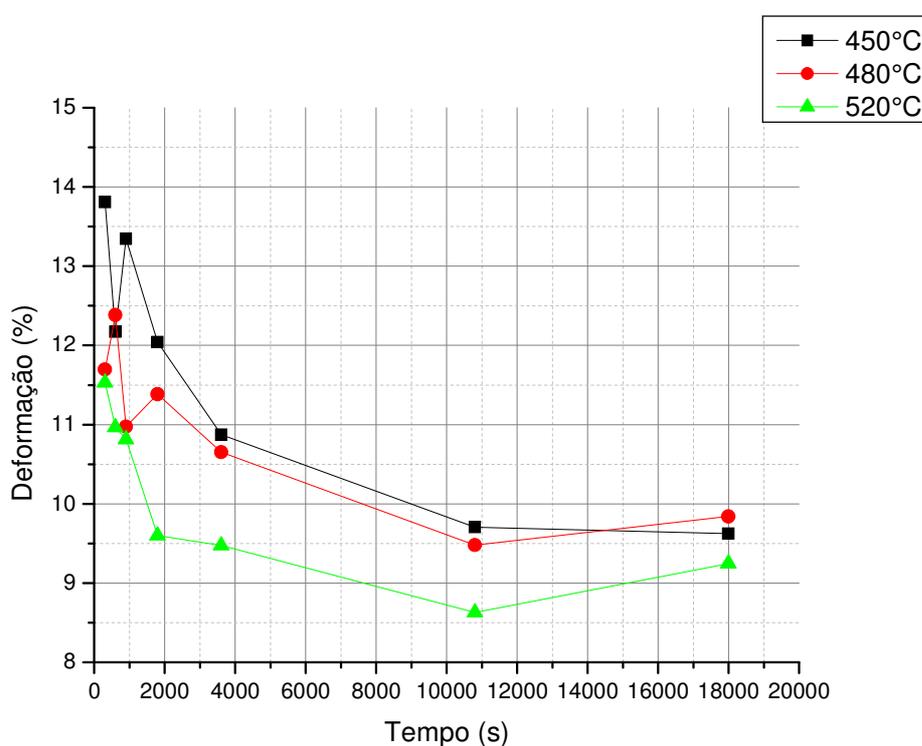


Fonte: Autor.

O acréscimo de resistência gerado pelo envelhecimento a tempos em torno de 18.000 segundos para todas as temperaturas de envelhecimento, mostram que o aumento de resistência segue uma tendência assintótica na inclinação da curva, acrescentando muito pouco nos valores de resistência, não justificando o gasto de energia adicional necessária para obtê-la, o endurecimento se estabiliza chegando quase a constância, onde longos tempos de permanência em forno pode atingir o superenvelhecimento do material, o superenvelhecimento é uma função da temperatura e do tempo em forno (SCHMIDT, 1990; SHA, 2009; LOPES, 2007).

Como se pode observar no gráfico da Figura 39, deformação versus tempo de envelhecimento, a temperatura de 480°C mostra valores de alongamento bem próximos da temperatura de envelhecimento a 520 °C, em 18.000 segundos, com um pequeno ganho no alongamento para a temperatura sobressaindo de 480 °C. Desta forma, escolheu-se a temperatura de 480 °C para realizar o envelhecimento neste trabalho.

Figura 39 - Deformação versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento.



Fonte: Autor

O ganho de resistência e alongamento em função da temperatura e tempo de permanência em forno, na temperatura de 480 °C, mostrara-se mais significativo devido os altos níveis de endurecimento e alongamento se comparado com as temperaturas de 450 e 520 °C. O tratamento de envelhecimento a temperatura de 480 °C teve melhor resultado se comparado às outras temperaturas no tempo de 18.000 segundos em termos de resistência e deformação, sobressaindo das demais temperaturas. Este foi o critério utilizado para seguir com a pesquisa para os tratamentos térmicos: Homogeneização, Solubilização e Envelhecimento na condição de tempo e temperatura escolhida.

Resultados obtidos pelos ensaios de tração podem ser confirmados ao se analisar os resultados obtidos nos ensaios de dureza. Como mostra a Tabela 21 e a Figura 40, onde se pode observar a mesma tendência do gráfico da Figura 38.

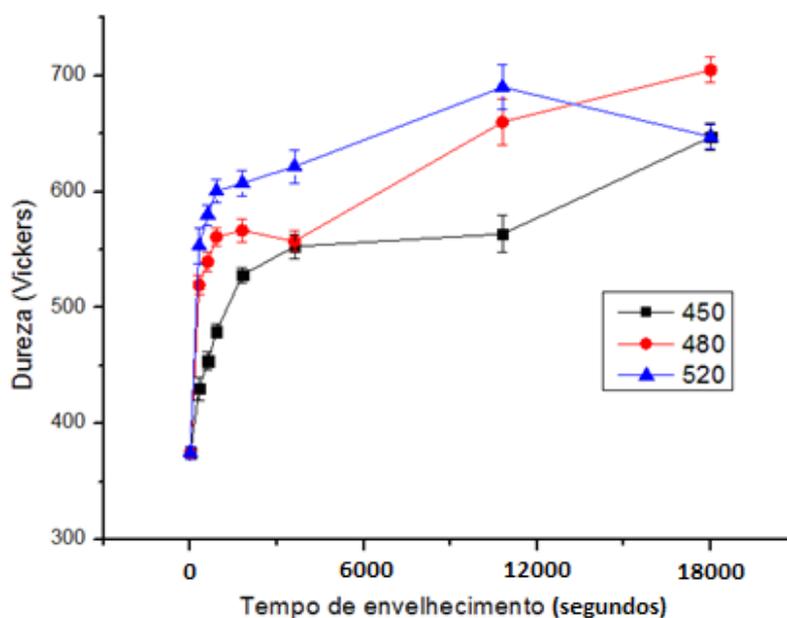
Tabela 21 - Dureza Vickers (HV) versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento.

Tempo (s)	450°C		480°C		520°C	
	Média (HV)	Desv. Pad.	Média (HV)	Desv. Pad.	Média (HV)	Desv. Pad.
300	430	10	519	8	553	15
600	454	7	539	8	580	9
900	480	6	561	7	600	10
1800	528	7	566	10	607	11
3600	553	10	557	9	622	14
10800	564	16	660	20	690	19
18000	647	12	705	11	647	11

Fonte: Autor.

As medidas de dureza foram obtidas aleatoriamente, espaçadas de 30  $\mu\text{m}$ , conforme norma ASTM E384-10e2. Os valores apresentados na Tabela 4.5 mostram a média e o desvio padrão obtidos de cada 10 pontos para cada cdp. Foram utilizados 3 cdps para cada condição.

Figura 40 - Resultado de dureza Vickers versus tempo de permanência em forno para o aço maraging 300 nas diferentes temperaturas de envelhecimento.



Fonte: Autor.

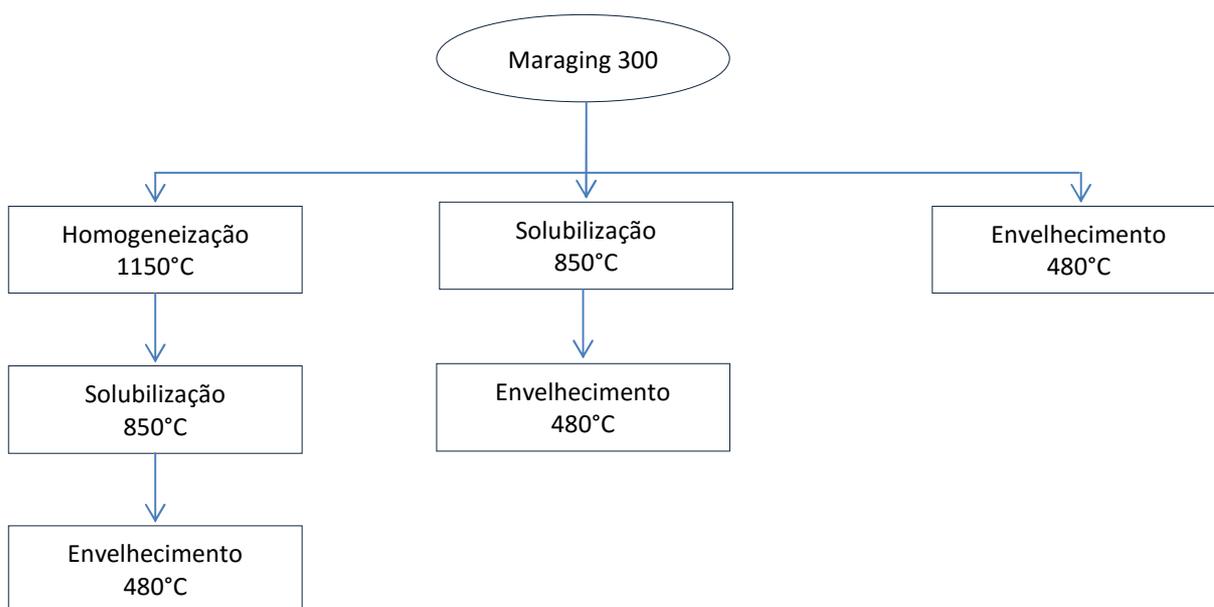
O gráfico da Figura 40 mostra que o processo de envelhecimento ocorre rapidamente até o tempo de 1.800 segundos, mostrando uma rápida elevação nos valores de dureza, e depois continua atuando mais lentamente. Para a temperatura de 520 °C o processo parece acelerar-se, atingindo um máximo em torno de 10.800 segundos (3 horas).

Analisando-se, ainda, a Figura 40, pode-se afirmar que a maior dureza registrada foi a 480 °C para o tempo de 18.000 segundos (5 horas). Este resultado está de acordo com vários autores que indicam a temperatura de 480 °C como a mais apropriada para os processos de envelhecimento nos aços maraging (SCHMIDT,1990; INCO, 1976; FLOREEN, 1968; PADIAL, 2002; SHA, 2009).

A dureza do aço obtida para uma temperatura de envelhecimento de 520 °C e 10.800 segundos foi próxima a 690 HV, enquanto a dureza máxima obtida para envelhecimento a 480 °C e 18.000 segundos foi próximo de 704 HV. Foi registrado um decréscimo na dureza com o aumento do tempo de envelhecimento a 520 °C, este fenômeno pode ocorrer devido ao processo de aumento no tamanho dos precipitados ou a formação de austenita revertida (PADIAL, 1994).

Através dos resultados obtidos nas rotas de envelhecimento, utilizou-se a combinação dos tratamentos térmicos de Homogeneização, Solubilização e Envelhecimento na condição escolhida, combinando de tal forma a encontrar a melhor situação para as propriedades mecânicas em tração. Como pode ser visto na Figura 41.

Figura 41 - Sequência de pesquisa para os tratamentos térmicos para o aço maraging 300.



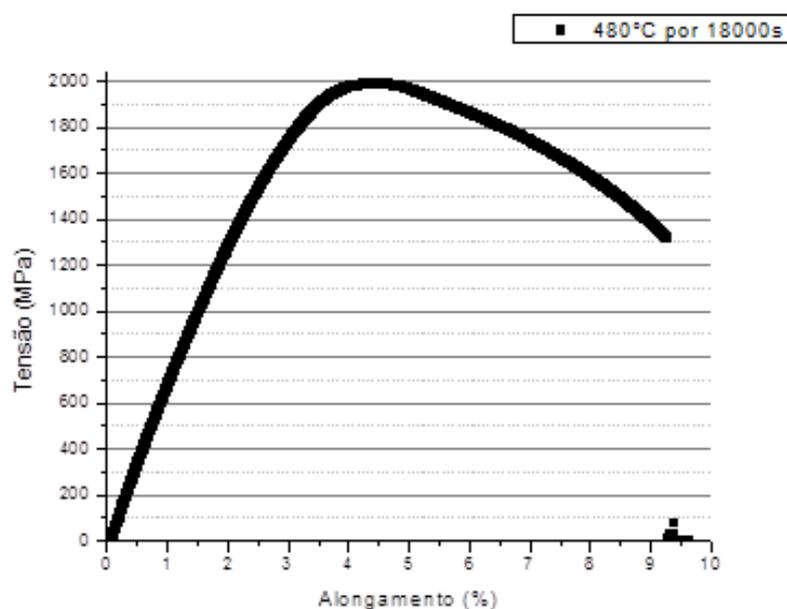
Fonte: Autor.

### 4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os resultados aqui apresentados relacionam os ensaios de tração para o aço maraging nas condições Homogeneizados, Solubilizados e Envelhecidos, nas condições soldadas e sem solda, como podem ser vistos nos gráficos das Figuras 42, 43, 44, 45, 46 e 47.

Para cada condição foram ensaiados 3 (três) cdps, os gráficos a seguir mostram a condição que melhor representou a media dos valores ensaiados. Pode-se visualizar na Figura 42, aço maraging sem solda com tratamento térmico de envelhecimento, observa-se para o ensaio de tração o valor máximo de, aproximadamente 2.000 MPa e o valor de, aproximadamente 10% de alongamento, valores típicos para esta condição.

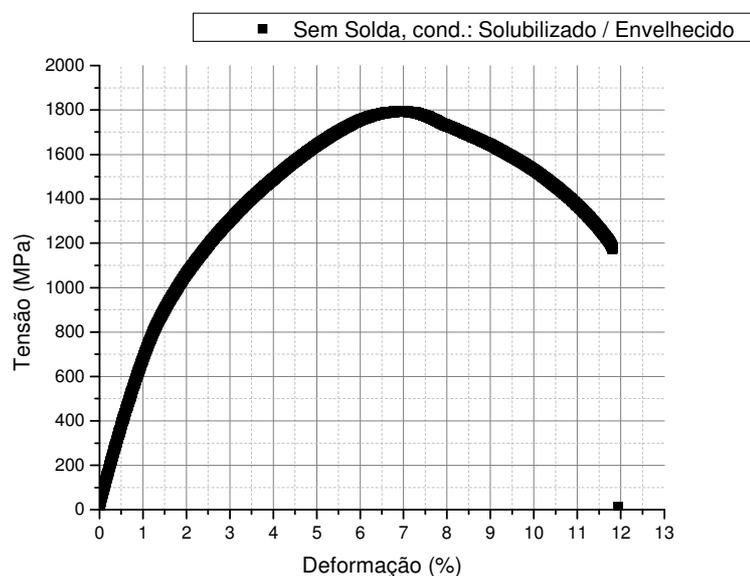
Figura 42 – Curva tensão versus deformação do aço maraging 300 sem solda, condição envelhecido a 480 °C por 18.000 s.



Fonte: Autor

A Figura 43, apresenta a condição sem solda e com tratamento térmico de Solubilização e Envelhecimento, o valor de tensão diminui comparado a Figura 42 de 1.900 MPa para aproximadamente 1.800 MPa, porém o valor do alongamento aumenta para 12%. Esta diferença na relação tensão x alongamento é coerente para os aços que, ao aumentar o valor da resistência, diminui o valor do alongamento devido o ancoramento de discordâncias junto aos precipitados originados no tratamento térmico de envelhecimento.

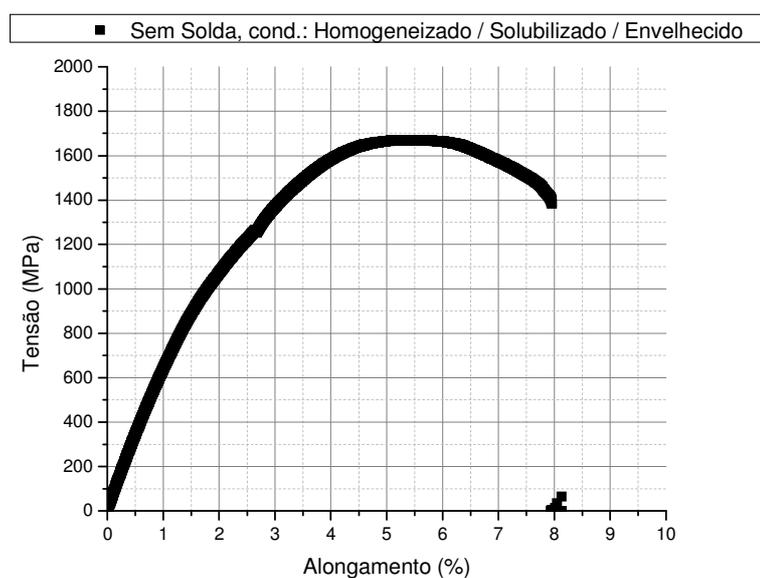
Figura 43 – Curva tensão versus deformação do aço maraging 300 sem solda, condição solubilizado e envelhecido.



Fonte: Autor

O gráfico da Figura 44 mostra uma queda ainda maior no valor da tensão, de aproximadamente 100 MPa para o valor de 1.700 MPa, obtido no aço maraging sem solda com tratamento térmico de Homogeneização, Solubilização e Envelhecimento.

Figura 44- Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda, condição homogeneizado, solubilizado e envelhecido.

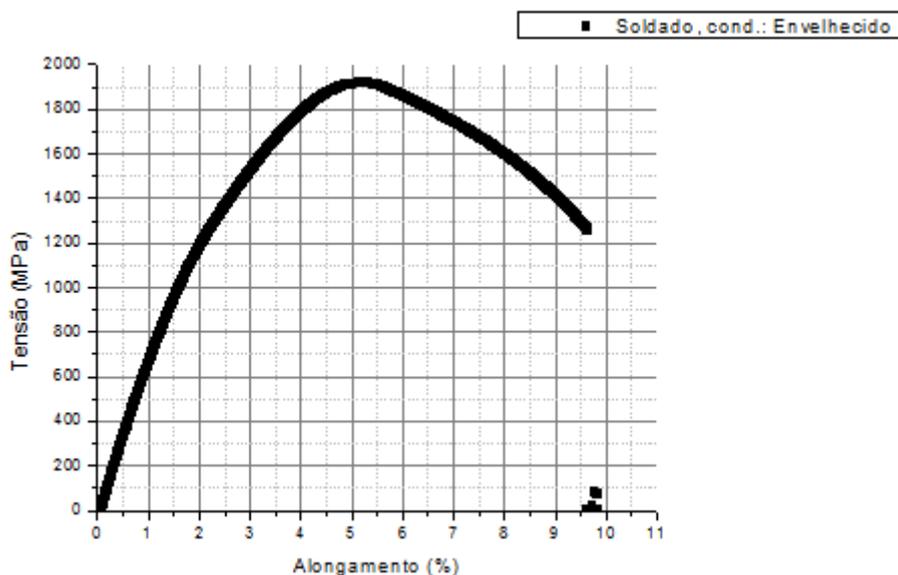


Fonte: Autor

Este processo de tratamento térmico foi sugerido para a obtenção do melhor resultado quando se tem estruturas brutas de fusão ou dendritas, devido a solda. O tratamento de homogeneização recupera a estrutura de grãos do aço maraging no caso do material ter sofrido alguma alteração em sua estrutura. Logo após o tratamento de homogeneização, aplicou-se o tratamento térmico de solubilização, obtendo uma matriz martensítica dúctil, e em seguida o material foi envelhecido para se atingir níveis de endurecimento desejados. Porém, nota-se que, além da redução na resistência, há uma diminuição também na ductilidade. As altas temperaturas praticadas na homogeneização parecem ter produzido crescimento de grão na estrutura do aço.

Analisando o material sem solda e o material soldado na condição Envelhecido, pode-se observar que não houve perda de resistência para o material soldado, apesar da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) ter uma estrutura diferenciada do material de base. Os valores de tensão no gráfico da Figura 45 para o aço 18Ni 300 atingiu aproximadamente 1.950 MPa e alongamento em torno 10%.

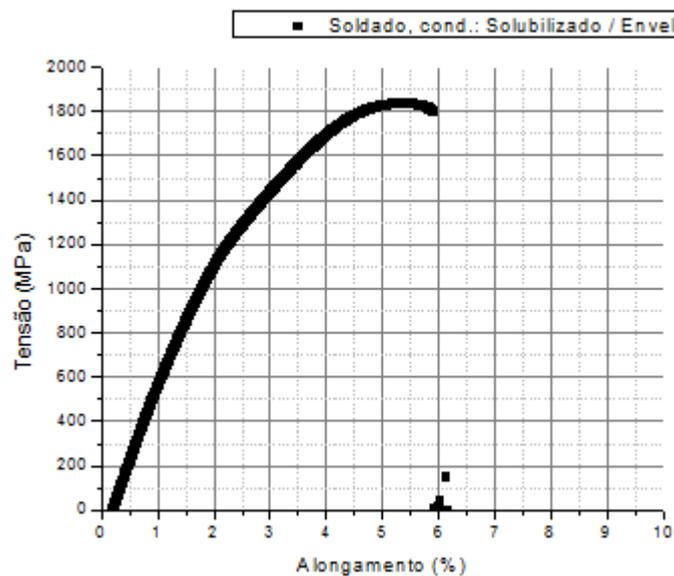
Figura 45 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 soldado, condição: ~~de~~ envelhecido.



Fonte: Autor

O mesmo acontece para o gráfico da Figura 46, valores um pouco maiores se comparados com o material sem solda tratado termicamente na condição Solubilizado e Envelhecido devido a ZTA da solda, valores de tensão em torno de 1.850 MPa, o alongamento reduziu para cerca de 6%, indicando que o material teve dificuldade em se deformar plasticamente.

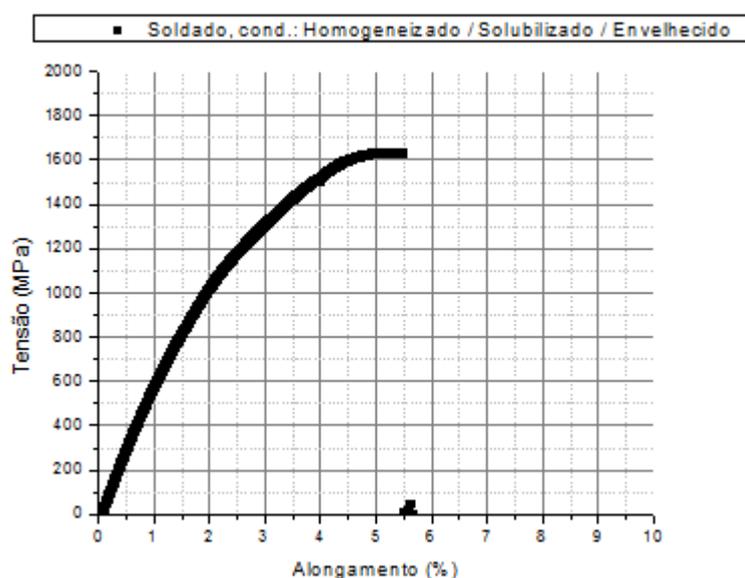
Figura 46 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 soldado, condição solubilizado e envelhecido.



Fonte: Autor

Para o material soldado, na condição Homogeneizada, Solubilizada e Envelhecida, não se nota alteração dos valores de tensão, como pode ser visto no gráfico da Figura 47, comparadas com a mesma condição sem solda, porém nota-se uma diminuição na ductilidade, indicando que há alteração na microestrutura na região da solda.

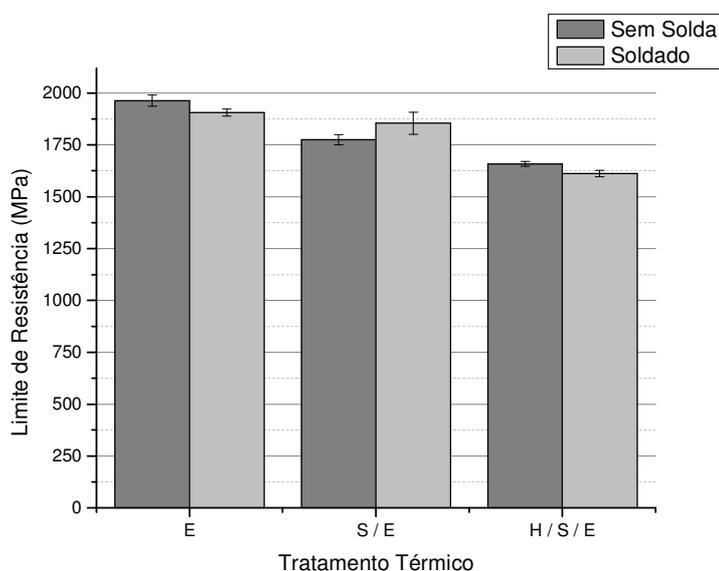
Figura 47 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 soldado, condição homogeneizado, solubilizado e envelhecido.



Fonte: Autor

O gráfico da Figura 48 compara o Limite de Resistência para as condições soldadas e sem solda para o aço maraging 300.

Figura 48 - Limite de resistência do aço maraging 300 soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.



Fonte: Autor.

Pode-se observar no gráfico da Figura 48 que a condição de tratamento térmico de envelhecimento para o aço maraging sem solda alcançou o nível mais alto de resistência se comparado com os outros tratamentos térmicos. As abreviaturas utilizadas na Figura 48, 49 e 50, são: H/S/E - material Homogeneizado, Solubilizado e Envelhecido; S/E - material Solubilizado e Envelhecido; e E - material Envelhecido.

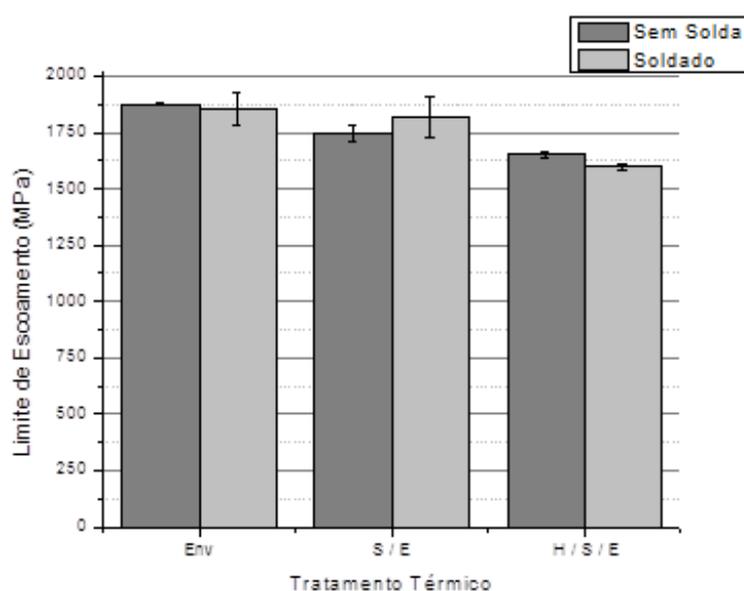
Há uma região próxima da ZF da solda, para o aço maraging, como pode ser vista no capítulo 2.4.2 (Solda dos aços Maraging), que sofre aquecimento durante a soldagem, pode-se considerar a zona afetada pelo calor com três zonas distintas, a região mais perto da solda (região austenítica), a segunda com duas fases: austenita + campos de ferrita, e por último a zona que experimentaram temperaturas de cerca de 480 °C. Estas regiões de solda podem sofrer alterações e podem gerar uma redução de resistência devido a fusão do material base, após o resfriamento haverá a formação de dendrita e retenção de austenita, que também reduz a resistência.

Percebe-se que o material solubilizado e envelhecido soldado foi mais resistente que o material sem solda, porém ao observar os resultados da Tabela 22, os valores mostram-se

próximos, considerando o desvio padrão, não sendo uma tendência na diferença apresentada na Figura 48 e Figura 49.

No gráfico da Figura 49, o tratamento térmico de envelhecimento para o aço maraging 300, sem solda, mostrou o melhor Limite de Escoamento, se comparado com os demais tratamentos térmicos. A queda na resistência pode ser vista de igual forma do gráfico analisado para a Figura 48.

Figura 49 - Limite de escoamento do aço maraging 300 soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.



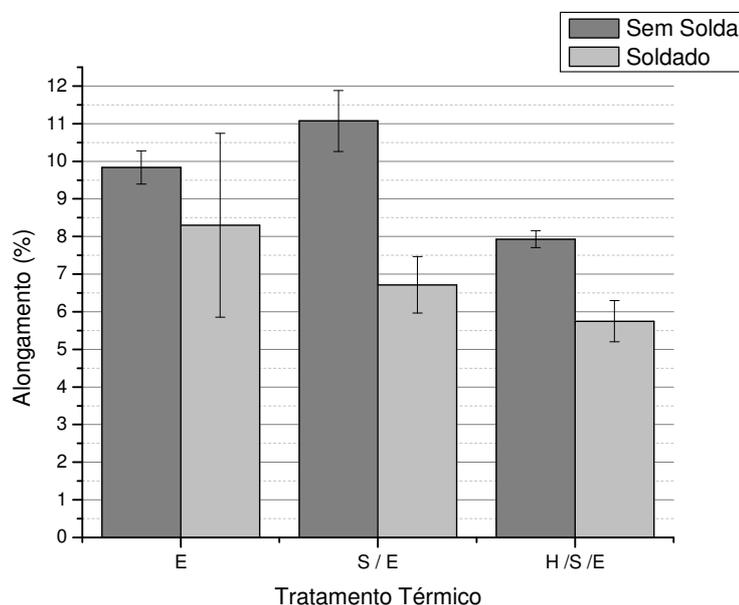
Fonte: Autor.

O gráfico da Figura 50 mostra que o maior alongamento foi observado na condição de tratamento térmico S/E do aço maraging sem solda, a tendência esperada seria de que o material sem solda H/S/E tivesse maior valor, porém, devido a camada de óxidos gerada pela alta temperatura de homogeneização, havendo uma possível difusão de solutos nesta região fragilizando o material, os valores podem ser vistos na Tabela 22.

O aço maraging soldado também mostrou alteração dos valores encontrados, onde o material soldado e envelhecido atingiu níveis de alongamento superiores ao material S/E e o material H/S/E, isto devido a quebra dos cdps não ocorrer na solda (região de concentração de defeitos), apresentando estrição igual do material sem solda, apenas 1 cdp quebrou na solda explicando o alto desvio padrão, como pode ser visto na Figura 50 e Tabela 22.

O material soldado S/E e H/S/E mostraram alongamento inferior comparado com o material soldado envelhecido, devido o efeito da difusão atômica que ocorre com o aumento da temperatura, os solutos migraram para a região de menor energia livre (defeitos da solda), aumentando a fragilidade destas regiões, este efeito foi mais significativo para o material homogeneizado, devido a maior temperatura de tratamento térmico e consequentemente maior difusão atômica, mostrando valores de alongamento menores que o material solubilizado como pode ser visto na Tabela 22 e Figura 50.

Figura 50 - Alongamento do aço maraging 300 soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.



Fonte: Autor.

A Tabela 22 mostra os resultados dos ensaios de tração executados para o material soldado e sem solda. Foram obtidos o Limite de Resistência, Limite de Escoamento, e o Alongamento do material maraging 300 para os tratamentos térmicos realizados onde: a letra (H) representa a Homogeneização, (S) a Solubilização e (E) o Envelhecimento.

Tabela 22 – Resultados do ensaio de tração para o aço maraging 300 para as combinações de tratamentos térmicos.

CDP	Limite Resistência		Limite Escoamento		Alongamento		
	Media (MPa)	Dv. Pd.	Media (MPa)	Dv. Pd.	Media (%)	Dv. Pd.	
<b>Soldado</b>	E	1.906	17	1.854	69	8,3	2,4
	S / E	1.854	53	1.816	91	6,7	0,8
	H / S / E	1.612	16	1.597	12	5,7	0,5
<b>Sem Solda</b>	E	1.963	26	1.876	8	9,8	0,4
	S / E	1.775	24	1.748	38	11,1	0,8
	H / S / E	1.659	12	1.651	12	7,9	0,2

Fonte: Autor.

Os gráficos a seguir mostram ensaios de tração para o material nitretado. Nota-se que a nitretação tem um efeito sobre a ductilidade, havendo uma redução no alongamento devido o endurecimento superficial, gerando uma fragilidade da camada nitretada. Todas as condições descritas nos gráficos a seguir, sofreram tratamento térmico de envelhecimento devido ao tratamento superficial de nitretação a plasma na temperatura de 480 °C. As situações foram combinadas de tal forma a encontrar a melhor condição para as propriedades mecânicas em tração, como pode ser observada na Tabela 23.

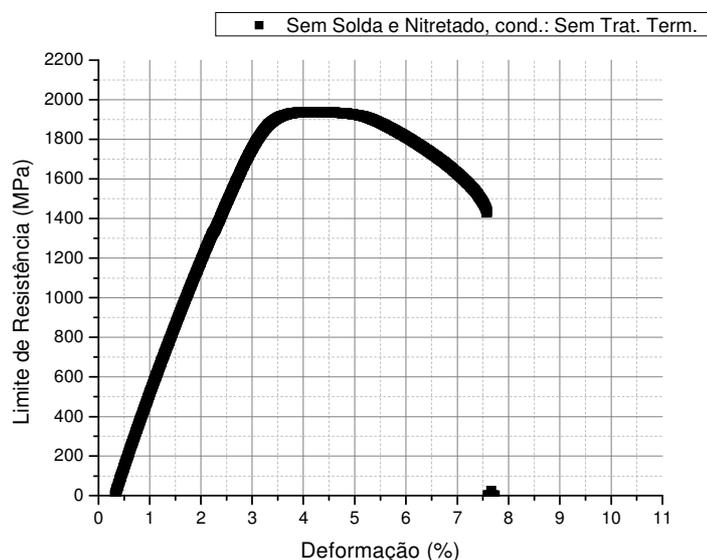
Tabela 23 – Combinação de tratamento térmico e termoquímico de nitretação para ensaio de tração do aço maraging 300.

Qtdade	Condição	Trat. Térmico
6	sem solda	-----
6	sem solda	Solubilizado
6	sem solda	Solub./Env.
6	sem solda	Hom./Solub.
3	soldado	Envelhecido

Fonte: Autor.

O gráfico da Figura 51 mostra o material nitretado e envelhecido devido a temperatura de tratamento de superfície. Comparando com a Figura 42, nota-se um aumento na resistência de aproximadamente 100 MPa, porém uma redução considerável é percebida no alongamento, cerca de 2%.

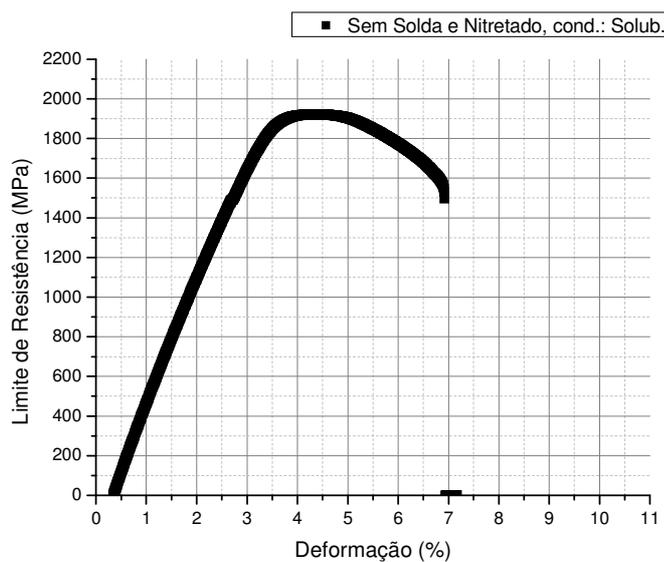
Figura 51 – Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda e nitretado, condição: envelhecido através da nitretação.



Fonte: Autor.

O gráfico da Figura 52 mostra a condição solubilizada e envelhecida no processo de nitretação a plasma. Comparando-se com o gráfico da Figura 43 pode-se observar uma redução na deformação, aproximadamente 5%, enquanto a resistência aumento 150 MPa.

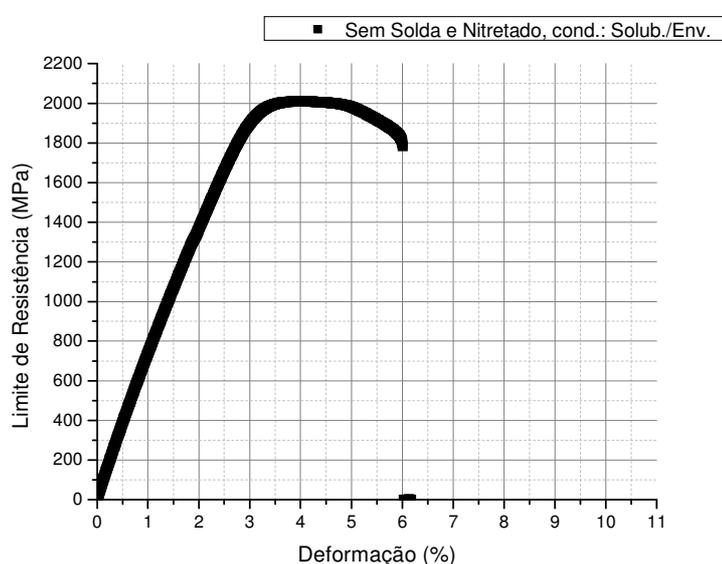
Figura 52 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda e nitretado, condição: solubilizado e envelhecido através da nitretação.



Fonte: Autor.

O gráfico da Figura 53 mostra o aço maraging soldado e nitretado, com tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. Para esta condição o tratamento térmico de envelhecimento foi feito antes da nitretação e depois através do tratamento de superfície na temperatura de 480 °C, este procedimento visou entender o efeito da combinação do tratamento térmico na resistência e na deformação. Comparando-se com a Figura 52, houve uma redução na deformação do material, porém um aumento na resistência.

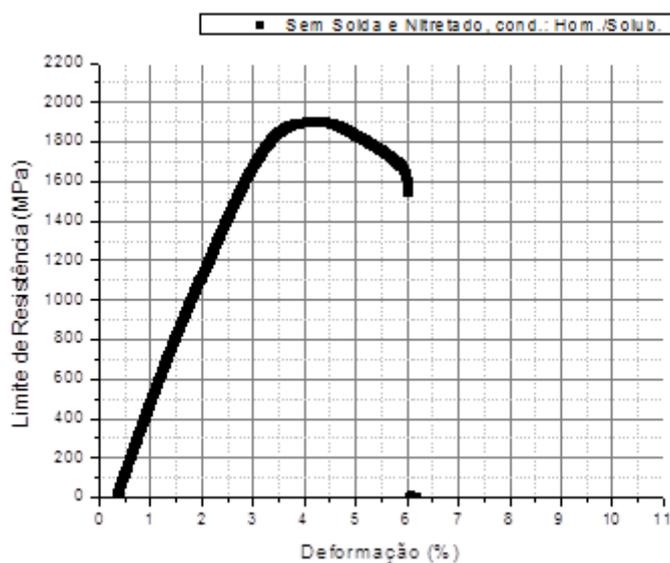
Figura 53 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda e nitretado, condição: solubilizado, envelhecido e envelhecido através da nitretação.



Fonte: Autor.

Os valores de tração para o material nitretado e sem solda na condição homogêneo, solubilizado e envelhecido pelo processo de plasma, mostra um aumento de aproximadamente 100 MPa com valor máximo de 1.800 MPa, a mesma tendência que os materiais nitretados sem solda sofreram comparados com o material sem nitretação sem solda, como mostra a Figura 54. A perda na deformação também mostra a mesma tendência, uma redução na deformação de aproximadamente 2%, comparado com o material homogêneo, solubilizado e envelhecido (Figura 47).

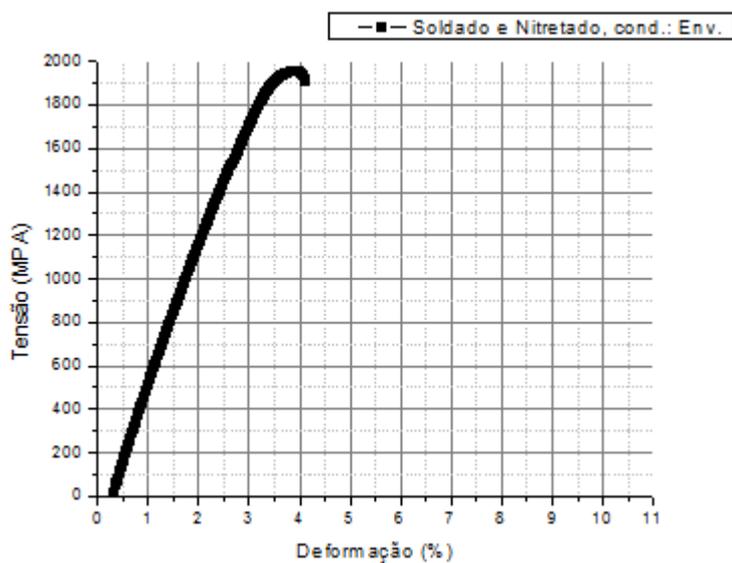
Figura 54 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 sem solda e nitretado, condição: homogeneizado, solubilizado e envelhecido através da nitretação.



Fonte: Autor.

Quando se associa a solda e a nitretação, a perda da ductilidade é ainda mais acentuada. No entanto, nota-se também que o limite de resistência e escoamento permanecem praticamente inalterado, quando se compara com a condição sem solda e sem nitretação. Como mostra a Figura 55.

Figura 55 - Curva tensão deformação do aço maraging 300 soldado e nitretado, tratamento térmico: envelhecido e envelhecido através da nitretação.

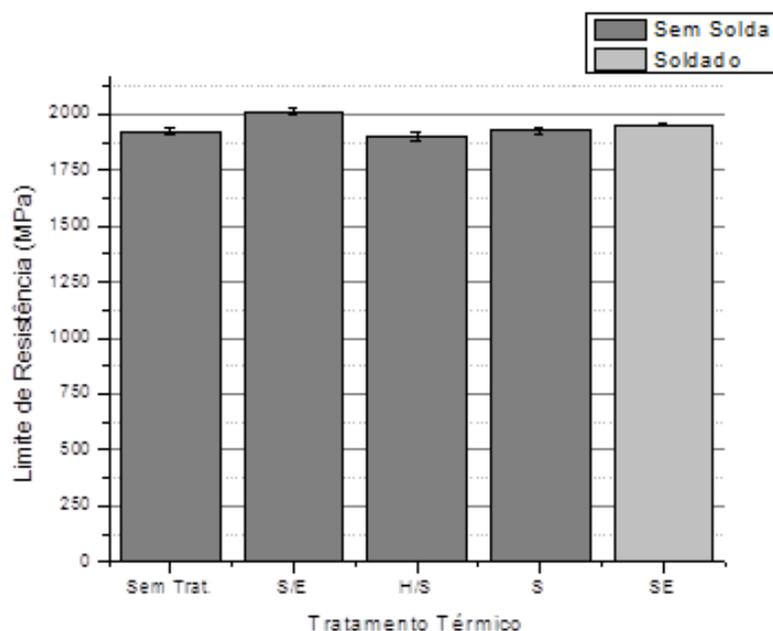


Fonte: Autor.

A redução no alongamento no aço maraging soldado não significa necessariamente que houve fragilização do material, mas, como a dureza e a resistência na zona fundida diminuíram com a solda, a deformação plástica deve se concentrar nesta pequena área, dando a impressão de que o material se tornou frágil.

A Figura 56 mostra os valores de limite de resistência para o aço maraging 300 nitretados soldados e sem solda, pode-se observar que o efeito da nitretação uniformizou os valores de resistência para todas as condições de tratamento térmico, aproximadamente 2.000 MPa, devido a camada de nitretos e a zona de difusão conferir o mesmo efeito para todas as condições, os valores podem ser observados na Tabela 24.

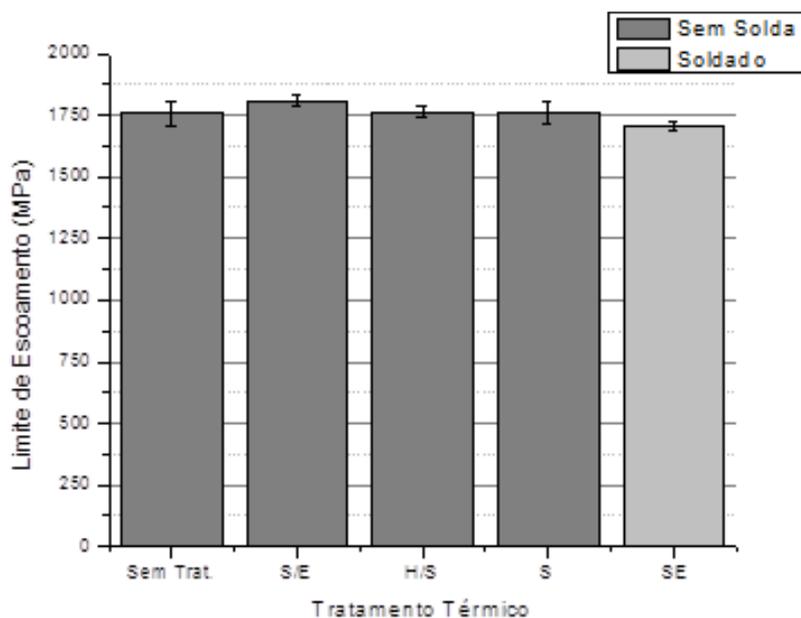
Figura 56 – Limite de resistência do aço maraging 300 nitretado soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.



Fonte: Autor.

Para a Figura 57, observa-se o mesmo efeito gerado pela camada nitretada e zona de difusão do nitrogênio no substrato vista na Figura 56, porém com redução de aproximadamente 200 MPa, variando muito pouco entre as condições de tratamento térmico, o desvio padrão dos valores médios evidenciam ainda mais a pequena diferença entre as condições descritas no gráfico, como pode ser visto na Tabela 24.

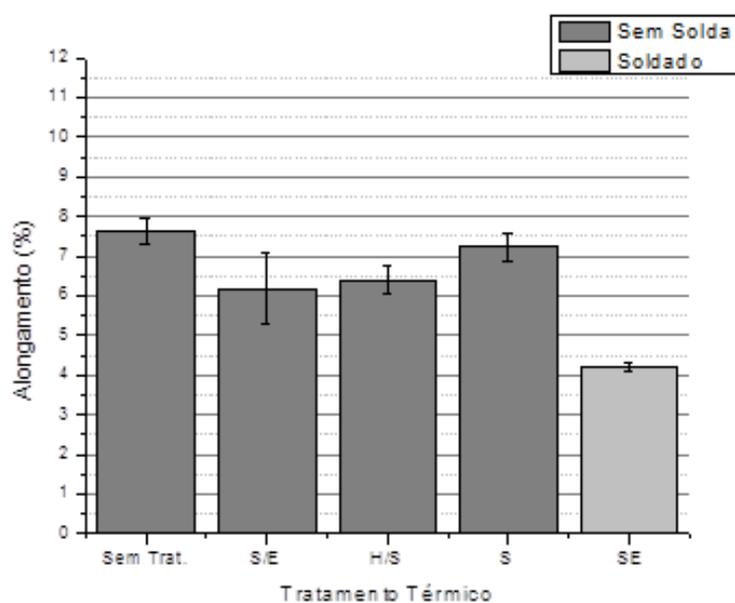
Figura 57 – Limite de escoamento do aço maraging 300 nitretado soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.



Fonte: Autor.

Como era de se esperar, os valores de alongamento medidos foram menores se comparado com o material sem nitretação nas mesmas condições, isto devido a camada de nitretos ser de alta dureza e pouca deformabilidade, os valores estão contidos na Tabela 24.

Figura 58 – Alongamento do aço maraging 300 nitretado soldado e sem solda, com os tratamentos térmicos.



Fonte: Autor.

Pode-se observar também (Figura 58) que as condições que sofreram duplo envelhecimento, tiveram uma redução ainda maior no alongamento, como pode ser visto nas condições: sem solda solubilizado, envelhecido e envelhecido através do processo de nitretação; e o material soldado envelhecido e envelhecido pelo processo de nitretação.

A Tabela 24 mostra os resultados dos ensaios de tração executados para o material soldado e sem solda com tratamento de superfícies de nitretação a plasma, foram obtidos o Limite de Resistência, Limite de escoamento, e o Alongamento do material maraging 300 para os tratamentos térmicos de Homogeneização (H), Solubilização (S) e Envelhecido (E). Somente a condição Soldada e Envelhecimento (SE) foi feita para comparação com o material sem solda.

Tabela 24 - Resultado do ensaio de tração para o aço maraging 300 nitretado para as combinações de tratamento térmico.

Trat. Term.	Limite Resistência		Limite Escoamento		Alongamento	
	Media (MPa)	Dv. Pd.	Media (MPa)	Dv. Pd.	Media (%)	Dv. Pd.
Sem Trat.	1.922	14	1.758	50	7,6	0,3
S/E	2.011	13	1.808	23	6,2	0,9
H/S	1.901	23	1.764	27	6,4	0,4
S	1.926	11	1.762	43	7,2	0,4
SE	1.953	3	1.706	18	4,2	0,1

Fonte: Autor.

#### 4.4 ENSAIO DE FADIGA

Os resultados obtidos através dos ensaios por fadiga foram feitos por carregamento uniaxial cíclico, o material analisado foi o aço maraging 300 com tratamento térmico de envelhecimento a 480 °C por 3 h de permanência. Foram ensaiados corpos de prova com e sem solda, para o material com e sem nitretação.

Os gráficos foram plotados em curvas S-N (curva de Wöhler) em escala logarítmica utilizando o ajuste dos pontos por regressão linear. As tabelas foram construídas através dos valores médios de cada condição. Os ensaios foram feitos com amplitude de tensão de 300 a 1.500 MPa, o critério para vida infinita foi o corpo-de-prova atingir ou ultrapassar a quantidade de  $10^6$  ciclos. Para cada condição foi feito um comparativo para se analisar a influência da solda e do tratamento de superfície tornando mais claro a análise dos resultados.

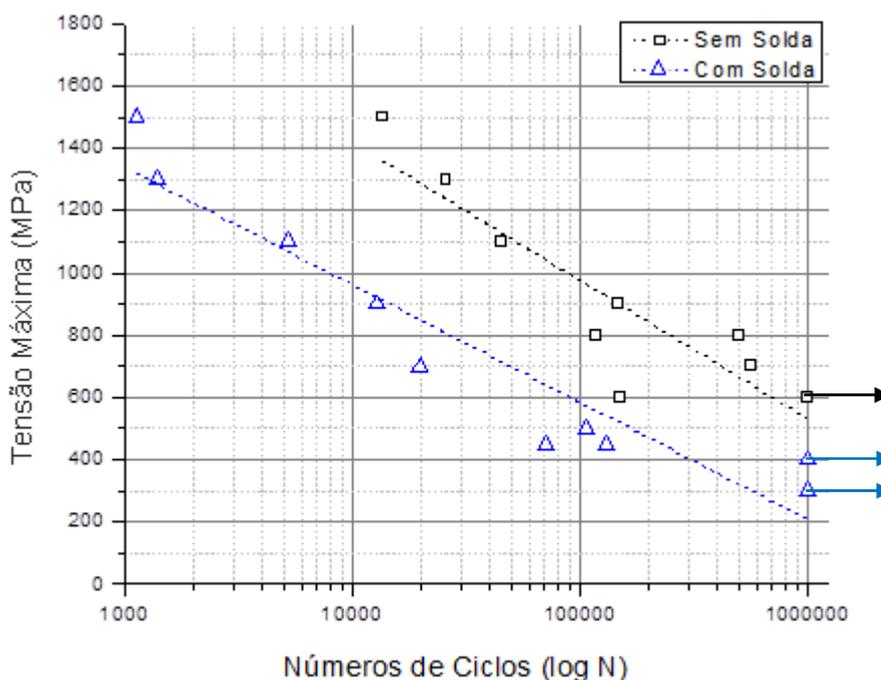
O efeito da solda pode ser visto na Figura 59 e Tabela 25, quando comparado o material soldado com o material sem solda. Como era de se esperar, o material sem solda suporta um número de ciclos bem maiores do que o material soldado. Nota-se também que o limite de fadiga considerado neste trabalho para o aço sem solda é cerca de 150 MPa superior.

Tabela 25 – Valores do número de ciclos até a ruptura por nível de tensão do ensaio de fadiga do aço maraging 300 sem solda e soldado.

		TENSÃO MÁXIMA NO CICLO DE CARGAS (MPa)									
		1500	1300	1100	900	800	700	600	500	450	400
Nº DE CICLOS	SEM SOLDA	13.702	25.960	45.275	146.370	503.265	563.662	1.000.000	----	----	----
	COM SOLDA	1.130	1.407	5.231	1.2786	----	19.873	----	106.445	131.483	1.000.000

Fonte: Autor.

Figura 59 – Curva S-N do aço maraging 300 sem solda e soldado.



Fonte: Autor.

O melhor desempenho do material sem solda é devido a homogeneidade do aço, já o material soldado pode ter falhas na ZTA e ZF devido a heterogeneidade do material, poros e defeitos na estrutura. Nota-se que o limite de fadiga (considerado para  $10^6$  ciclos) é superior no aço sem solda, pois o tempo de nucleação e crescimento da trinca é mais prolongado.

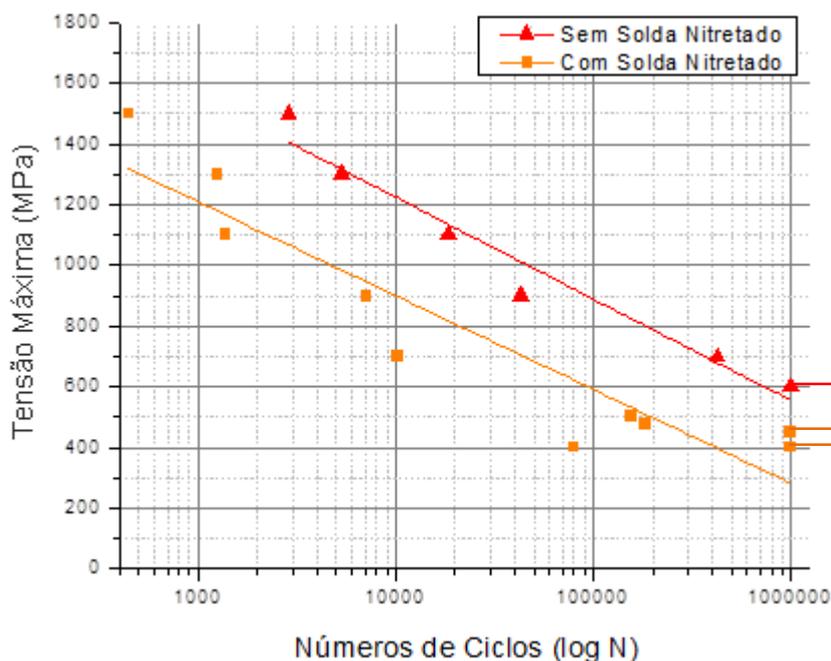
Para o material nitretado soldado e sem solda, é mantida a tendência do gráfico anterior (material soldado e sem solda), como pode ser visto na Figura 60 e Tabela 26, porém a grande diferença de ciclos para esta situação diminui, mas ainda continua significativa para os dois casos. Analisando os gráficos que comparam a vida em fadiga dos materiais com solda ou sem solda, nota-se que a solda introduz defeitos na estrutura que irão reduzir a performance em fadiga, de forma mais acentuada que o tratamento de nitretação.

Tabela 26 – Valores do número de ciclos até a ruptura do ensaio de fadiga do aço maraging 300 sem solda nitretado e com solda nitretado.

		TENSÃO MÁXIMA NO CICLO DE CARGAS (MPa)								
		1.500	1.300	1.100	900	700	600	500	475	450
Nº DE CICLOS	COM SOLDA NITRETADO	445	1.255	1.372	7.116	10.264	----	156.691	183.183	1.000.000
	SEM SOLDA NITRETADO	2.857	5.334	18.509	42.744	425.394	1.000.000	----	----	----

Fonte: Autor.

Figura 60 – Curva S-N do aço maraging 300 sem solda nitretado e com solda nitretado.



Fonte: Autor.

A redução na vida em fadiga, observada no gráfico anterior se deve, principalmente, ao efeito da solda (defeitos na ZTA e ZF e presença de austenita revertida na ZF, identificadas nas micrografias).

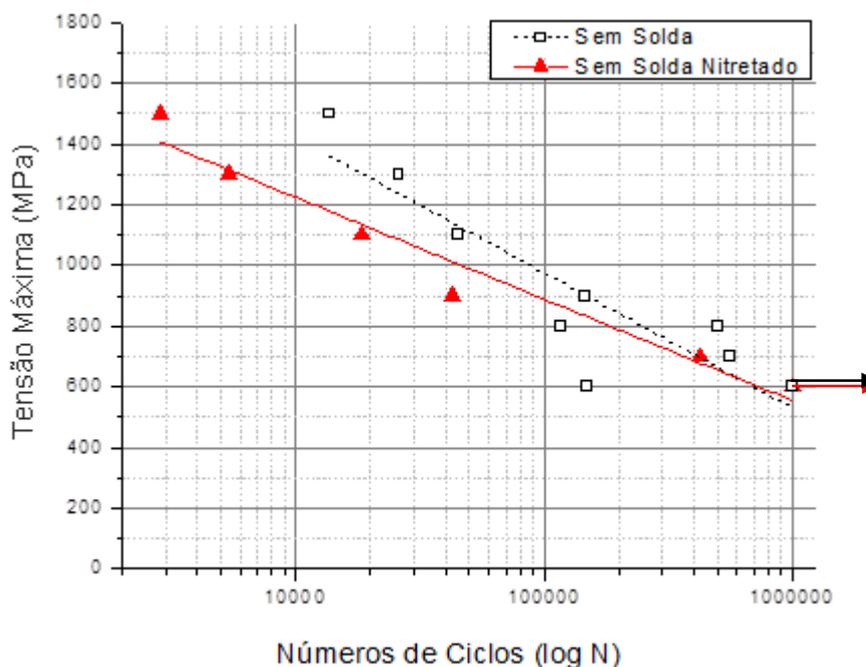
A Figura 61 mostra o gráfico do material sem solda nitretado e sem solda sem nitretação. O material sem nitretação suportou maior número de ciclos, com tensões entre 700 a 1.500 MPa (Tabela 27). Para cargas mais baixas, observa-se que a diferença da condição nitretada para a condição sem nitretação diminui, chegando a se cruzar próximo de 500.000 ciclos com carga por volta de 650 MPa. O limite de fadiga, considerando  $10^6$  ciclos, foi semelhante para as duas condições, 600 MPa.

Tabela 27 – Valores do número de ciclos até a ruptura do ensaio de fadiga do aço maraging 300 sem solda e sem solda nitretado.

		TENSÃO MÁXIMA NO CICLO DE CARGAS (MPa)							
		1500	1300	1100	900	800	800	700	600
Nº DE CICLOS	SEM SOLDA	13.702	25.960	45.275	146.370	117.463	503.265	563.662	1.000.000
	SEM SOLDA NITRETADO	2.857	5.334	18.509	42.744	----	----	425.394	1.000.000

Fonte: Autor.

Figura 61 – Curva S-N do aço maraging 300 sem solda e sem solda nitretado.



Fonte: Autor.

A difusão de nitretos e o choque de íons contra a superfície da peça, no processo de nitretação a plasma, criam defeitos superficiais que podem favorecer a diminuição da vida em fadiga do material nitretado, no entanto, há uma competição entre o efeito da maior

rugosidade do material nitretado a plasma e as tensões residuais de compressão que a nitretação pode causar. Neste caso, nota-se que o efeito de melhoria na vida em fadiga só se manifesta quando se tem tensões mais baixas (fadiga de alto ciclo). Provavelmente, as tensões mais elevadas minimizam o efeito das tensões compressivas induzidas pelo tratamento de superfície.

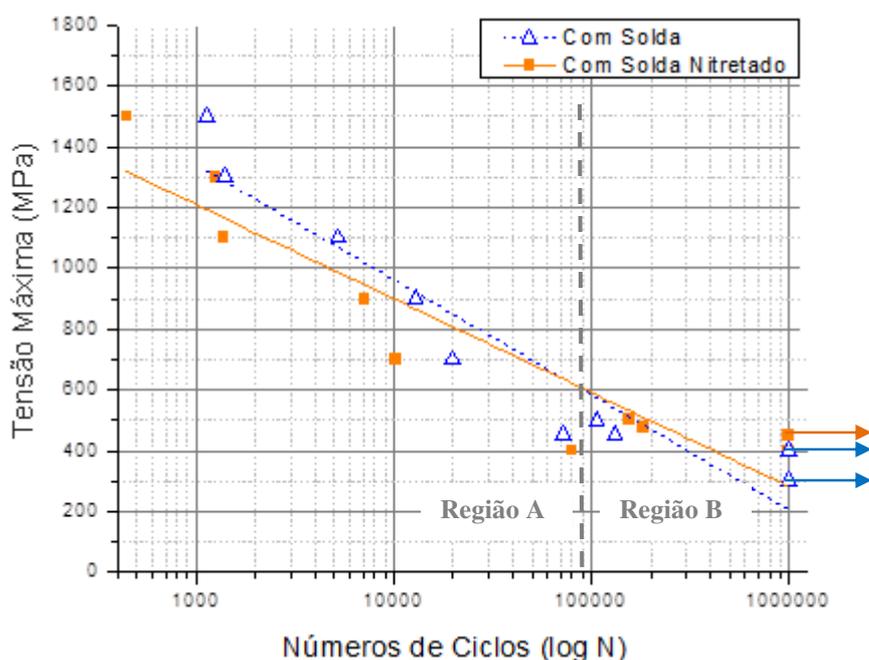
A Figura 62 compara o efeito da nitretação para o material soldado, percebe-se que o material mostra a mesma tendência do gráfico anterior, porém a diferença de ciclos do aço maraging soldado sem nitretação para o material soldado e nitretado é bem menor para a condição do aço sem solda, como pode ser visto na Tabela 28.

Tabela 28 - Valores do número de ciclos até a ruptura do ensaio de fadiga do aço maraging 300 com solda e com solda nitretado.

	TENSÃO MÁXIMA NO CICLO DE CARGAS (MPa)								
	1500	1300	1100	900	700	500	475	450	400
<b>COM SOLDA</b>	1.130	1.407	5.231	12.786	19.873	106.445	---	131.483	1.000.000
<b>COM SOLDA NITRETADO</b>	445	1.255	1.372	7.116	10.264	156.691	183.183	1.000.000	---

Fonte: Autor.

Figura 62 - Curva S-N do aço maraging 300 com solda e com solda nitretado versus número de ciclos.



Fonte: Autor.

Pode-se observar também que o cruzamento da curva média se dá em número de ciclos menor, na faixa de 80.000 ciclos com tensão de 600 MPa. Para tensões próximas a 300 MPa o material nitretado atingi vida infinita, enquanto o material soldado sem nitretação atinge 400.000 ciclos, aproximadamente.

Os resultados dos testes de fadiga indicados no gráfico da Figura 62, também mostraram claramente um comportamento misto (visto também levemente na Figura 61). As amostras nitretadas testadas entre 1.500 a 700 MPa (Região A) resultaram menor vida em fadiga que o material sem nitretação, ao passo que as amostras testadas para 500 a 450 MPa (Região B) mostraram maior vida em fadiga em relação ao material não nitretado. O menor número de ciclos alcançados pelo material nitretado na Região A pode ser devido a significativa deformação plástica (em tensões mais altas) do substrato, se comparado com a camada de nitreto. A camada por ser de alta dureza e pouca deformabilidade, irá se romper quando as deformações no substrato forem mais elevadas, resultando em menor vida em fadiga quando comparado como material não-nitretado. Comportamento semelhantes do material nitretado e sem nitretação também é relatado por Hussain (1999) e Qian(1995).

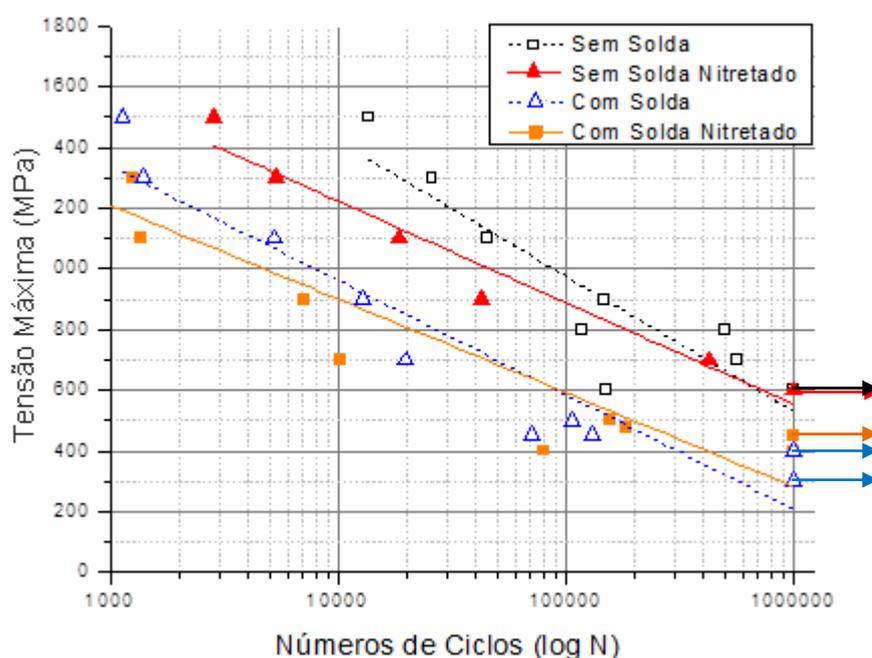
Devido à solda, a estrutura pode apresentar falhas na ZTA e ZF criando defeito no material prejudicando o comportamento em fadiga, porém o efeito da nitretação no material soldado, como pode ser visto no gráfico da Figura 62, mostrou pouca influência sobre o aço maraging, evidenciada pela pequena diferença de ciclos para a ruptura nas duas condições.

Deve-se considerar, no entanto, que há uma grande variação quando se trabalha com testes em fadiga. Para se ter uma aproximação mais precisa destas regiões, Figura 62, é recomendado a realização de um número de ensaios mais elevado, de forma a garantir um resultado estatístico com maior grau de confiança.

Os resultados dos ensaios de fadiga, para todas as condições analisadas, são apresentados na Figura 63. Para melhor visualização, os resultados foram plotados em um único gráfico. Analisando os resultados de vida em fadiga, observa-se primeiramente que, para uma vida em fadiga no mesmo nível de tensão, o material sem solda suportou um número de ciclos maior que as outras condições estudadas. Também chama a atenção a grande dispersão apresentada pelos resultados de fadiga da amostra soldada e nitretada, alguns fatores podem explicar a diferença: a falta de homogeneidade da estrutura na ZTA e ZF; a ocorrência de poros, que são originados do processo de desgaseificação ou desabamento do *keyhole* que, provavelmente, apresentam uma distribuição desigual ao longo da solda; e pela camada nitretada, como explica Mayer (2014), devido a presença de trincas na superfície da

camada nitretada. Mesmo considerando-se essa dispersão nos resultados, verifica-se que a vida em fadiga segue a mesma tendência para a condição sem solda nitretada.

Figura 63 - Curva S-N do material sem solda, soldado, sem solda nitretado e com solda nitretado para o aço maraging 300.



Fonte: Autor.

A Tabela 29 mostra o limite de fadiga, considerado neste trabalho para  $10^6$  ciclos, pode-se observar a influência das condições utilizadas nos números de ciclos.

Tabela 29 - Limite de fadiga ( $10^6$  ciclos) para as condições estudadas.

Aço	Sem Solda	Soldado	Sem Solda Nitretado	Soldado Nitretado
Limite de Fadiga (MPa)	600	400	600	450

Fonte: Autor.

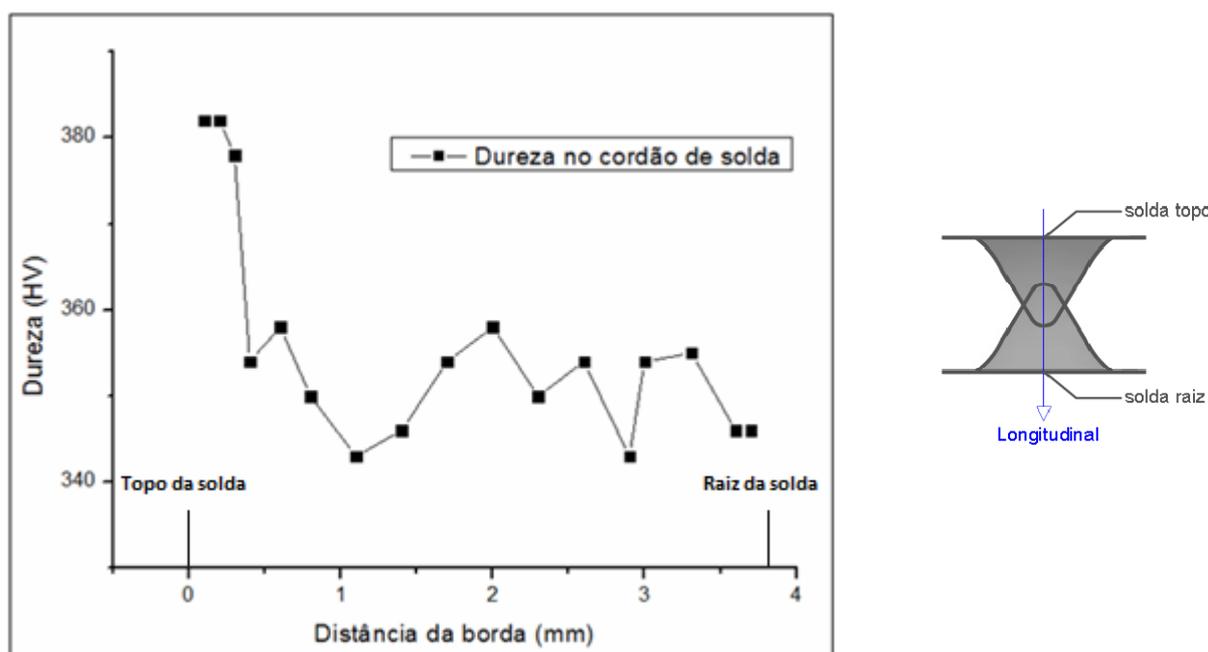
Pode-se observar também, que o efeito da nitretação na diferença na vida em fadiga não é tão significativa quando comparada com os materiais sem nitretação, favorecendo sua aplicação devido as suas melhorias com relação as propriedades contra o desgaste e a corrosão. Nota-se também uma diferença considerável entre o aço soldado e sem solda, tanto para o material nitretado como para o não nitretado. Comparando-se apenas o limite de fadiga

(considerando  $10^6$  ciclos), Tabela 29, observa-se que a redução no limite de fadiga está associada a solda e não ao processo de nitretação.

#### 4.5 MEDIDAS DE DUREZA

Também foram obtidos gráficos para os ensaios de microdureza no corpo de prova soldado. O perfil de dureza na linha longitudinal, da solda está contido na Figura 64. Este gráfico representa o valor médio das medidas realizadas através da solda.

Figura 64- Perfil de dureza da solda percorrida longitudinalmente da superfície superior à inferior (do topo à raiz da solda) em aço maraging.

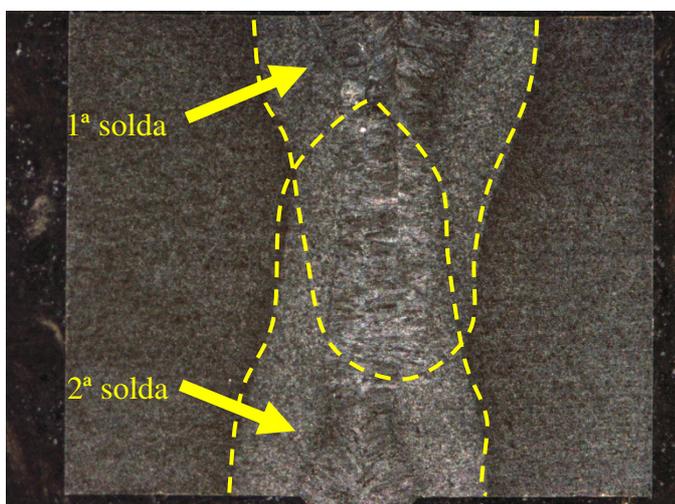


Fonte: Autor.

No gráfico da Figura 64, o início das medidas de dureza está adotado na superfície superior da solda. Percebe-se que, próximo à superfície superior, o material soldado apresentou uma dureza maior, próxima a 380 HV. A diferença de dureza entre esta região e a média do restante do cordão de solda é de aproximadamente 30 HV. Este resultado pode ser justificado pela maneira em que o corpo de prova foi soldado. A primeira solda foi realizada sob a superfície superior e esta se estendeu até pouco mais que o centro da peça. A segunda solda foi realizada na superfície inferior e o calor gerado afetou a região próxima à borda superior pelo calor. O calor proveniente da segunda soldagem elevou a temperatura da região próxima à superfície superior, causando envelhecimento e precipitação localizada. A Figura

65 mostra a primeira solda na superfície superior da peça e a segunda solda na superfície inferior da peça.

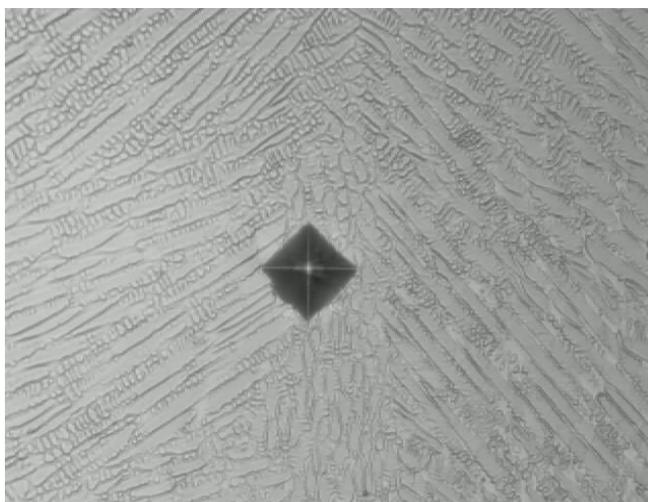
Figura 65 – Micrografia da união das soldas do aço maraging: 1ª solda, superfície superior da amostra; 2ª solda, superfície inferior da amostra. Ataque Fry modificado.



Fonte: Autor.

A Figura 66 contém uma micrografia retirada durante o ensaio de dureza longitudinal. Nota-se o indentador (pirâmide) do microdurômetro no centro da zona fundida da solda e uma estrutura dendrítica e alongada devido à fusão e solidificação, com formação de martensita com estrutura CCC que apresenta um valor de dureza mais reduzido, próximo ao valor apresentado pelo material base antes do envelhecimento.

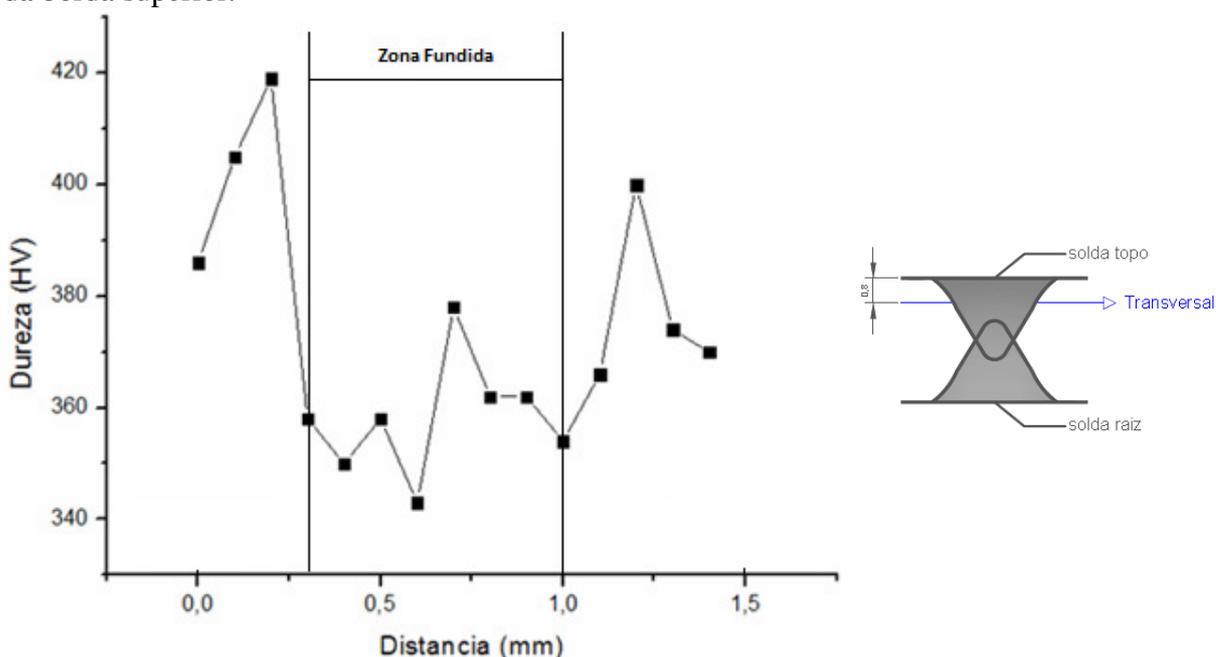
Figura 66 - Indentação no centro do cordão de solda.



Fonte: Autor.

Obteve-se, também, um perfil de dureza para as linhas transversais à solda. Estes perfis estão contidos no gráfico da Figura 67, para a linha transversal 1, percorrido horizontalmente a lateral do cdp soldado próximo de seu topo, e Figura 69 para a linha transversal 2, que também percorre horizontalmente a lateral do cdp soldado próximo ao centro do mesmo.

Figura 67 - Perfil de dureza da solda percorrida transversalmente a uma distância de 0,8 mm da borda superior.

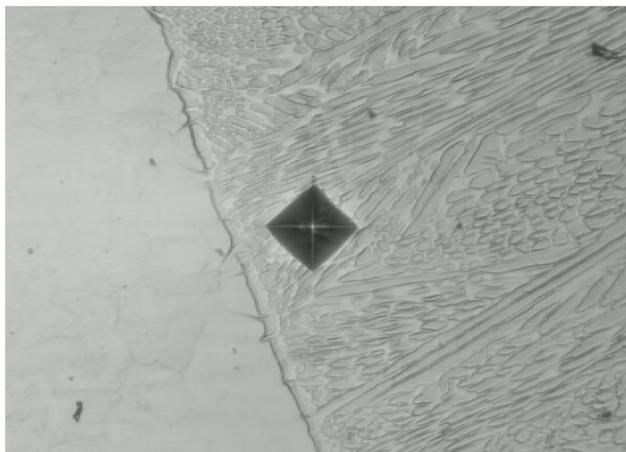


Fonte: Autor.

No gráfico da Figura 67, a referência está a uma distância de 0,25 mm no início da solda. É possível perceber que a dureza do material é inferior na região de solda, que se estende do ponto 0,25 ao ponto 1,1 mm. Este valor mais reduzido é esperado nas soldas porque, nesta região, o metal se funde devido às altas temperaturas atingidas. É possível observar, contudo, dois picos com dureza superior a uma distância próxima da zona fundida. Nesta região, é provável que tenha acontecido envelhecimento localizado. Nesta região a temperatura deve ter variado de 400 a 600 °C, possibilitando o envelhecimento. Nas extremidades, os valores de dureza encontrados são próximos aos do material solubilizado. Nesta região, a temperatura não foi suficiente para induzir o envelhecimento. Pode-se observar o limite da região da zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZTA) bem definido (Figura 68), na qual está caracterizado o ponto 0,4 mm.

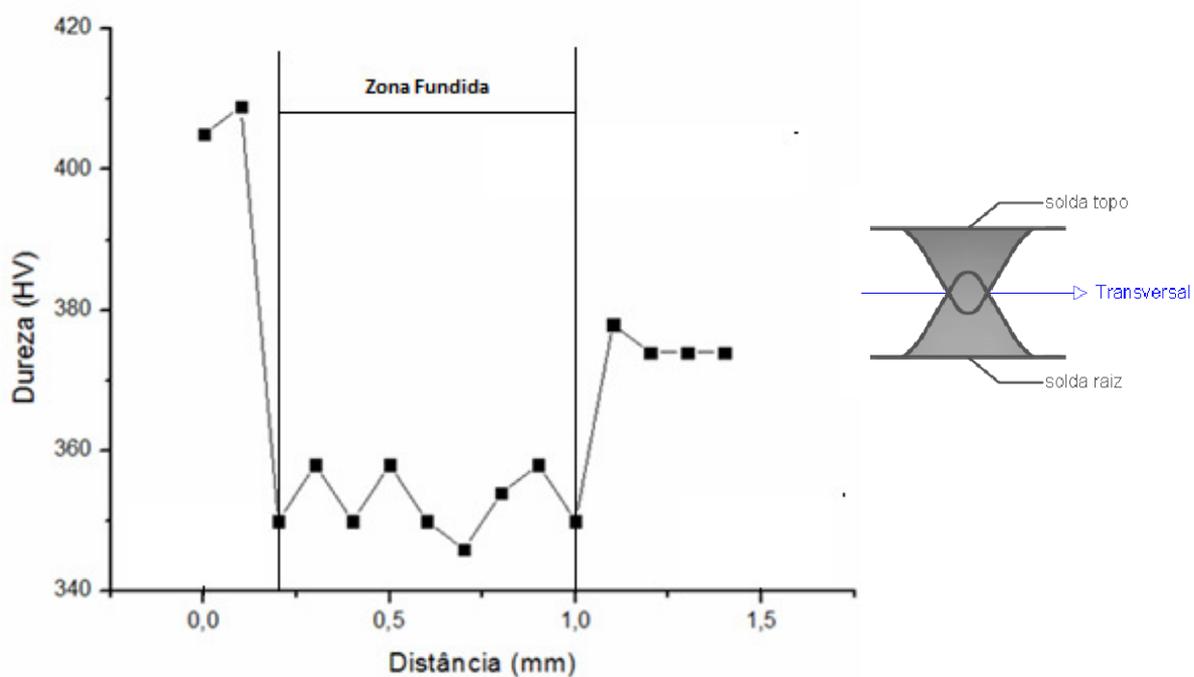
O perfil de dureza na região de solda percorrida pela linha transversal 2 está mostrado na Figura 69.

Figura 68 - Registro de uma indentação na linha transversal 1.



Fonte: Autor.

Figura 69 - Perfil de dureza na região de solda percorrida transversalmente no centro da solda.



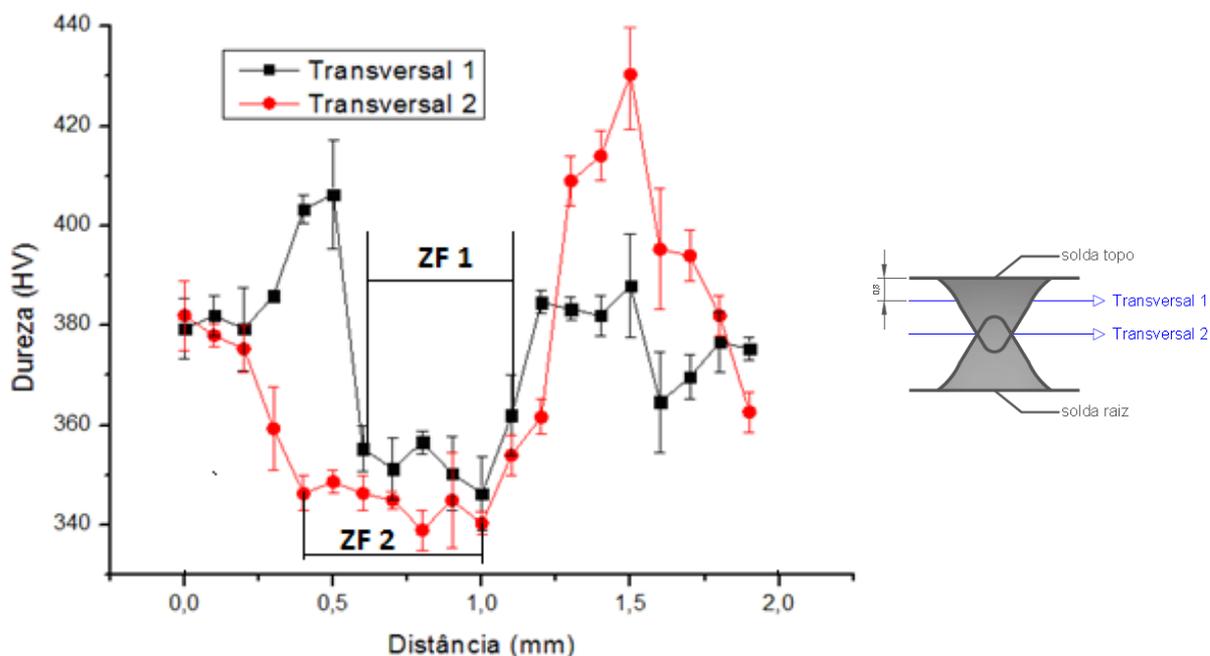
Fonte: Autor.

No gráfico contido na Figura 69 a referência foi adotada a uma distância de 0,2 mm do início do cordão de solda. É possível observar, neste gráfico, valores de dureza menores na região da ZF, que se estende do ponto 0,2 mm ao ponto 1,0 mm. Esta queda é justificada pela fusão do metal devido às altas temperaturas nesta região. Além da região de fusão, pode-se identificar uma região de envelhecimento. Na região próxima à referência (ponto 0,0), ocorre um ganho de dureza, decorrente de um processo de envelhecimento. Este envelhecimento

ocorre devido ao calor fornecido pelo segundo processo de soldagem. Nesta região a temperatura deve ter variado de 400 a 600 °C.

Obteve-se, também, um perfil de dureza para as linhas transversais à solda. O perfil para a linha transversal 1 e 2 está contido na Figura 70.

Figura 70 - Resultado de Dureza Vickers x Distância para perfil transversal 1 e perfil transversal 2.

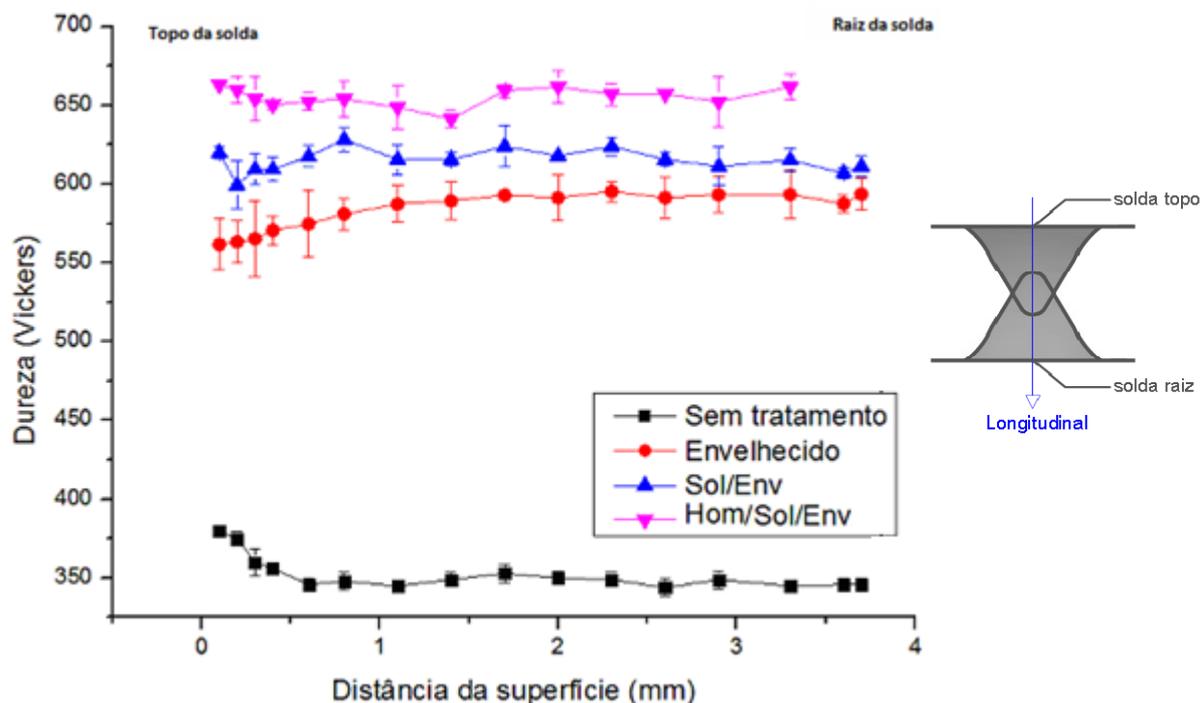


Fonte: Autor

As medidas de dureza no centro do cordão de solda foram realizadas para avaliar se ocorreria variação desta com os valores medidos na solda, próximo ao topo, no sentido transversal. Nota-se que a tendência é a mesma, menor valor de dureza na ZF, elevação de dureza na ZTA, próxima a ZF e uma redução de dureza gradual a partir deste ponto, até atingir a dureza original do substrato.

Após a soldagem os cdps foram submetidos aos tratamentos térmicos propostos, homogeneização, solubilização e envelhecimento; solubilização e envelhecimento; e apenas envelhecimento. O gráfico da Figura 71 mostra que todos os tratamentos aplicados elevaram os níveis de dureza na região da zona fundida da solda, percorrido do topo até a raiz.

Figura 71 - Resultado de Dureza Vickers x Distância para diversos tratamentos térmicos, obtidos longitudinal a solda.

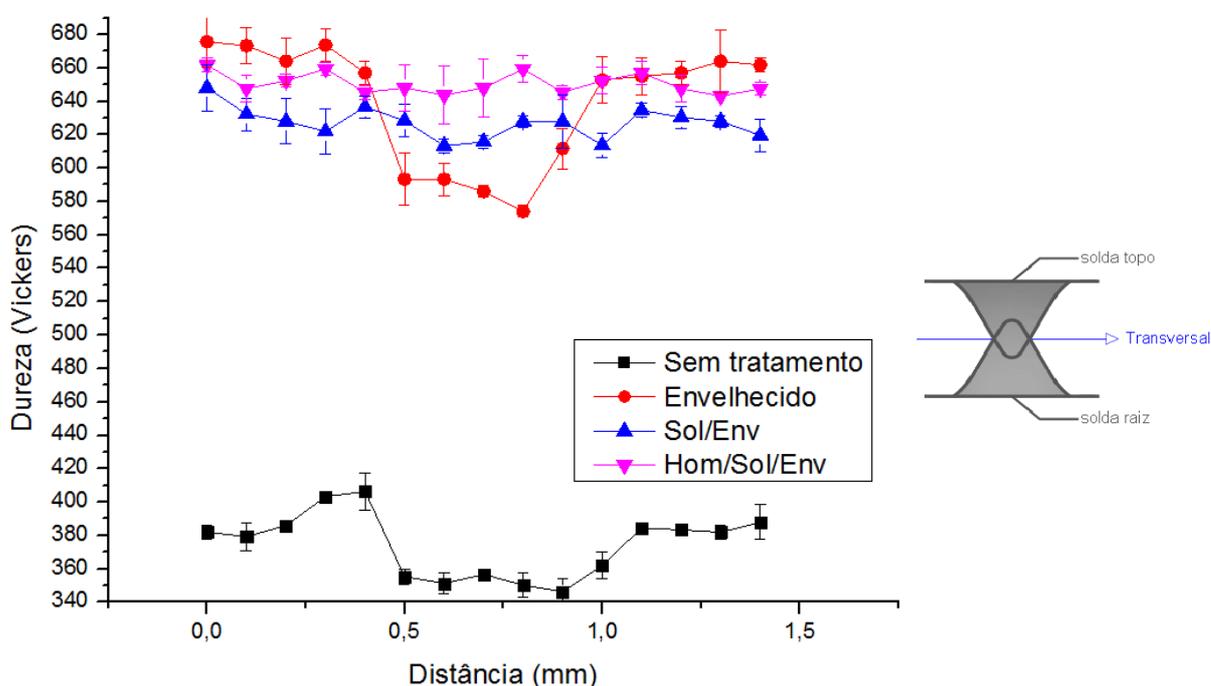


Fonte: Autor

Para o gráfico da Figura 72, pode-se observar que a dureza após o tratamento térmico foi elevada para cerca de 650 HV, aproximadamente, devido ao envelhecimento. O envelhecimento quando aplicado após a solubilização ou homogeneização e solubilização, recupera o valor de dureza da zona fundida para níveis próximos ao do substrato. Porém, nos cdps apenas envelhecido a austenita formada durante a soldagem não endurece com o processo de envelhecimento, a zona fundida na amostra apenas envelhecida tem uma dureza média um pouco inferior, próximo a 600 HV.

Para todas as condições de ensaio, mostrado no gráfico da Figura 72, pode-se observar que os valores de dureza têm pouca variação, pois ao percorrer o centro do cordão de solda do topo à raiz, pode-se dizer que toda esta região se encontra com mesma estrutura. Após o tratamento térmico de envelhecimento, a dureza atingiu valores em torno de 550 a 650 HV, diferente do material sem tratamento que apresentou uma dureza muito inferior, em torno de 350 HV.

Figura 72 - Resultado de Dureza Vickers x Distância para diversos tratamentos térmicos, obtidos transversal a solda (perfil obtido no centro do cdp).



Fonte: Autor.

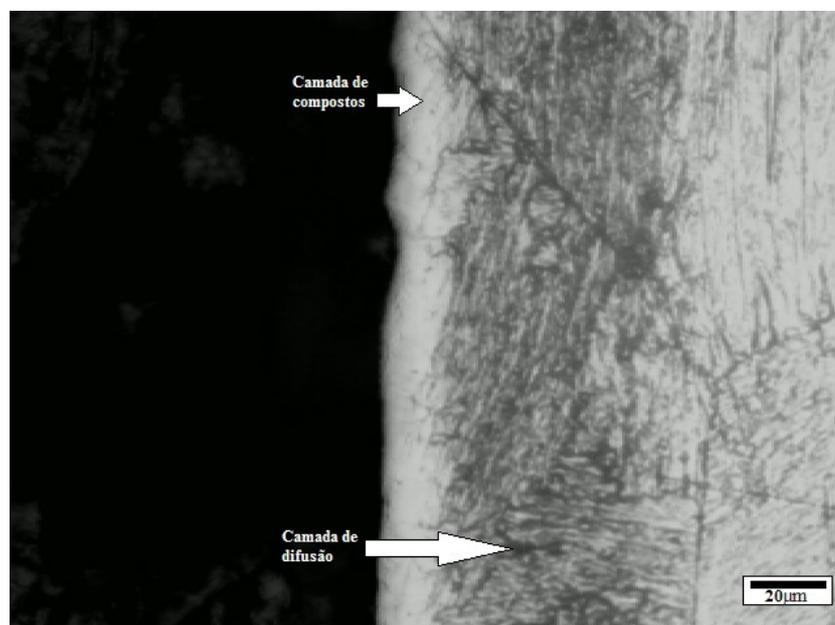
Foi utilizada, apenas para o estudo de dureza do material nitretado, a condição de tratamento térmico de envelhecimento. Para ilustrar a medida de dureza para o material com tratamento de superfície a plasma, a Figura 73, mostra a camada de compostos nitretados (branca) e próxima a esta, a camada de difusão de nitrogênio (região mais escura). O processo de nitretação a plasma, utilizado neste trabalho, criou uma camada nitretada com espessura de aproximadamente 60  $\mu\text{m}$ , de acordo com imagem.

A dureza obtida através da região nitretada, auxilia o entendimento das transformações ocorridas no tratamento termoquímico de nitretação a plasma. Através das medidas obtidas do perfil da peça nitretada, nota-se que a camada nitretada não se aprofunda muito no material de base, como pode ser vista na no gráfico da Figura 74. A diferença de dureza da camada nitretada para o substrato é de aproximadamente 600 HV.

A dureza é bastante elevada devido à nitretação, a camada (de compostos mais de difusão atômica) aparece até cerca de 60  $\mu\text{m}$ . A partir de 100  $\mu\text{m}$  (0,1 mm) a dureza tem o mesmo valor do substrato, envelhecida pelo processo de nitretação a plasma, mostrando que desta região em diante não houve difusão do nitrogênio. Nota-se uma camada de nitretos,

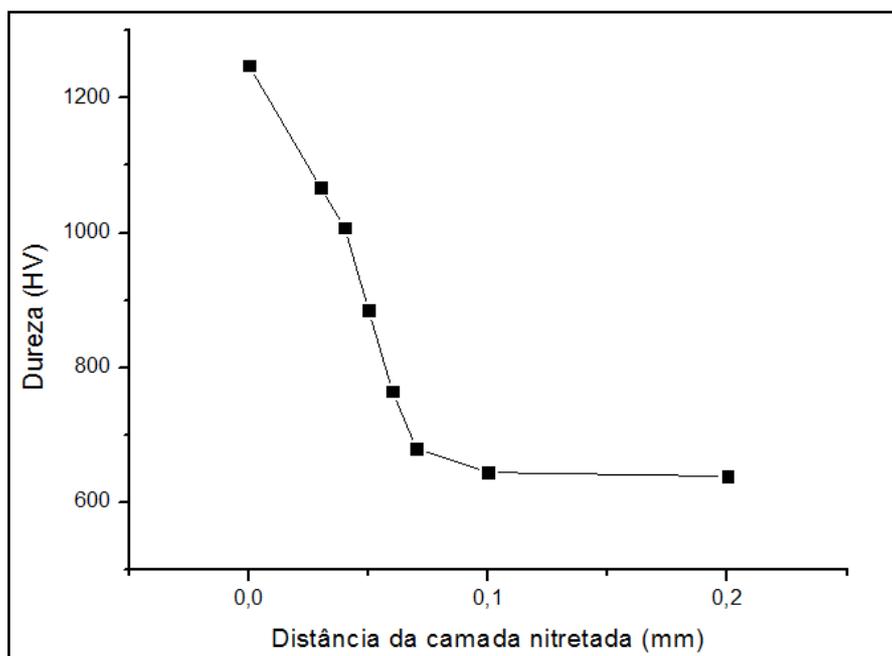
mais clara, entre 0 e 20  $\mu\text{m}$  aproximadamente, onde obtemos uma dureza superior ( $\sim 1200$  HV) ao valor encontrada na camada de difusão.

Figura 73 - Imagem obtida no MEV da camada nitretada, utilizada para ensaio de dureza.



Fonte: Autor.

Figura 74 – Resultado de dureza em função da distância da camada nitretada.



Fonte: Autor.

#### 4.6 ENSAIO DE IMPACTO

Os cdps de impacto foram confeccionados com tamanho reduzido, conforme Figura 26, isto devido a espessura da chapa fornecida pelo fabricante. Os ensaios foram executados em temperatura ambiente e abaixo da temperatura ambiente para verificar a fragilidade que o material experimenta em temperaturas extremas. Devido os cdps serem confeccionados com medidas diferentes as requeridas pela norma ASTM E 23, o entendimento do comportamento da energia absorvida pelo material maraging teve de ser feito a partir de uma comparação proporcional.

Os testes foram feitos em grupos de 3 cdps por tratamento térmico e termoquímico, divididos em soldado e sem solda. As tabelas foram confeccionadas com os valores médios e seus respectivos desvios padrão, as temperaturas de ensaio variaram de acordo com a precisão do instrumento de medição (ver item 3.10), a temperatura ambiente e a umidade no momento dos ensaios. Como pode ser visto nas Tabelas 30 e 31.

Tabela 30 – Energia absorvida versus temperatura de ensaio para as condições sem nitretação soldada e sem solda.

Condição	Tratamento Térmico:		Hom./Solub./Env.		Solub./Env.		Env.	
	Temperatura Nominal (°C)	Temperatura Real (°C)	Média (J)	Desvio Padrão (J)	Média (J)	Desvio Padrão (J)	Média (J)	Desvio Padrão (J)
Sem Solda	-196	-195 ± 20	1,7	0,6	2,3	0,6	3,0	0,3
	-80	-80 ± 5	3,1	1,2	1,9	0,1	7,0	0,9
	0	-0,5 ± 0,2	3,6	0,6	2,9	0,4	4,0	0,5
	24	24 ± 1	3,7	0,6	3,7	0,6	4,0	0,8
Com Solda	-196	-195 ± 20	1,3	0,6	2,0	0,0	2,5	0,0
	-80	-80 ± 5	2,8	1,0	2,5	0,4	3,5	0,5
	0	-0,5 ± 0,2	3,5	0,6	2,7	0,3	3,3	0,4
	24	24 ± 1	4,0	0,0	3,0	0,0	3,7	0,6

Fonte: Autor.

Observa-se na Tabela 30 que, os cdps soldados tem menor energia absorvida se comparado aos materiais sem solda nas diversas condições de tratamento térmico, devido a solda possuir falhas e trincas na região da ZTA. Porém, ao considerar os desvios padrões, esta diferença fica mais reduzida. De acordo com a literatura, para tratamentos térmicos em temperaturas e tempos elevados, tem-se uma maior energia absorvida e vice-versa (FANTON, 2013; PADIAL, 1994; SOUZA, 1982; INCO, 1976).

A maior diferença entre o material soldado e sem solda, foi observada para os materiais envelhecidos na temperatura de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ , o material sem solda apresentou valores elevados, porém para este valor pontual recomendam-se posteriores análises. A menor diferença entre o material soldado e sem solda é mostrado para os cdps Homogeneizado, Solubilizado e Envelhecido, mostrando um decréscimo gradativo na diferença da energia absorvida.

Na Tabela 31, os materiais Nitretados mostram a mesma tendência mencionada na Tabela 30, porém a diferença é um pouco mais acentuada. Pode-se observar que para o material sem solda e nitretado a temperatura de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  com tratamento térmico de solubilização e envelhecido teve maior energia absorvida. A menor energia absorvida pode ser vista para o material soldado e nitretado a temperatura de  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  para o tratamento térmico homogeneizado, solubilizado e envelhecido.

Tabela 31 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para as condições nitretado soldada e sem solda.

Condição	Tratamento Térmico:		Hom./Solub./Env.		Solub./Env.	
	Temperatura Nominal ( $^{\circ}\text{C}$ )	Temperatura Real ( $^{\circ}\text{C}$ )	Média (J)	Desvio Padrão (J)	Média (J)	Desvio Padrão (J)
Sem Solda Nitretado	-196	$-195 \pm 20$	1,5	0,0	3,2	0,3
	-80	$-80 \pm 5$	5,5	0,5	6,8	0,3
	0	$-0,5 \pm 0,2$	6,0	0,0	6,0	0,0
	24	$24 \pm 1$	5,8	0,6	6,5	0,5
Com Solda Nitretado	-196	$-195 \pm 20$	1,8	0,3	3,0	0,0
	-80	$-80 \pm 5$	4,0	0,5	5,5	0,5
	0	$-0,5 \pm 0,2$	4,0	0,0	4,9	0,4
	24	$24 \pm 1$	4,2	0,3	5,8	0,3

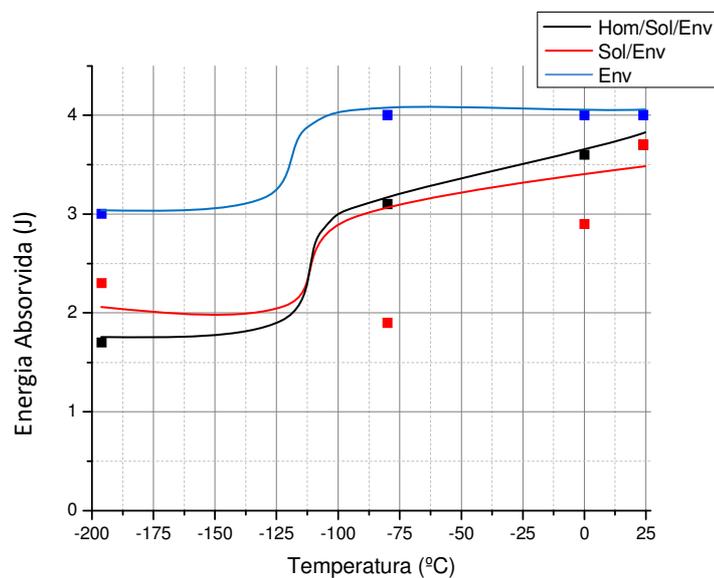
Fonte: Autor.

A seguir pode-se observar o comportamento do ensaio de impacto para o material sem nitretação e sem solda no gráfico da Figura 75 e, para o material sem nitretação e soldado, no gráfico da Figura 76. Observa-se que os valores obtidos representam um comportamento que tende para uma transição de mais frágil para mais dúctil ao se elevar a temperatura.

No gráfico da Figura 75, pode-se observar que para o material com tratamento térmico de Solubilização e Envelhecimento próximo de  $-80^{\circ}\text{C}$ , mostrou-se com características de fratura frágil com menor absorção de energia; de 0 a  $24^{\circ}\text{C}$ , pode-se observar que o material já apresenta uma transição de fratura frágil para dúctil. Para o tratamento térmico de

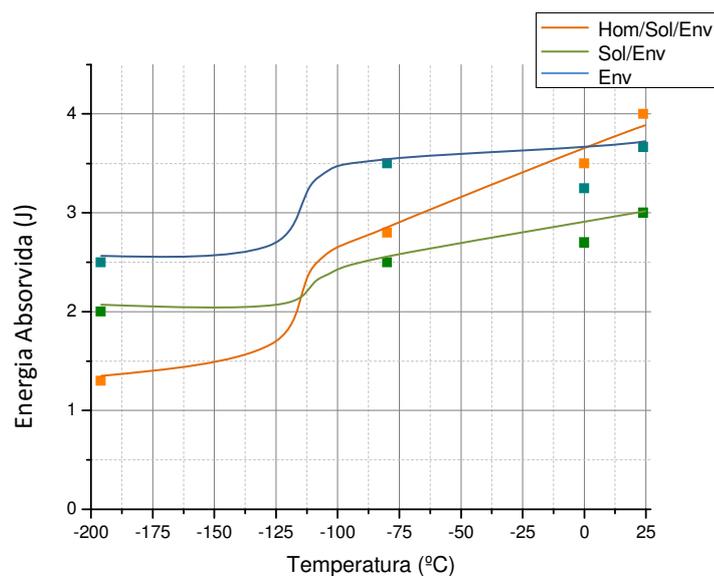
Homogeneização, Solubilização e Envelhecimento, de -80 a 24 °C verificamos uma possível transição de fratura tipo frágil para uma maior absorção de energia, tipo dúctil.

Figura 75 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para o aço maraging 300 sem solda e sem nitretação.



Fonte: Autor.

Figura 76 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para aço maraging 300 soldado e sem nitretação.

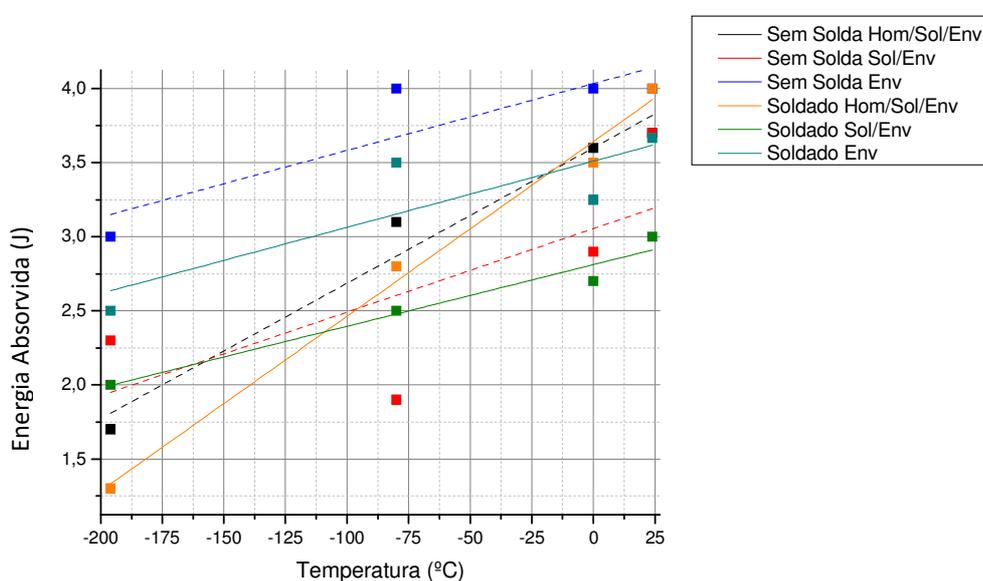


Fonte: Autor.

Para o gráfico da Figura 76, material soldado, verificamos que houve pouca variação de energia para a fratura do tratamento térmico de Solubilização e Envelhecimento, de 2 a 3 Joules. Já o material Homogeneizado, Solubilizado e Envelhecido, mostrou-se com características similares do mesmo tratamento térmico do material sem solda.

Nota-se pelo gráfico da Figura 77, utilizando a regressão linear nos pontos do gráfico, que há uma redução na absorção de energia por impacto devido a presença da solda, para a mesma condição de tratamento térmico.

Figura 77 - Ensaio de Impacto do aço maraging 300 sem nitretação para todas as condições.

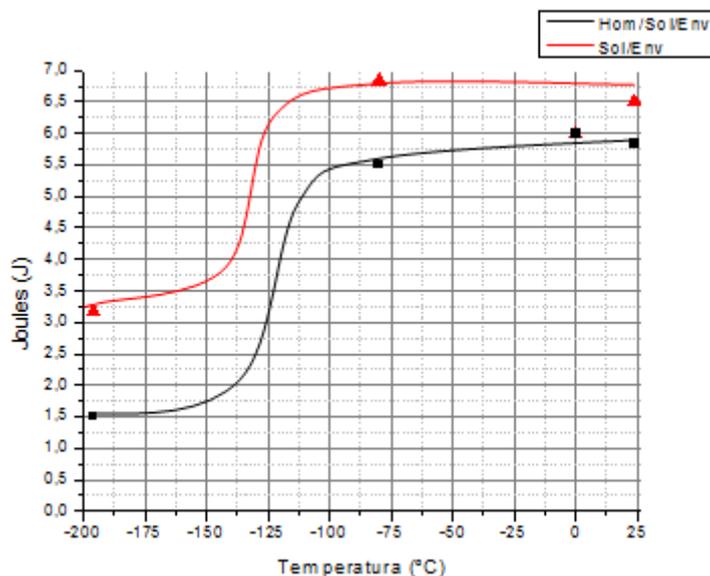


Fonte: Autor

Nota-se que a condição solubilizada e envelhecida para o material sem solda e nitretado, apresentou maior absorção de energia para se romper por impacto. A transição da situação de maior fragilidade para a situação de maior ductibilidade se dá abaixo de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ , para ambos os casos do gráfico da Figura 78.

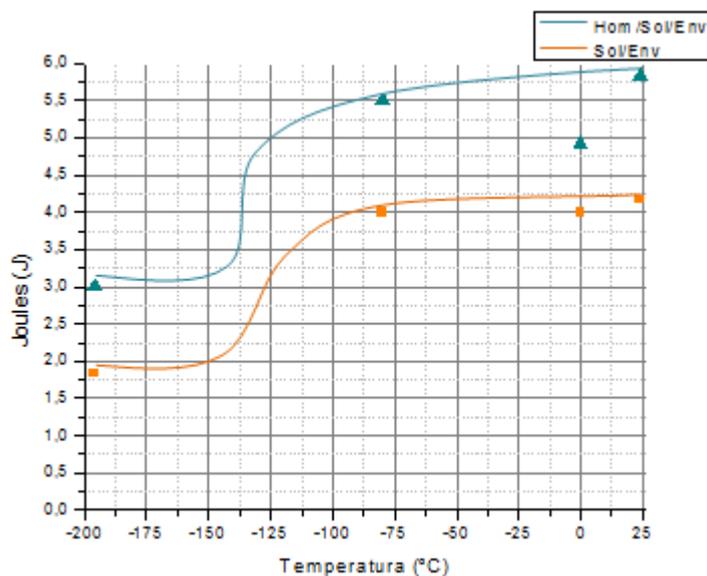
Após a solda e nitretação a condição de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento continuou exibindo maior absorção de energia para romper e a transição para a situação de maior ductibilidade continua sendo em temperaturas inferiores a  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ , como mostra o gráfico da Figura 79.

Figura 78 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para o aço maraging 300 sem solda e nitretado.



Fonte: Autor

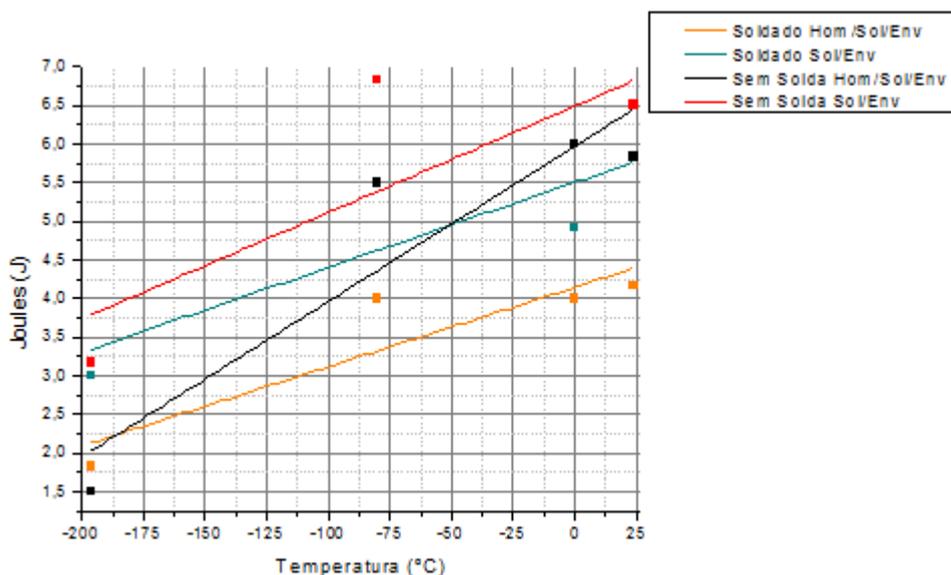
Figura 79 - Energia absorvida versus temperatura de ensaio para o aço maraging 300 soldado e nitretado.



Fonte: Autor

No gráfico da Figura 80, utilizando também a regressão linear nos pontos do gráfico, notou-se que a condição solubilizado e envelhecido apresentou maior absorção de energia para se romper por impacto do que todas as condições, e o material soldado e nitretado com o tratamento térmico de homogeneizado, solubilizado e envelhecido a menor energia para se romper por impacto. Este efeito ocorreu devido a fragilidade na solda e tratamento térmico.

Figura 80 - Ensaio de Impacto do aço maraging 300 nitretado para todas as condições



Fonte: Autor

As Tabelas 32 e 33 mostram a energia absorvida nos ensaios de impacto divididos pela área resistente, para facilitar a comparação com outros autores.

Tabela 32 – Energia de impacto pela área útil de ensaio do material soldado, solubilizado e envelhecido, comparado com trabalho semelhante.

Autor	Energia (J)	Seção Quadrada (mm <sup>2</sup> )	Energia (J/mm <sup>2</sup> )
Lombardo, 2015	3,0	4,30 x 5,38	0,13
Oliveira, 2015	5,9	10,00 x 10,00	0,06

Fonte: Autor

Neste caso, a energia absorvida pelo cdp, foi superior ao apresentado por Oliveira (2015), porém muito semelhante se considerado o intervalo de 0 a 1 J/mm<sup>2</sup>.

Tabela 33 – Energia de impacto pela área útil de ensaio do material sem solda solubilizado e envelhecido, comparado com trabalho semelhante.

Autor	Energia (J)	Seção Quadrada (mm <sup>2</sup> )	Energia (J/mm <sup>2</sup> )
Lombardo, 2015	3,7	4,30 x 5,38	0,16
Padial, 1994	16	10,00 x 7,50	0,21

Fonte: Autor.

Para o caso do aço solubilizado e envelhecido, o autor Padial (1994) encontrou um valor de energia absorvida por área na temperatura ambiente superior ao observado neste trabalho. Valor semelhante foi encontrado neste trabalho para a condição nitretada.

#### 4.7 MEDIDAS DE RUGOSIDADE

As medidas de rugosidade foram feitas nas 3 (três) classes de corpos de prova: tração, impacto e fadiga. Foram feitas 4 medidas para cada condição, tanto na parte superior do cdp, quanto na base. As amostras foram separadas em 2 (duas) condições:

- **nitretados**, os cdps foram retificados e lixados (lixas com granulometria de #100, 220, 320, 400 e 600) e receberam o tratamento de superfície de nitretação a plasma;
- **sem nitretação**, os cdps receberam acabamento superficial distintos: os cdps de fadiga foram retificados e lixados (lixas com granulometria de #100, 220, 320, 400, 600 e 1.000); os cdps de tração e impacto foram acabados de mesma forma que os cdps nitretados.

A nitretação aumenta os valores de rugosidade, como pode ser visto na Tabela 34.

Tabela 34 – Medidas de rugosidade da superfície dos corpos de prova nitretado e sem nitretação do aço maraging 300.

CDP	Nitretação	Ra ( $\mu\text{m}$ )	Rz ( $\mu\text{m}$ )	Rmax. ( $\mu\text{m}$ )	Rt ( $\mu\text{m}$ )
Tração	Sim	0,515	5,248	7,657	8,165
	Não	0,244	1,796	2,197	2,263
Fadiga	Sim	0,409	3,120	3,629	3,825
	Não	0,247	1,926	2,396	2,503
Impacto	Sim	0,365	2,451	3,194	3,388
	Não	0,151	1,250	2,000	2,000

Fonte: Autor

A nitretação introduziu tensões de compressão na superfície que podem melhorar o desempenho em fadiga, pois aumentam o tempo para iniciar as trincas de superfície. No entanto, o aumento da rugosidade reduz a vida em fadiga, devido a irregularidade da superfície. Devido a este fenômeno competitivo, não houve ganho na vida em fadiga do aço maraging após a nitretação a plasma.

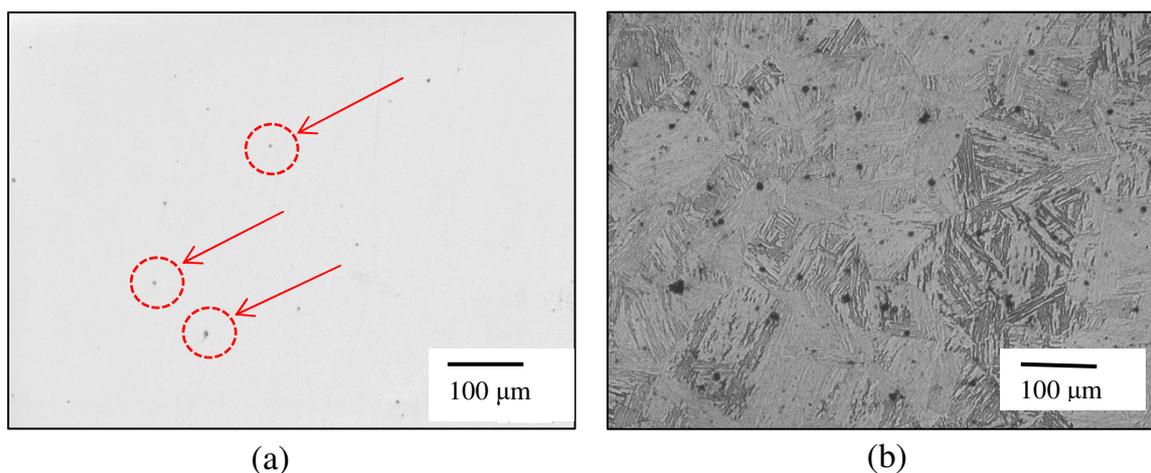
## 4.8 ANÁLISE POR MICROSCÓPIA ÓPTICA

A seguir serão mostradas as micrografias obtidas por microscopia óptica referentes à combinação dos tratamentos térmicos de homogeneização, solubilização e envelhecimento. Serão mostradas também a reação que ocorre na união das chapas soldadas na zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e arredores, como se comporta a superfície nitretada e sua difusão de nitretos. Foram analisados os materiais das duas chapas mencionadas no item 3.1 (*Liga 1 e Liga 2*).

### 4.8.1 Micrografia do aço maraging sem solda e sem nitretação para o material da chapa *Liga 1*.

Estas imagens foram obtidas através do microscópio óptico como mencionado no capítulo 3.12.1. As imagens da Figura 81 mostraram a microestrutura do material base solubilizado. Na Figura 81 (a), sem ataque químico, notou-se a presença de inclusões de óxidos globulares e na Figura 81 (b), a estrutura martensítica típica dos aços maraging.

Figura 81 - Microestrutura do aço maraging 300: sem ataque químico (a), atacado com o regente Vilella (b).

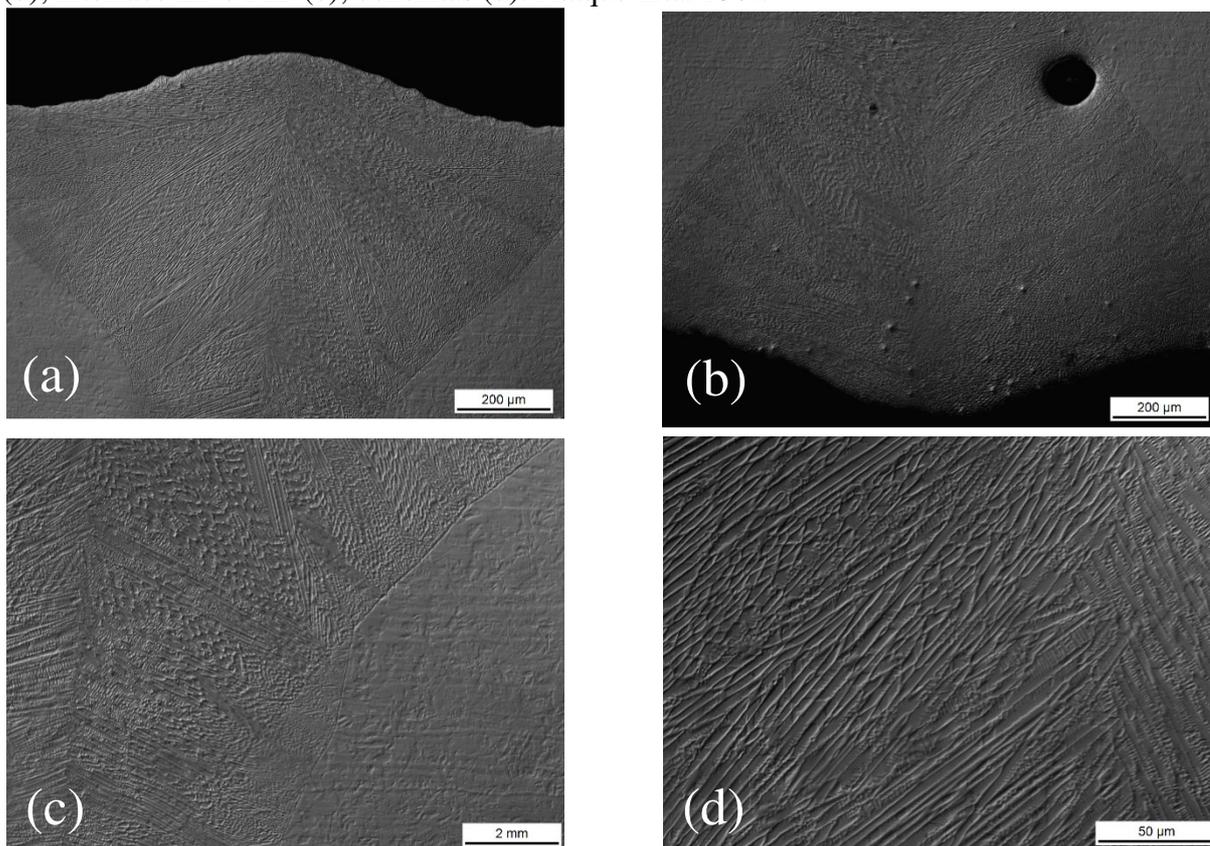


Fonte: Autor.

#### 4.8.2 Micrografia do aço maraging soldado e sem nitretação para o material da chapa *Liga 1*.

As micrografias a seguir mostram os efeitos da solda para o material sem tratamento térmico nas regiões: da zona fundida (ZF), onde ocorre a fusão do material pelo processo a Laser chamado *Keyhole*; zona termicamente afetada (ZTA), onde sofre o efeito do calor do material fundido porém não sofre fusão; e material de base (MB). Para os ataques se utilizou o reagente Nital com concentração de 15%, Metabissulfato de Sódio e Fry modificado. A imagem da Figura 82, representa a solda da região superior da chapa (topo), e da parte inferior da chapa (base), este material não recebeu tratamento térmico e nem tratamento de superfície.

Figura 82 – Micrografia da região da solda do material sem tratamento: do topo (a); e da base (b); interface ZF e MB (c); dendritas (d). Ataque nital 15%.



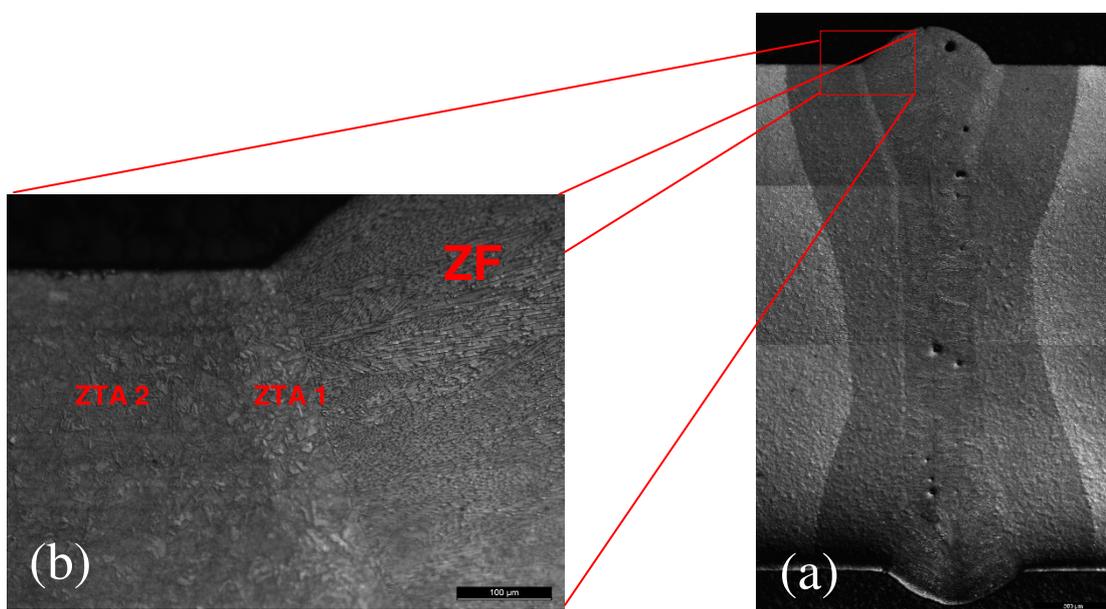
Fonte: Autor.

A imagem da Figura 82 (a), mostra claramente a região de fusão da solda mais escura com uma estrutura dendrítica, já a região mais clara mostra onde a estrutura não sofreu alterações. Para a imagem da Figura 82 (b), as mesmas condições do material de topo podem ser vistos, observa-se um poro típico da solda, originada da expulsão dos gases no processo de

solda. A Figura 82 (c) tem uma ampliação da interface da ZF e do MB, a Figura 82 (d) mostra ampliadamente a região dendrítica, formada através da fusão e solidificação do material, originando uma estrutura martensítica devido o resfriamento rápido por condução para o restante do material.

A Figura 83 (a) mostra toda a região de solda desde o topo até a base. A microestrutura da Figura 83 (b) mostra a morfologia dos grãos nas regiões da solda de topo, duas regiões afetadas pelo calor podem ser vistas: ZTA1 e ZTA 2. Para a ZTA 1 pode-se ver uma região de recristalização, para a ZTA 2 uma região de envelhecimento do material.

Figura 83 – Micrografia da região da solda do material sem tratamento do: (a) topo até a base; (b) região da ZF, ZTA e MB. Ataque nital 15%.

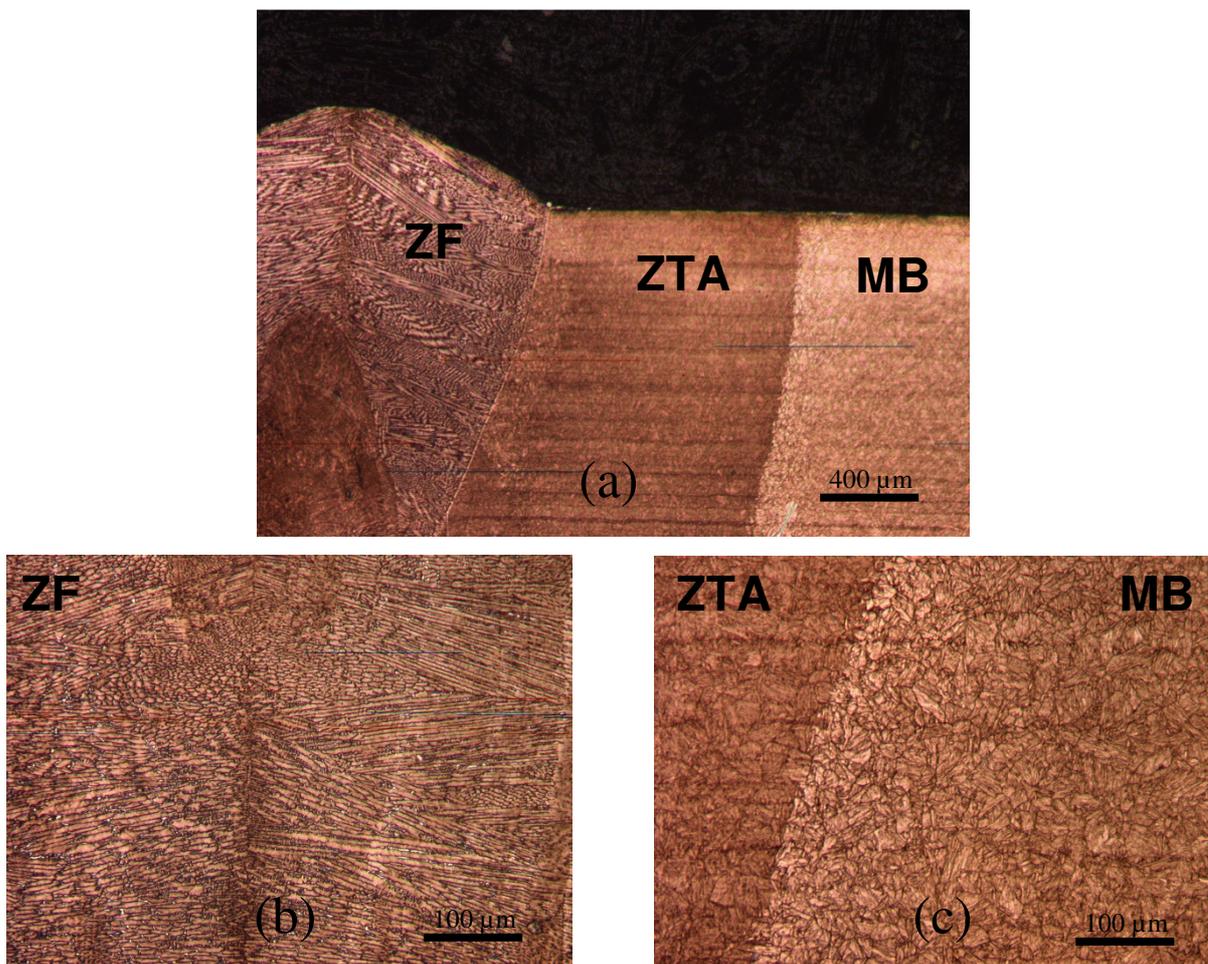


Fonte: Autor.

Na imagem da Figura 84 está representada a microestrutura soldada para o material maraging 300 envelhecido a 480 °C por 3 horas, pode-se observar três fases distintas: a zona fundida da solda; a zona termicamente afetada; e o material de base.

A Zona Termicamente Afetada (ZTA) é adjacente ao metal de solda, é parte do metal de base que não foi fundida, mas que as propriedades mecânicas e/ou microestrutura foram alteradas pelo aquecimento da solda. Sendo assim, a Figura 84 (a), representa a três regiões da solda descritas, onde a ZTA esta entre a região fundida e o material de base, pode-se observar a diferença entre as microestruturas que confere a cada uma destas regiões propriedades diferentes.

Figura 84 - Micrografia da região da solda do material envelhecido: região de solda (a); ampliação do centro da solda (b); interface ZF e MB (c). Ataque metabissulfito de sódio.



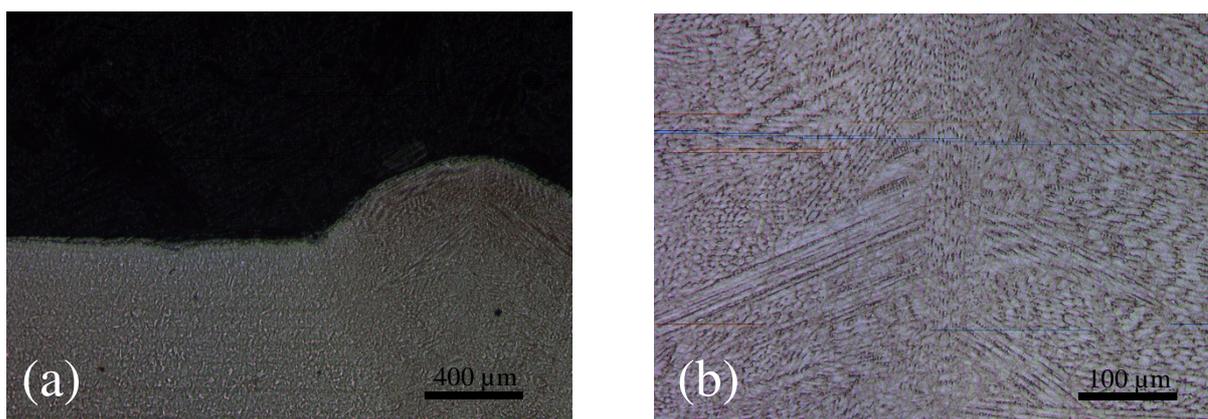
Fonte: Autor.

A Figura 84 (b) representa a região da zona fundida, apresentando uma estrutura dendrítica orientada pela direção de solda, formada devido à fusão com altas temperaturas e solidificação do material, formando martensita através de seu rápido resfriamento e condução do calor para as áreas adjacentes. Nesta região ocorre segregação de solutos para a região interdendrítica, que se solidifica por último e se torna mais rica em elementos de liga. Com o aumento da quantidade de molibdênio e titânio nas regiões interdendríticas pode fazer com que a temperatura de início da transformação martensítica caia para valores abaixo de temperatura ambiente. Essas alterações no material podem causar a formação de austenita retida e também aumentar a tendência de formação de austenita revertida, estas regiões são representadas na micrografia como regiões brancas entre os grãos martensíticos, nestas regiões a resistência é reduzida podem ocasionar falhas no material (SHAMANTHA, 2000; PETERS, 1979; FANTON, 2013).

Na Figura 84 (c), encontra-se a ZTA que se forma com o calor conduzido da zona fundida gerando isoterma com temperaturas decrescentes, nesta região devido o aquecimento em temperaturas mais baixas, em torno da temperatura de envelhecimento do material, ocorre a precipitação de compostos intermetálicos no material alcançando alta resistência nesta região.

Para as micrografias do aço maraging com os tratamentos térmicos de homogeneização, solubilização e envelhecimento, e para o material solubilizado e envelhecimento, as imagens da Figura 85 e 86 mostram a região da solda, o efeito dos tratamentos térmicos na região soldada são visíveis, se comparado com o tratamento térmico de envelhecimento apenas, onde a temperatura de envelhecimento não é suficiente para promover modificação da microestrutura (Figura 83).

Figura 85 - Micrografia da região da solda do material: solubilizado e envelhecido para região de solda (a) e ampliação do centro da solda (b). Ataque metabissulfito de sódio.

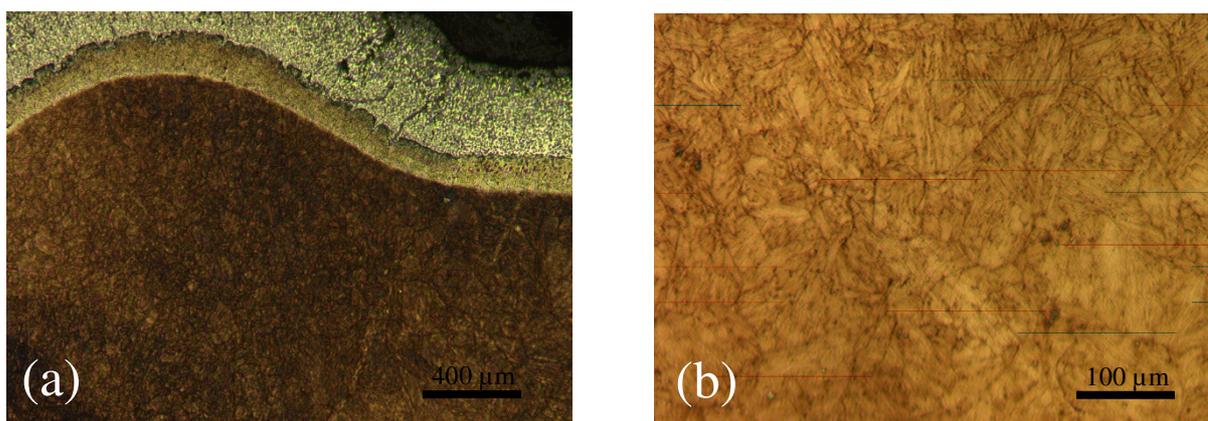


O processo de solubilização, Figura 85 (a) e (b), eliminou a região da ZTA modificando a microestrutura próxima do cordão da solda, porém manteve a estrutura colunar dendrítica no centro da solda, esta estrutura pode diminuir a resistência à tração do material, devido as heterogeneidades, dendritas e diferentes fases. O aquecimento para este tratamento térmico é feito na zona de austenitização próximo a 850 °C para solubilizar os elementos de liga.

A Figura 86 (a) e (b), mostram material soldado com tratamento térmico de homogeneização, solubilização e envelhecimento, percebe-se uma modificação por completo da microestrutura, há uma intensa difusão atômica e as fases se transformam completamente, a zona fundida e afetada pelo calor não são mais encontradas, pois o calor fornecido é suficiente para a formação de novos grãos, formando uma estrutura homogênea. A homogeneização causa aumento de grãos, resultando em diminuição da resistência mecânica, podendo gerar trincas intergranulares e falhas catastróficas. Sendo assim, o tratamento de

solubilização diminui o tamanho de grão, recuperando as propriedades mecânicas do material, com o tratamento de envelhecimento, devido a formação de precipitados, aumenta-se a resistência mecânica do material (SAUL, 1970; NAKAZAWA, 1978; VENKATESWARA, 2010; FANTON, 2013).

Figura 86 - Micrografia da região da solda do material: homogeneizado, solubilizado e envelhecido para região de solda (a) e ampliação do centro da solda (b). Ataque metabissulfito de sódio.



Fonte: Autor.

Percebe-se também na imagem da Figura 86 (a), a formação de uma camada de óxidos na superfície do material, consequência das altas temperaturas a qual o processo de homogeneização é submetido (temperatura de 1150 °C), a superfície oxidada apresenta duas camadas distintas: a camada interna compacta; e a camada mais externa porosa, com trincas distribuídas que propiciam as falhas por fadiga e pontos de concentração de tensão, prejudicando as propriedades mecânicas do material.

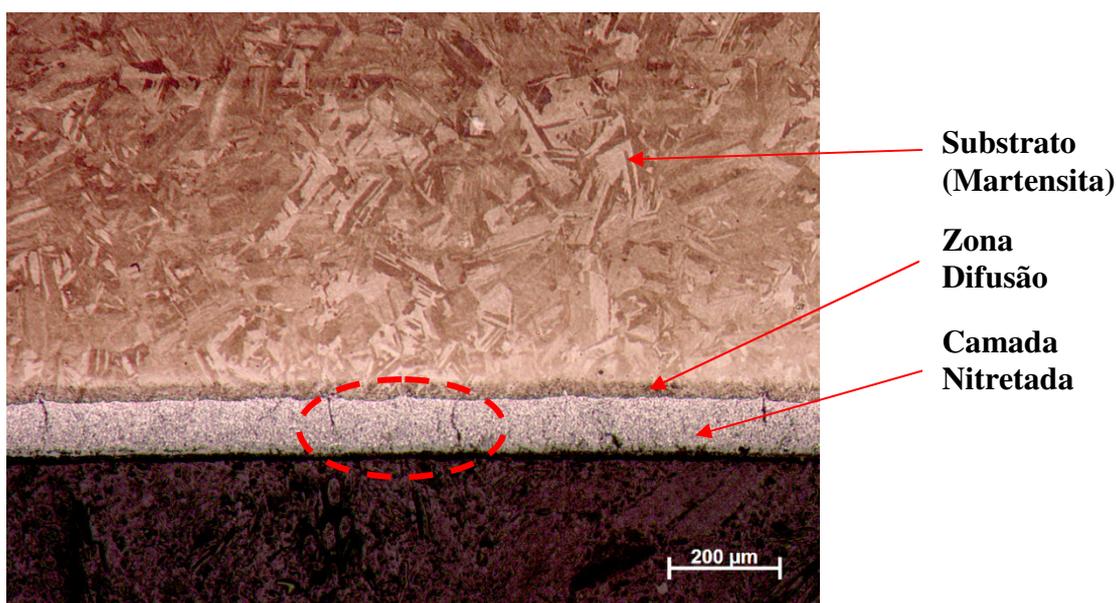
#### 4.8.3 Micrografia do aço maraging sem solda e nitretado para o material da chapa *Liga 1*.

Para o material nitretado, a análise foi feita próxima a borda do aço maraging 300 para visualizar o efeito da difusão do nitrogênio na região próxima a camada depositada e estudar a microestrutura da camada nitretada, avaliando a espessura de deposição, compactação e composição. O processo de nitretação foi feito a temperatura de 480 °C, onde todas as condições de tratamento térmico sofreram precipitação por envelhecimento devido a nitretação. Analisaram-se os efeitos da nitretação com relação a camada depositada, difusão e

o efeito do aquecimento realizado na temperatura de envelhecimento. O ataque químico foi feito com o reagente Fry modificado.

A fotomicrografia da Figura 87 mostra o aço maraging com tratamento térmico de envelhecimento, a imagem mostra a camada nitretada com aproximadamente 100  $\mu\text{m}$  e a microestrutura logo abaixo da camada depositada.

Figura 87 - Micrografia do material envelhecido, região da camada nitretada. Ataque Fry modificado.

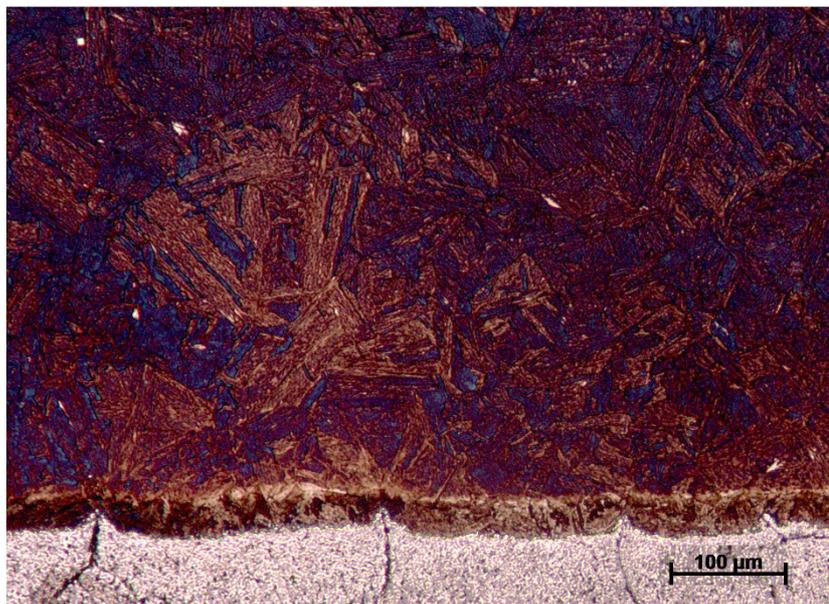


Fonte: Autor.

A microestrutura presente na superfície nitretada é normalmente formada por 2 (duas) regiões distintas: uma região chamada de camada branca, ou camada de compostos, região mais externa; outra localizada mais abaixo da camada branca, a zona de difusão, e abaixo o substrato composto de uma microestrutura martensítica como pode ser visto na Figura 87. Pode-se observar a presença de trincas na camada nitretada, estas trincas podem decorrer das altas tensões de compressão ocasionada durante o processo de nitretação (FRANDSEN, 2005; BERNARDELLI, 2007).

A Figura 88, mostra em detalhe as trincas geradas pela nitretação a plasma na camada depositada. Observa-se que, logo abaixo da camada nitretada, há difusão dos nitretos para o substrato com coloração semelhante a camada nitretada, percebe-se que a medida que aumenta a distância da camada depositada, a difusão de nitretos diminui até atingir o substrato, o processo de nitretação produziu uma zona de difusão com espessura de aproximadamente 50  $\mu\text{m}$ .

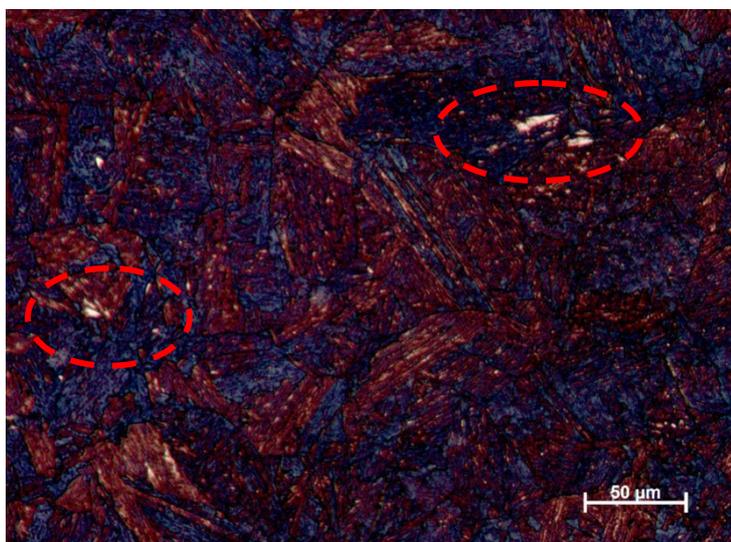
Figura 88 - Micrografia do material envelhecido, região da camada nitretada. Ataque Fry modificado.



Fonte: Autor.

A imagem da Figura 89 é uma ampliação da imagem anterior (Figura 88), observando-se a microestrutura do substrato os pontos esbranquiçados são austenita retida, como comenta o autor Hussain (1999), a medida que a difusão de nitretos diminui, a quantidade de austenita retida aumenta, diminuindo a dureza desta região, para regiões mais profundas atingi a estrutura martensítica normal do substrato.

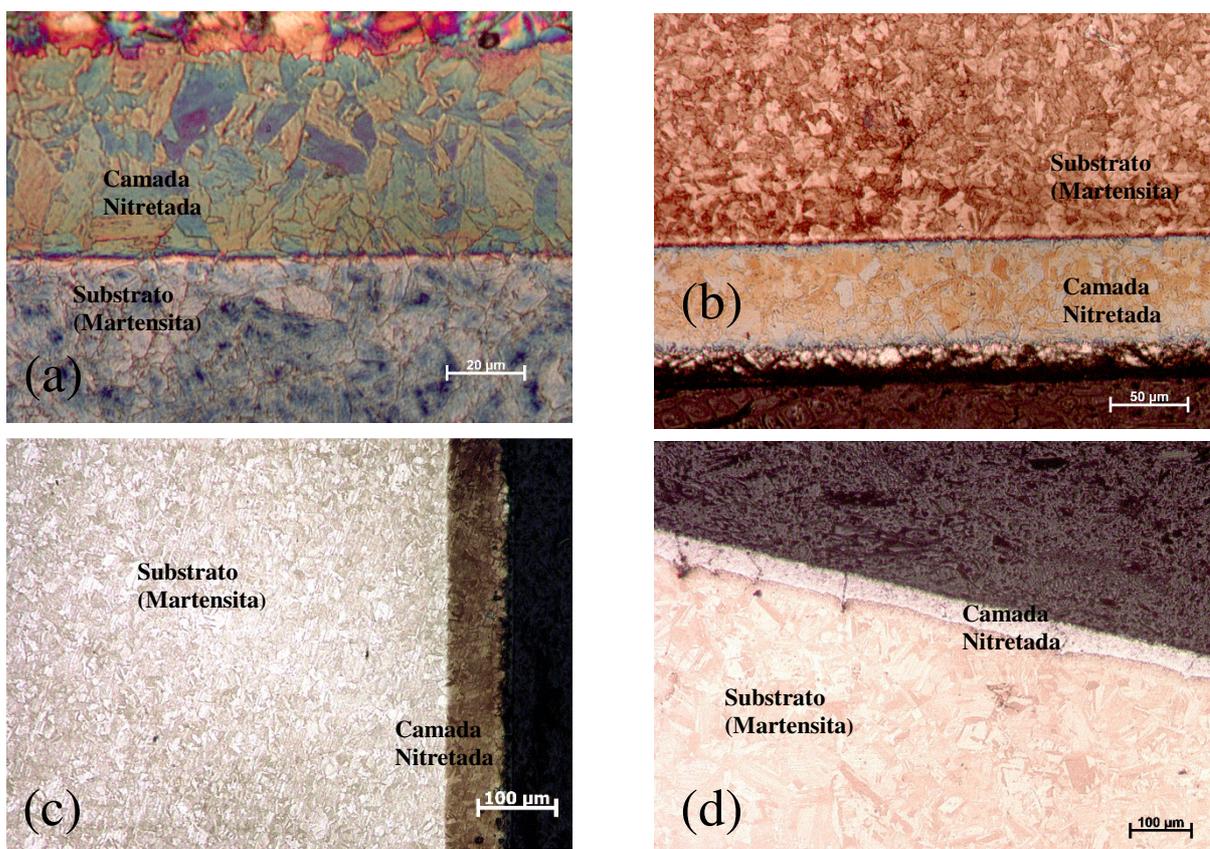
Figura 89 - Micrografia do material envelhecido, região próxima a camada nitretada. Ataque Fry modificado.



Fonte: Autor.

As micrografias da Figura 90 representam os tratamentos térmicos para cada situação: envelhecido e envelhecido na nitretação, esta condição foi feita para verificar se teria diferença na microestrutura após o envelhecimento através do tratamento de superfície, Figura 90 (a); solubilizada e envelhecida através do processo de nitretação, caso este processo seja semelhante ao tratamento de solubilização e envelhecimento convencionais seria eliminado o custo de um tratamento térmico, tornando o processo mais econômico, Figura 90 (b); solubilizado, envelhecido e envelhecido no processo de nitretação, este tratamento térmico foi feito para verificar qual seria o efeito de um envelhecimento duplo, Figura 90 (c); homogeneizado, solubilizado e envelhecido no processo de nitretação, seguindo o mesmo raciocínio, Figura 90 (d). Não houve mudanças significativas para cada processo descrito, observa-se que a microestrutura apresenta uma camada nitretada uniforme e a zona de difusão mantendo uma espessura por volta de 50  $\mu\text{m}$ .

Figura 90 - Micrografia da região próxima a camada nitretada do material: envelhecido (a); solubilizado (b); solubilizado e envelhecido (c); homogeneizado e solubilizado (d). Ataque Fry modificado.



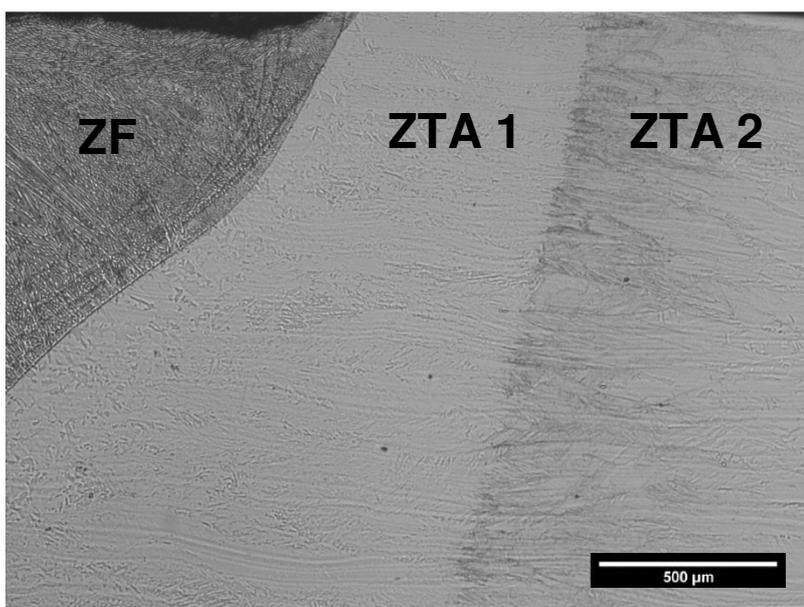
Fonte: Autor.

#### 4.8.4 Micrografia do aço maraging soldado para o material da chapa *Liga 2*.

Para o material da chapa *Liga 2*, irá se estudar a mesma sequência de tratamento térmico utilizadas nos itens anteriores. A composição das duas ligas do aço maraging 300 são semelhantes, não alterando significativamente a microestrutura mostrada. Analisou-se como a solda reage na microestrutura e foi feito a comparação das microestruturas na mesma condição.

A imagem da Figura 91, mostra o material sem tratamento térmico na região da solda, observa-se duas zonas termicamente afetadas: uma região mais clara (ZTA 1) com recristalização dos grãos e outra região mais escura (ZTA 2) onde supostamente ocorre o envelhecimento do material, comportamento semelhante obtido na imagem da Figura 83.

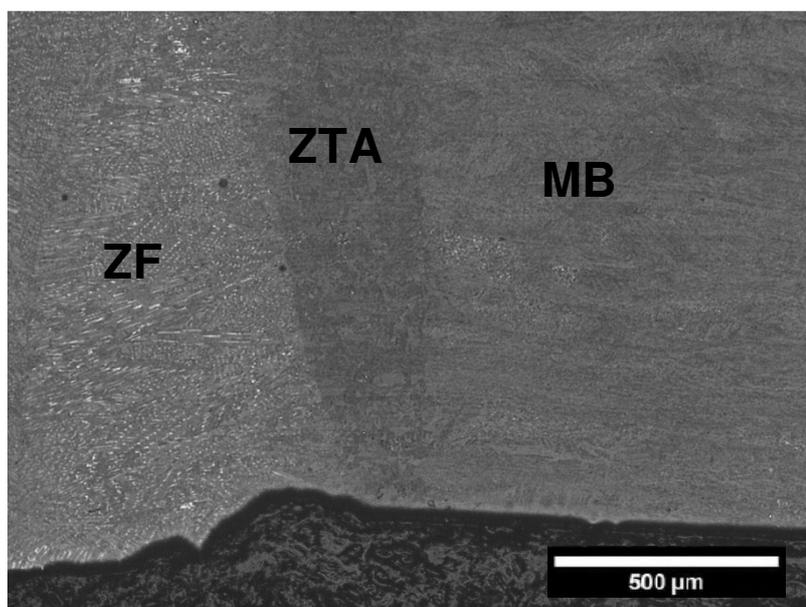
Figura 91- Micrografia da região da solda da amostra sem tratamento térmico. Ataque Nital 15%.



Fonte: FANTON, 2013.

A zona termicamente afetada mostra uma região de coloração clara e sem definição, como mostra a Figura 92, diferente para o material da chapa de *Liga 1*, onde mostra as ZF, ZTA e MB com linha bem definidas, Figura 83.

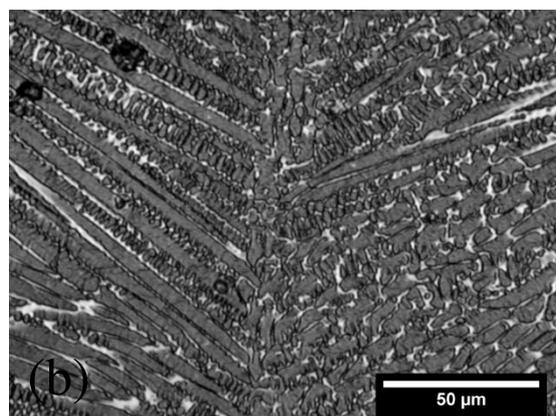
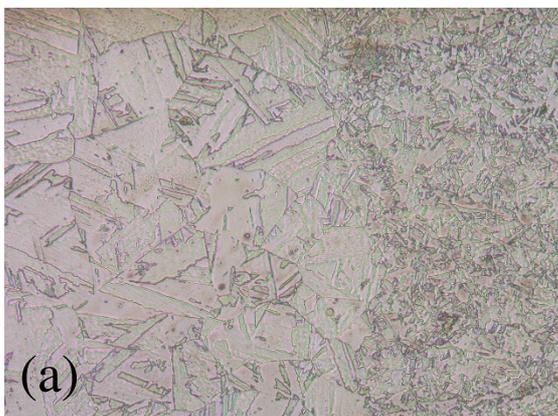
Figura 92 - Micrografia da região da solda da amostra envelhecida. Ataque Fry modificado.



Fonte: FANTON, 2013.

Como comenta o autor Fanton (2013), a estrutura encontrada para o material maraging 300 com tratamento térmico de homogeneização, para a região da solda, mostra uma microestrutura com grãos idênticos ao material de base, Figura 93 (a), o material da chapa da Liga 1 com tratamento térmico de homogeneização, solubilização e envelhecimento mostra uma mesma tendência, pois após a homogeneização o material apresenta uma microestrutura uniforme devido a difusão de seus elementos de liga eliminando a regiões distintas do processo de solda (ZF, ZTA e MB), porém o processo de solubilização refina os grãos como pode ser visto na Figura 85 (d).

Figura 93 - Micrografia da região da solda do material: homogeneizado para região de solda com ataque com reagente Fry modificado (a); e solubilizado na região central da solda ataque com reagente Metabissulfito de Sódio (b).



Fonte: FANTON, 2013.

A imagem da Figura 93 (b), mostra uma estrutura dendrítica colunar com segregação de solutos para a região interdendrítica, rica em elementos de liga, este comportamento também é apresentado na Figura 85 (b), onde a zona termicamente afetada deixa de existir, evidenciando apenas a ZF e o MB.

#### 4.9 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

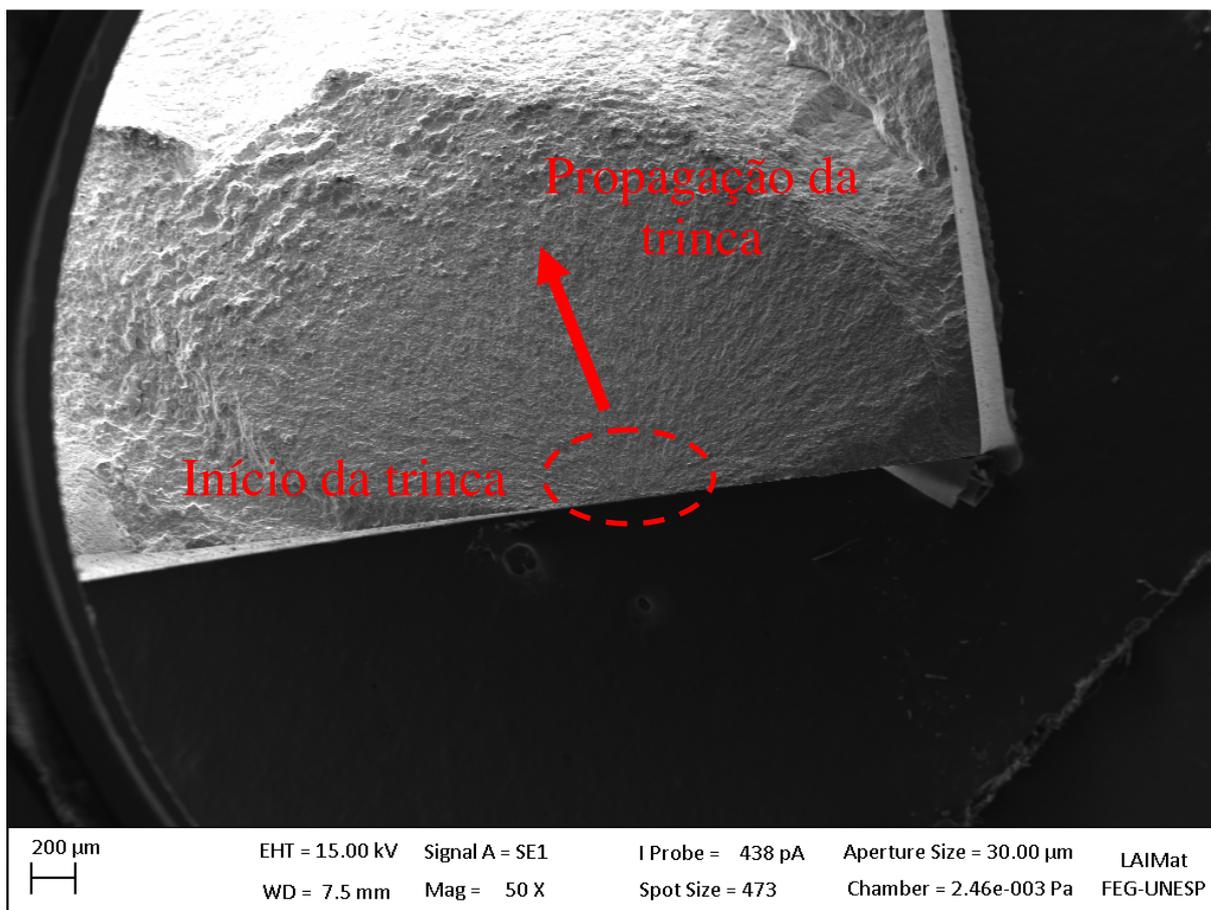
As imagens mostradas a seguir foram obtidas com auxílio de um microscópio eletrônico de varredura, utilizando-se o detector de elétrons retroespalhados, com a técnica “*Electron Channeling Contrast Imaging*” (ECCI). Todas as imagens foram obtidas dos corpos de prova de fadiga ensaiado com carga uniaxial cíclica, com razão de fadiga  $R = 0,1$ , e alto número de ciclos até a fratura.

Foram escolhidas uma amostra de superfície de fratura para cada condição de tratamento utilizado nos ensaios de fadiga.

##### **4.9.1 Superfície de fratura do aço maraging sem solda e sem nitretação envelhecido a 480 °C por 3 horas.**

A Figura 94 mostra a superfície da fratura com aumento de 50 vezes. De forma clara a fratura inicia na parte inferior da amostra e propaga até a parte central conferindo um raio de propagação das trincas, onde ocorre início de outros pontos de trinca, finalizando com o rompimento da estrutura na parte superior com a fratura final, visto por um aumento de 50 vezes.

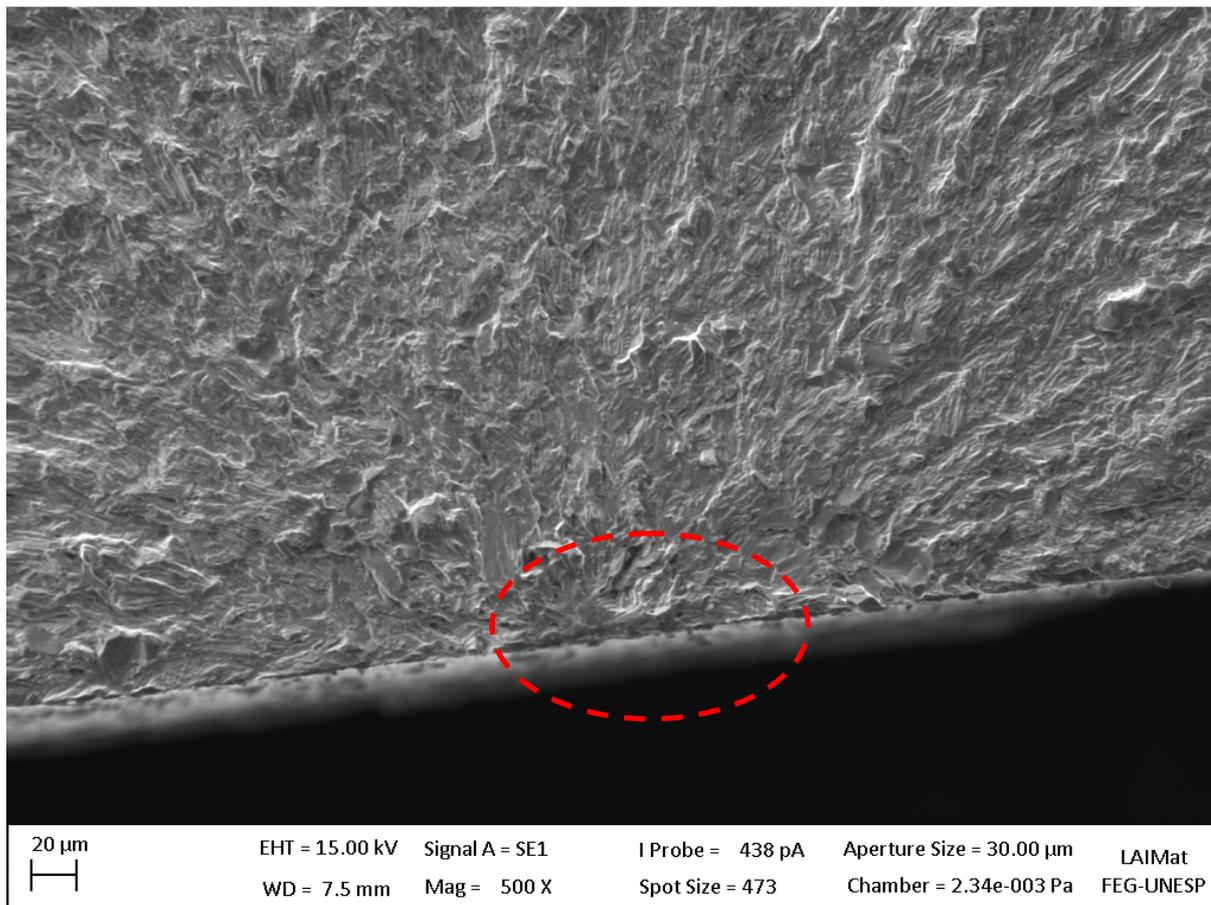
Figura 94 - Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem da nucleação e propagação da trinca.



Fonte: Autor.

Com o aumento de 500 vezes, a Figura 95 para o aço maraging sem solda e sem nitretação, mostra o início da trinca e as linhas formadas de propagação que se estendem com propagação de forma uniforme, granular e homogênea, conferindo um raio de propagação em volta do ponto de início da trinca. As ondulações, os pequenos altos e baixos mostram que houve deformação plástica durante a propagação. Este aspecto é interessante nos aços maraging, pois está relacionado a boa tenacidade dos aços maraging, o crescimento da trinca se dá de forma mais lenta que nos materiais mais frágeis (SCHMIDT, 1991).

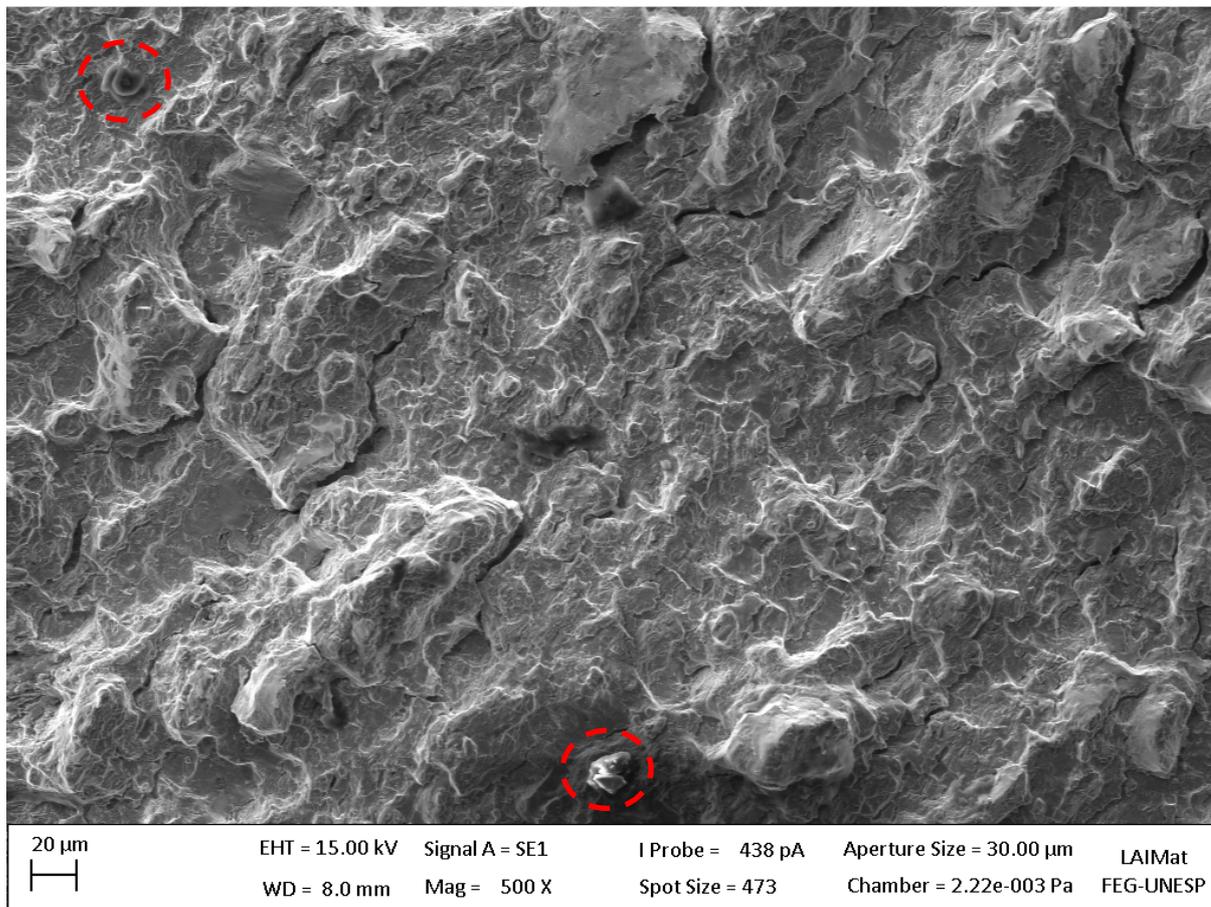
Figura 95 - Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem da nucleação da trinca.



Fonte: Autor.

A imagem a seguir do aço maraging 300 sem solda e sem nitretação (Figura 96), na região de propagação, apresenta micro trincas em toda superfície, pontos de lascamento e inclusões, percebe-se que as trincas estão dispostas em mesma direção, mostrando o caminho de propagação. Algumas partículas parecem ter sido alongadas ou arrancadas e reincorporadas ao material no movimento de fechamento da trinca.

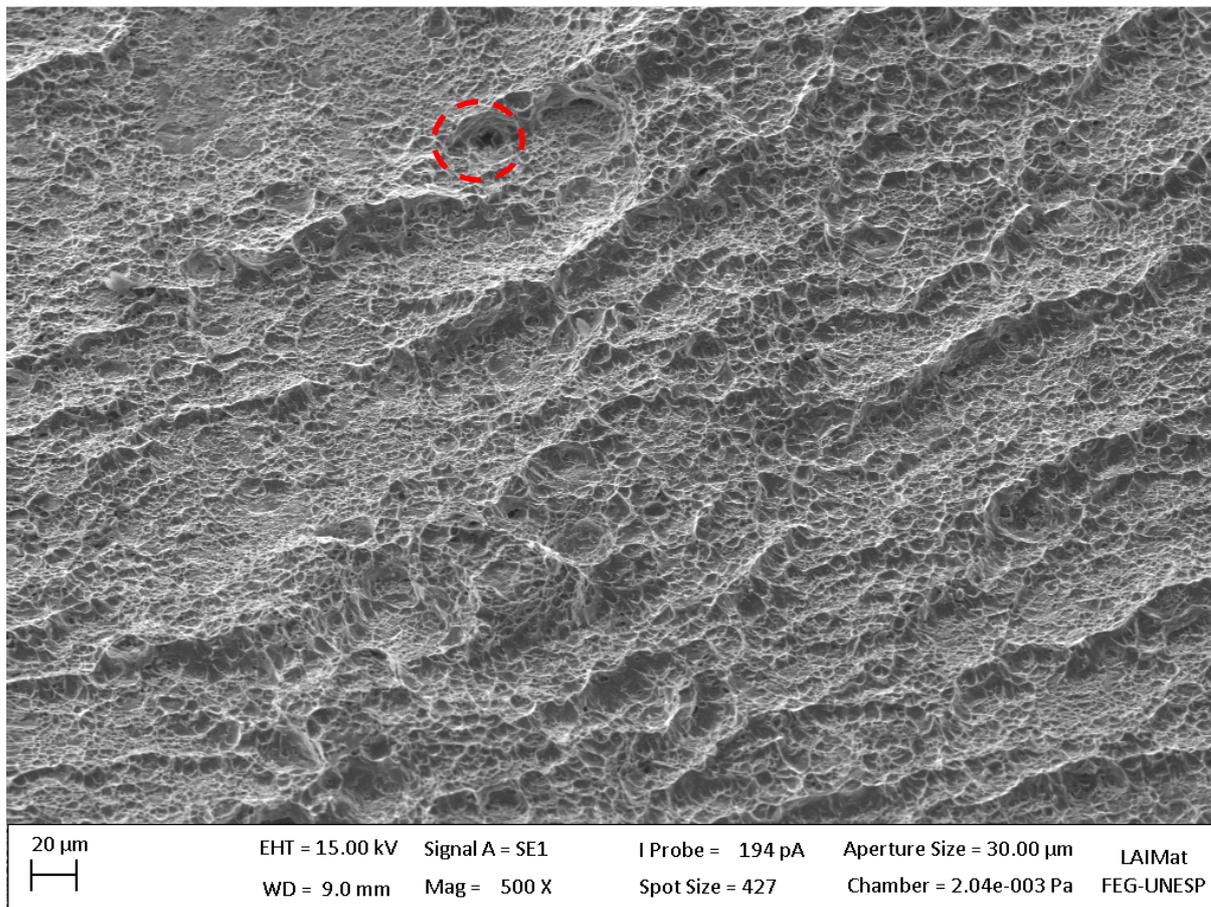
Figura 96 - Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem da propagação da trinca.



Fonte: Autor.

A imagem a seguir, Figura 97, mostra no material envelhecido sem solda e sem nitretação na região de fratura final por fadiga. O círculo vermelho mostra uma possível presença de inclusão no material, no centro de um *dimple*. Nota-se que a superfície da micrografia esta coberta por *dimples* com diferentes tamanhos, evidenciando a atuação do micromecanismo de fratura dúctil, nucleação e crescimento de vazios.

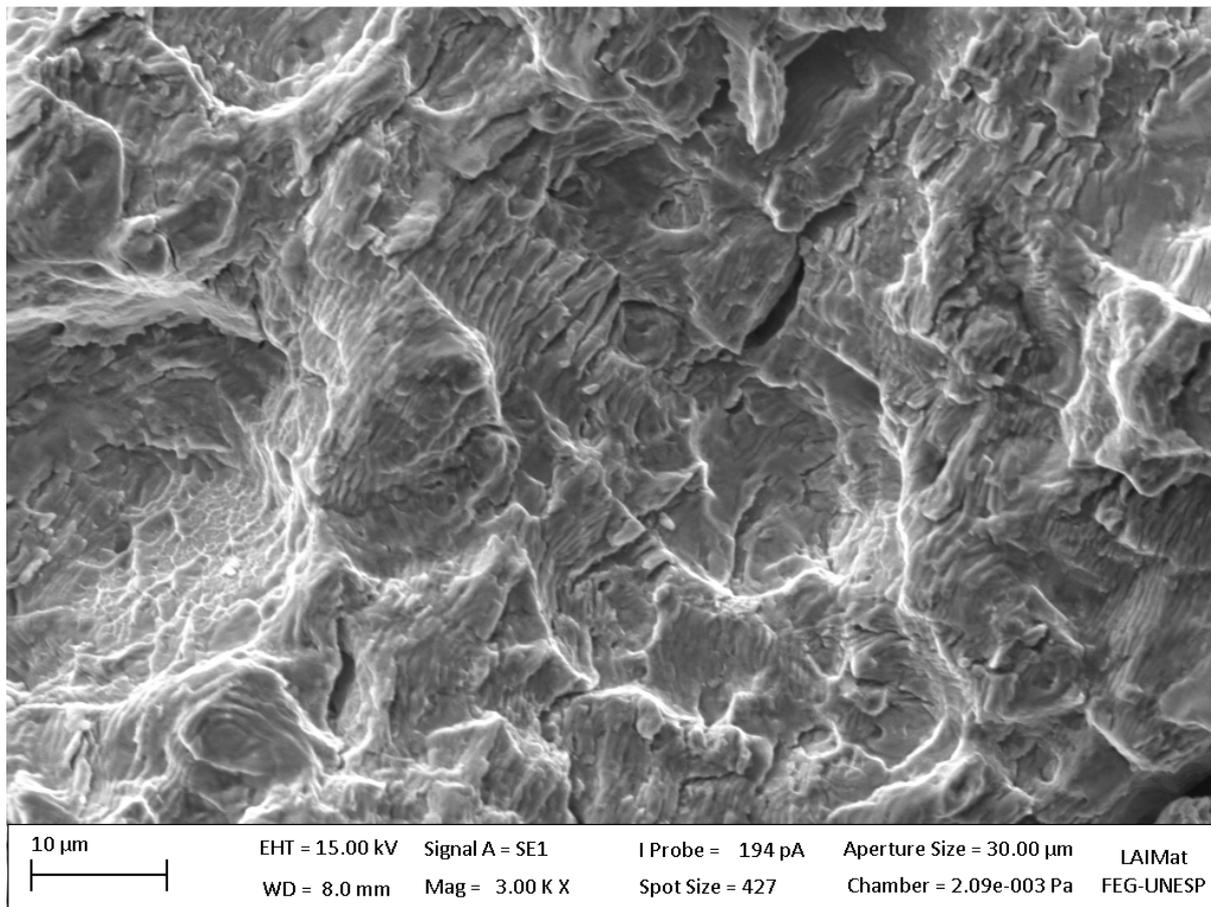
Figura 97- Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem da região de fratura final.



Fonte: Autor.

Com o aumento de 3000 vezes, a Figura 98 mostra em detalhe uma parte da fratura final do material, topografia com cavidade e micro-trincas na estrutura.

Figura 98- Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material sem solda e sem nitretação. Imagem do final da trinca.

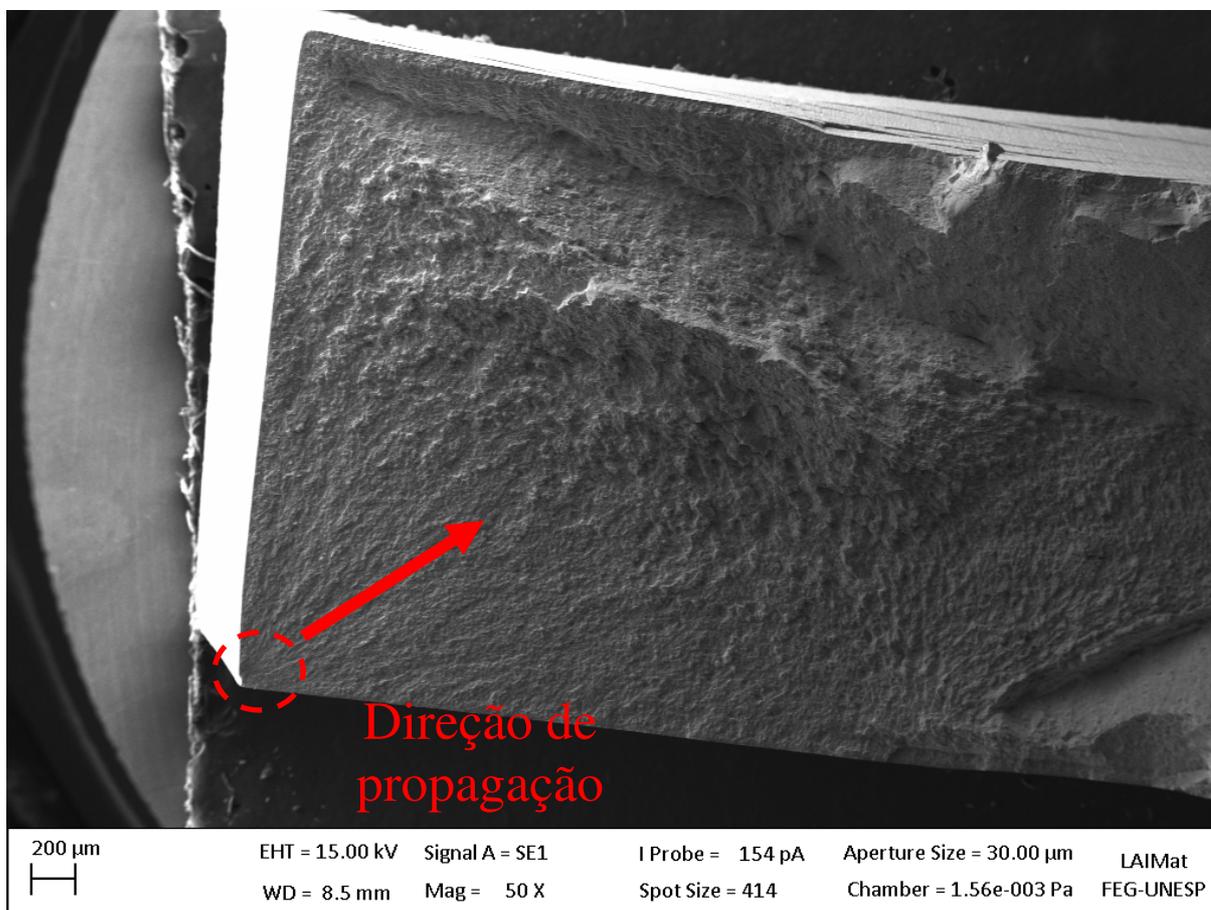


Fonte: Autor.

#### 4.9.2 Superfície de fratura do aço maraging sem solda, nitretação e envelhecido a 480 °C por 3 horas.

Para material nitretado visto na Figura 99, com aumento de 50 vezes, pode-se perceber uma estrutura semelhante a Figura 94, o início, propagação e final da fratura comporta-se de forma semelhante. Na parte superior da imagem percebe-se a ruptura da camada nitretada devido as tensões do ensaio de fadiga, porém, como comenta Hussain (1999), as trincas param na interface da camada nitretada, é mais fácil para as trincas pararem nas descontinuidades internas (interface do substrato e a camada endurecida do material).

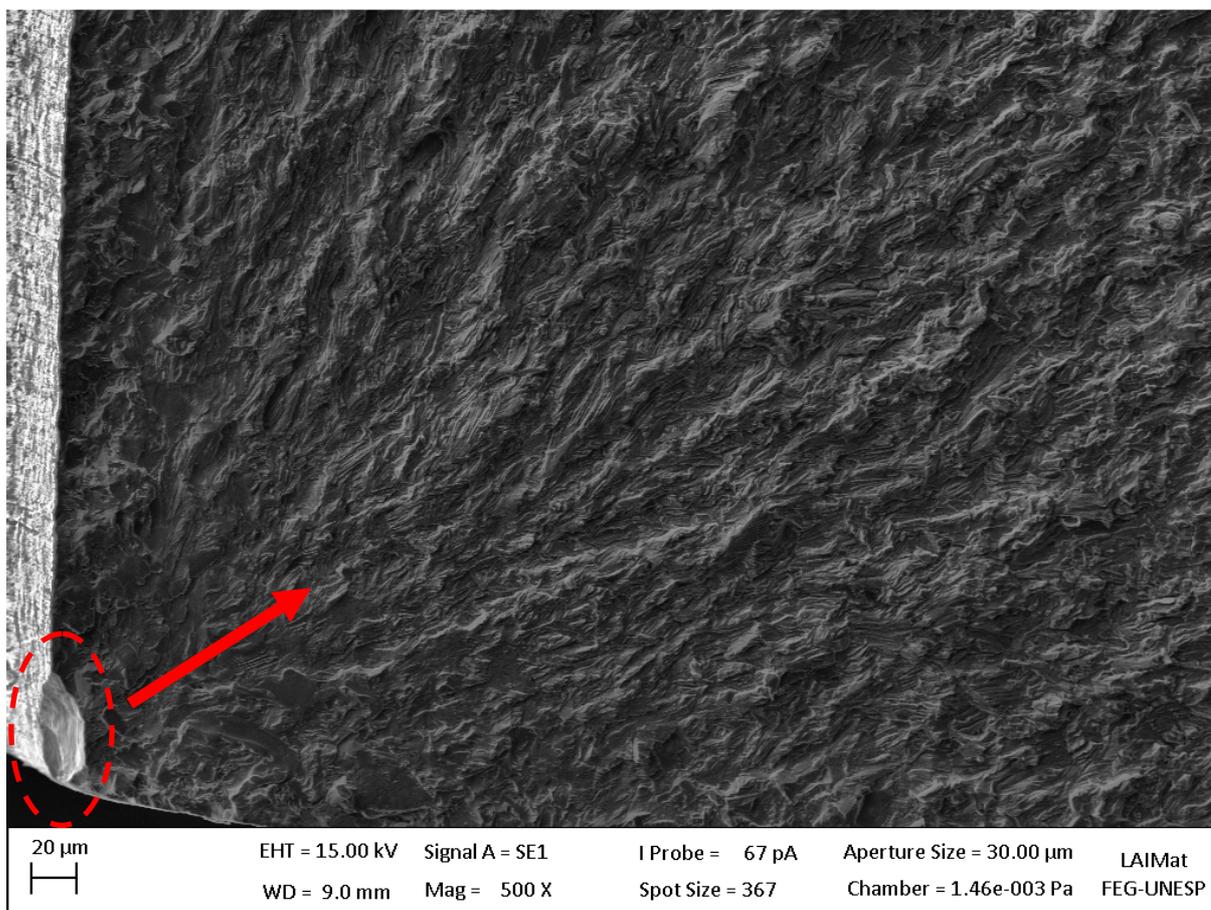
Figura 99 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem do início, propagação e ruptura final.



Fonte: Autor.

A Figura 100, com o aumento de 500 vezes, mostra que a trinca provavelmente iniciou-se através de uma falha na aresta no cdp, região com maior concentração de tensões, a trinca inicia-se e propaga para as regiões internas, como mostra o sentido das deformações na superfície da fratura. Geralmente os materiais de alta resistência a base de níquel apresentam o início da trinca em regiões de grandes defeitos, poros ou inclusões não metálicas (OLIVEIRA, 2002; SURESH,1998). A superfície nitretada mostra-se intacta sem fissuras, ou lascamento.

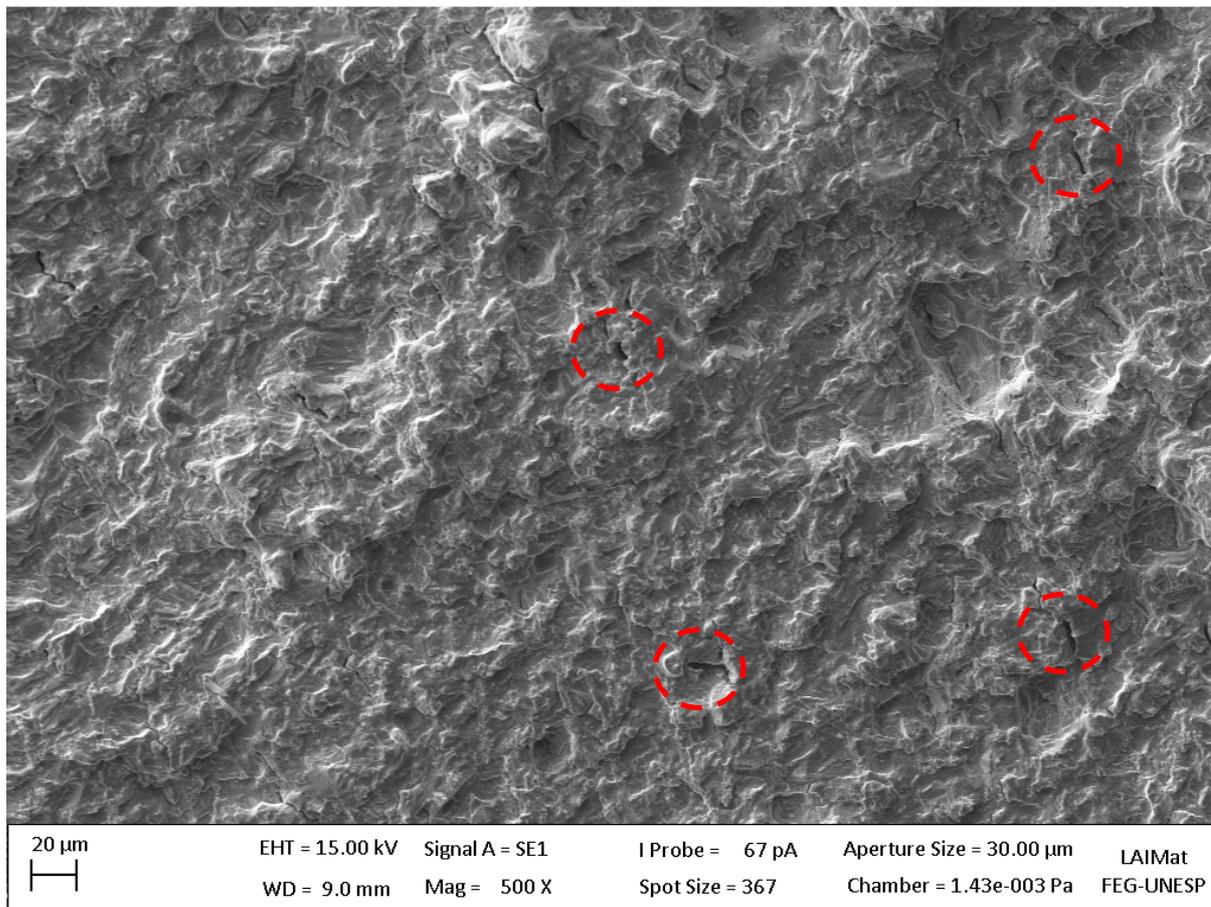
Figura 100 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem da nucleação da trinca.



Fonte: Autor.

Na região de propagação da superfície de fratura, há a presença de algumas microtrincas, como pode ser visto na Figura 101, região de propagação de trinca com aumento de 500 vezes, o material mostra ondulações com altos e baixos, indicando que houve deformação plástica durante a propagação.

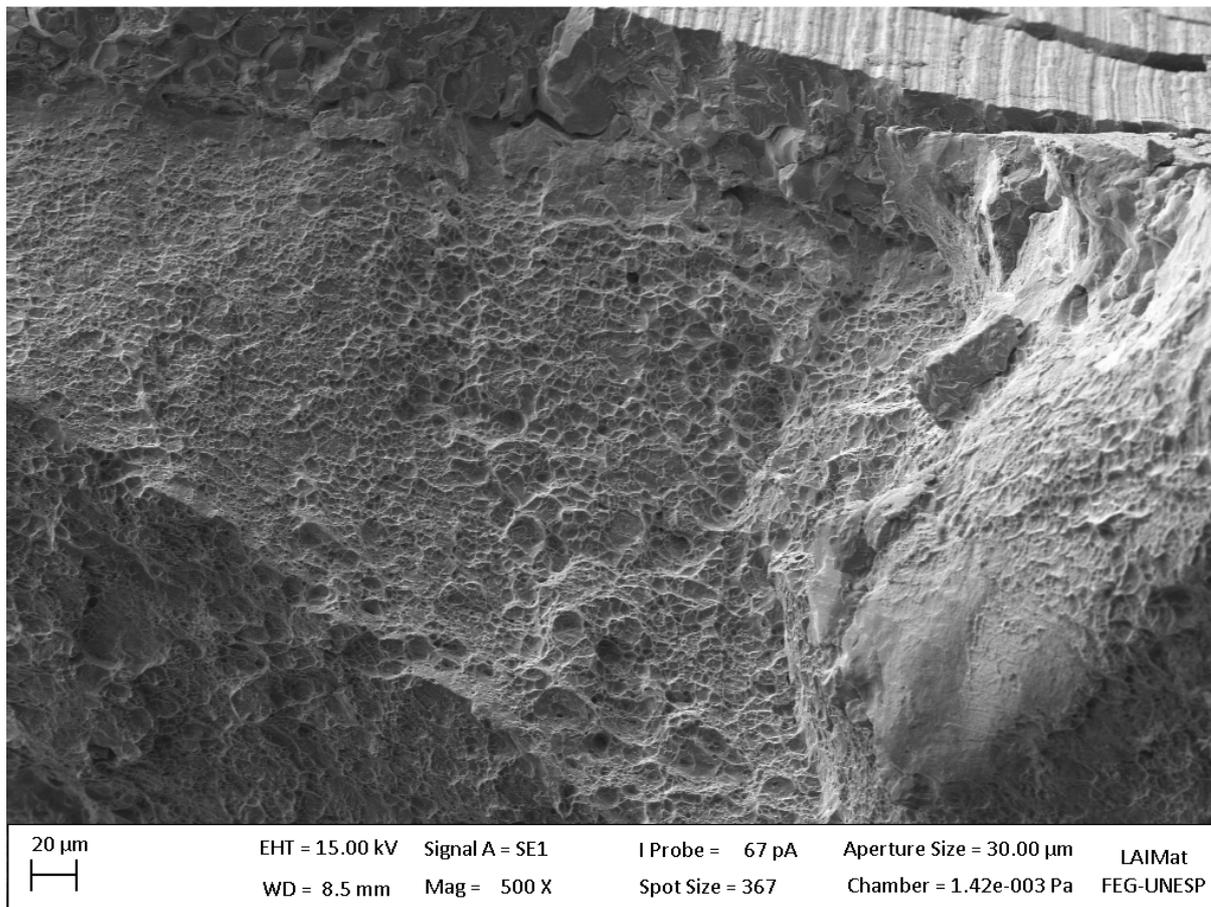
Figura 101 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem da propagação da trinca.



Fonte: Autor.

Na imagem da Figura 102 mostra a transição da propagação da trinca para a região de ruptura final. Nota-se a presença de alvéolos, indicando micromecanismo dúctil de fratura e, próximo à superfície, região de difusão de nitrogênio, devido à nitretação, há uma alteração na direção de superfície de fratura.

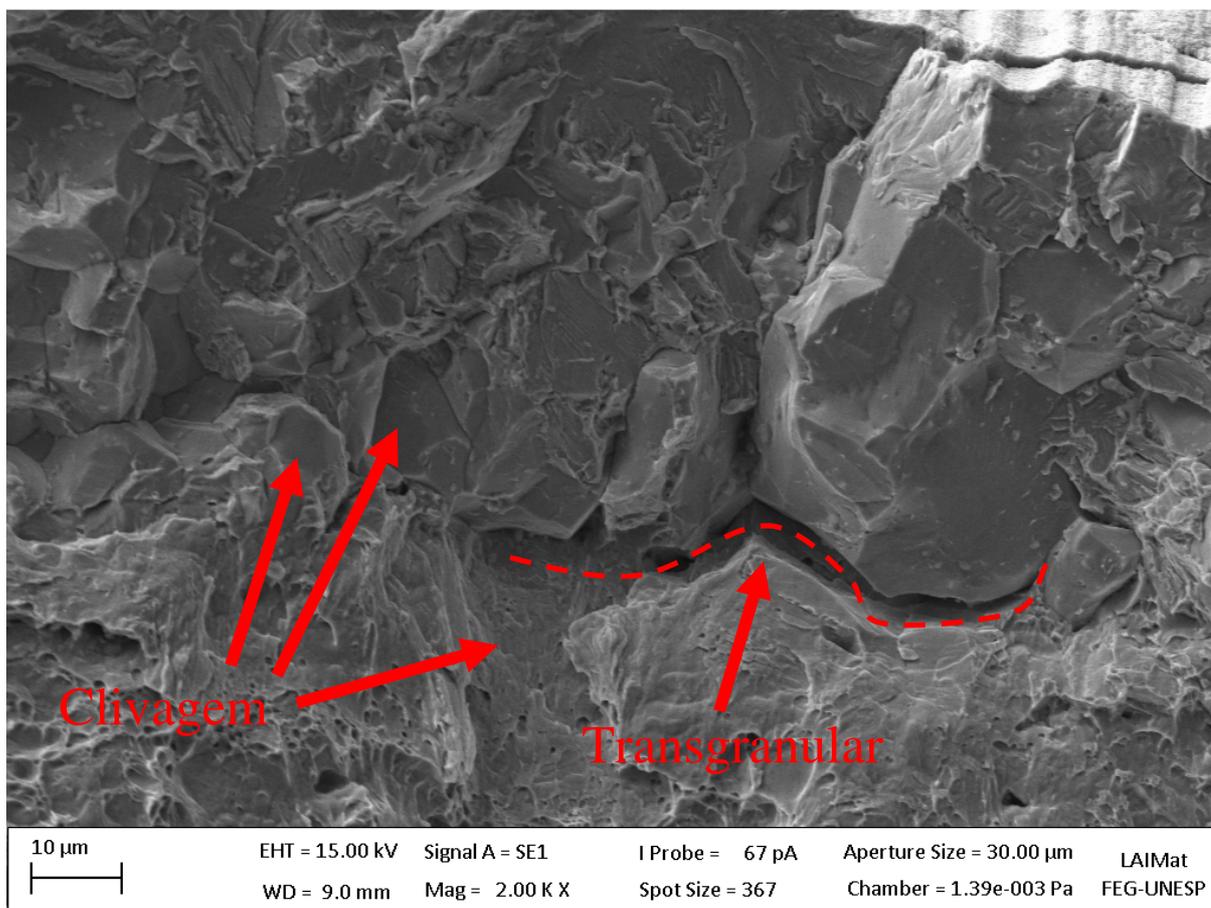
Figura 102 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem do final da trinca.



Fonte: Autor.

A micrografia da Figura 103 mostra o aço maraging 300 com aumento de 2.000 vezes, observa-se pelo MEV a propagação de trinca com algumas facetas de clivagem e deformação plástica. Nota-se que ao aproximar da superfície externa (camada de nitretos), há a presença de micromecanismo frágeis de fratura como facetas de clivagem e, em alguns locais, fratura transgranular.

Figura 103 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material sem solda nitretado. Imagem do final da trinca e interface nitretada.

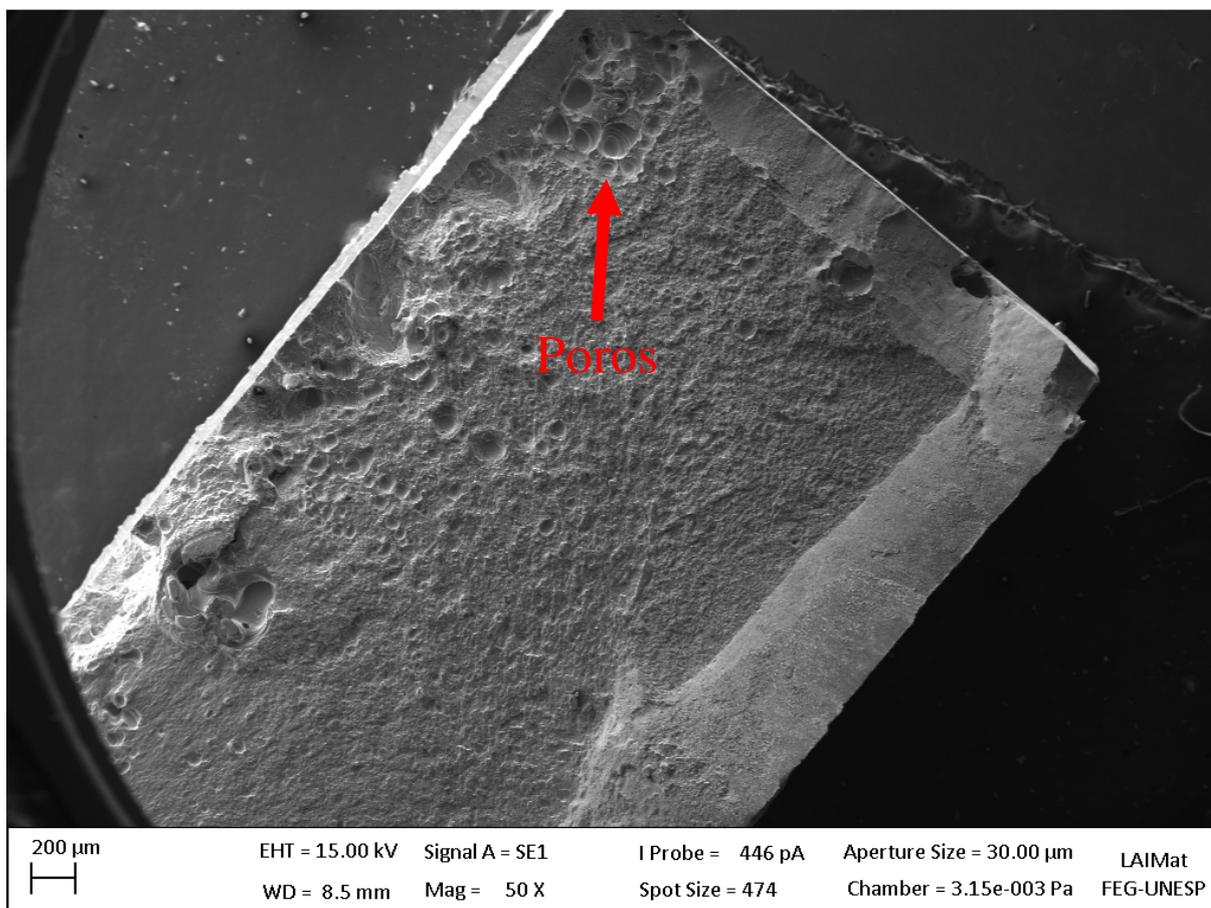


Fonte: Autor.

#### 4.9.3 Superfície de fratura do aço maraging soldado, sem nitretação e envelhecido a 480 °C por 3 horas.

O material soldado apresenta em sua superfície fraturada vazios visíveis, provenientes do processo de soldagem (*keyhole*), favorecendo a nucleação da trinca nestas regiões, como se pode verificar na micrografia da Figura 104, feita por MEV com aumento de 50 vezes. Dois pontos distintos com vazios (indicados na imagem) mostram a propagação da fratura unindo-se na região central da amostra.

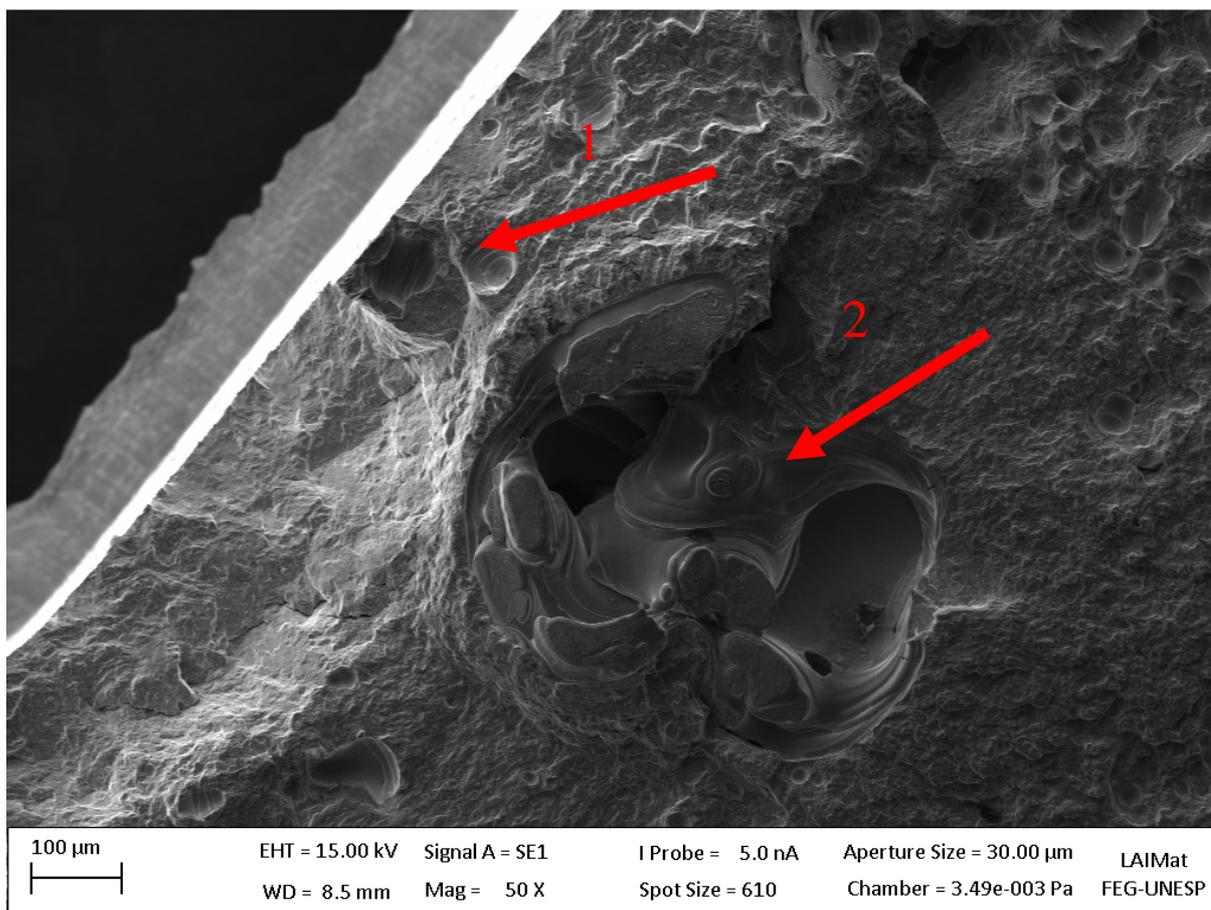
Figura 104 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem do início, propagação e final da trinca.



Fonte: Autor.

Na Figura 105 pode-se ver a ampliação da imagem anterior (Figura 104), podendo se ver nitidamente o início da trinca e o vazio que a originou. A seta número 1 (um) mostra que a fratura inicia neste ponto e a seta número 2 (dois) mostra um outro defeito, próximo à superfície, por onde se propaga a fratura.

Figura 105 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem da interface nitretada e poros (1 e 2, defeitos devido a solda).

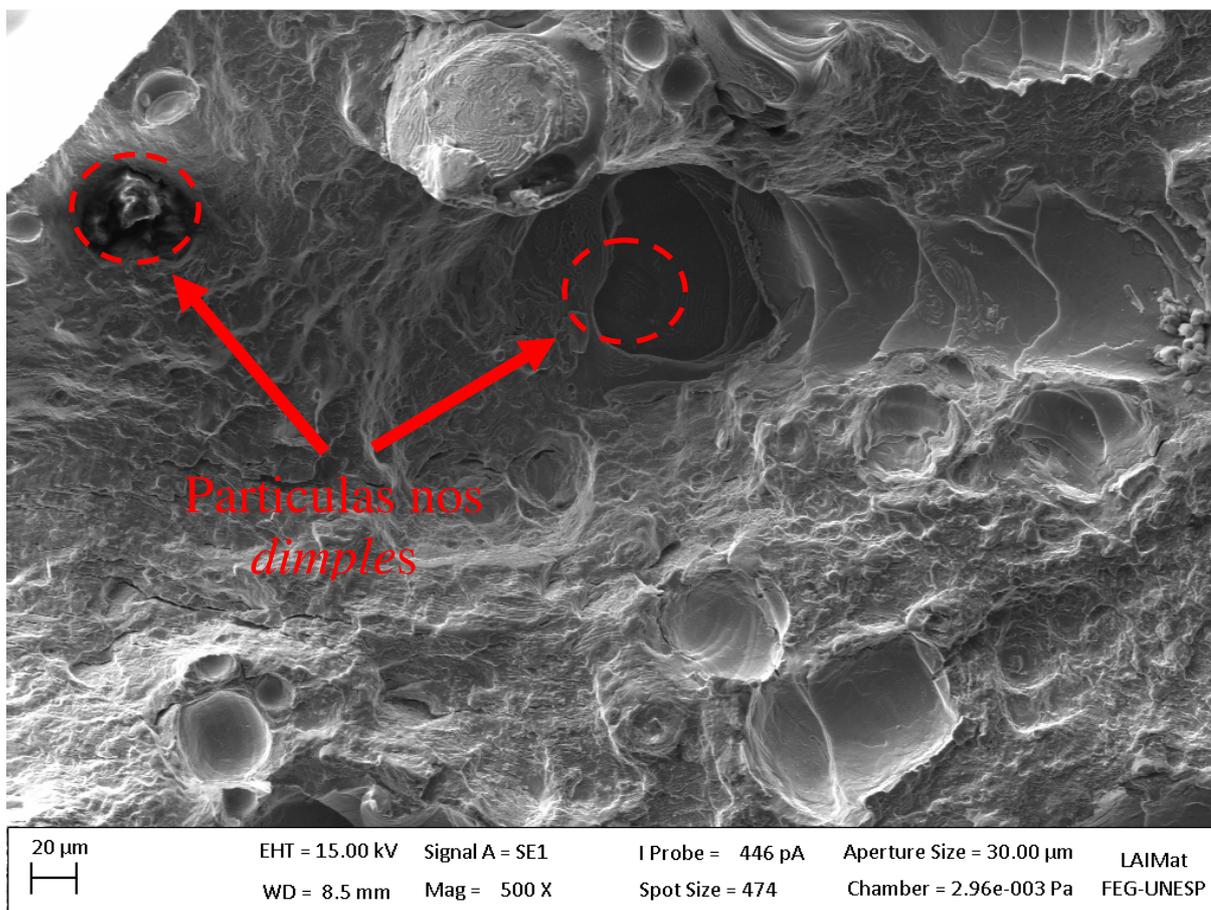


Fonte: Autor.

Os defeitos na zona fundida (ZF) estão relacionados à perda das propriedades mecânicas do aço soldado, principalmente, quando submetido a ensaios dinâmicos.

A micrografia da Figura 106 mostra possível desprendimento de partícula de segunda fase, precipitado no canto superior direito e vazios, isto ocorre devido ao processo de soldagem e as diferentes temperaturas que a região da ZF experimenta durante a solda a Laser.

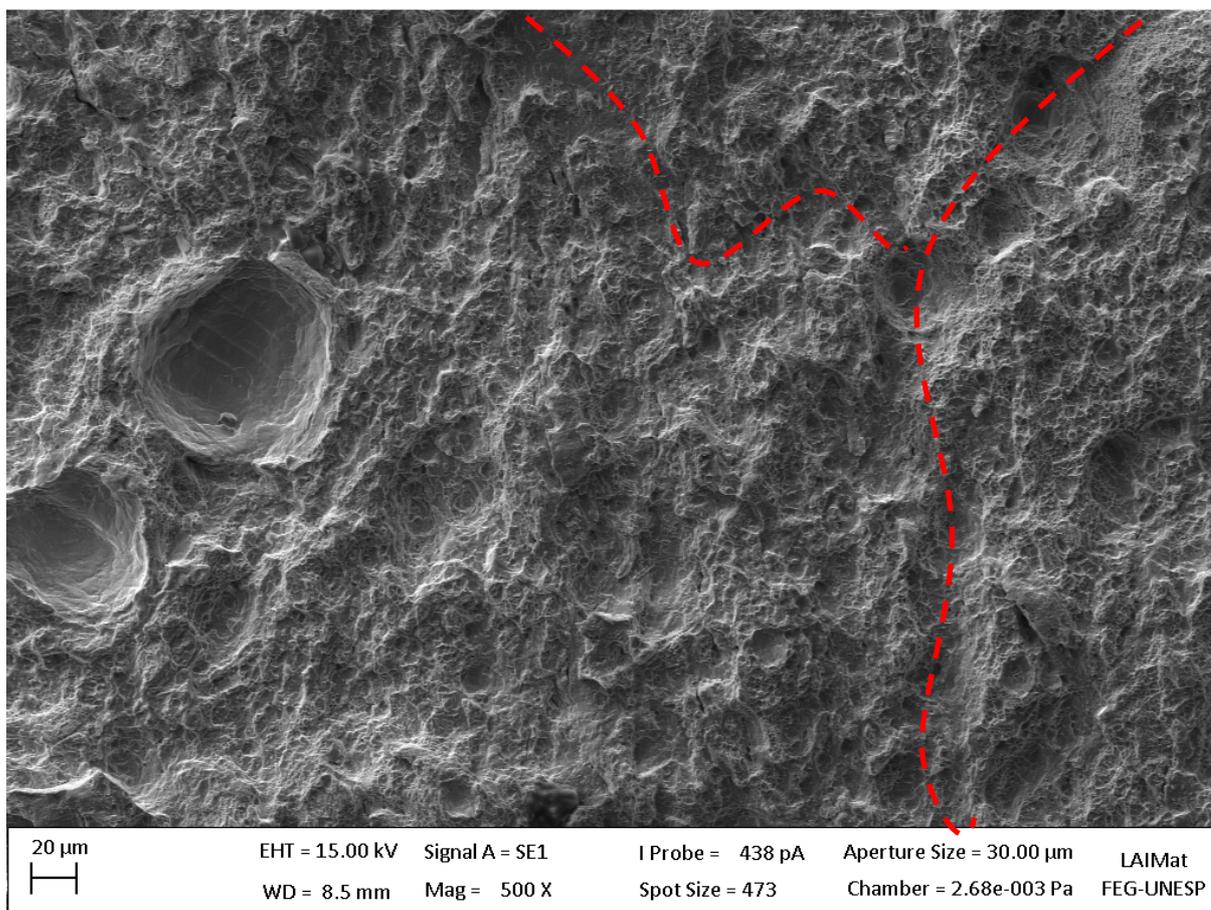
Figura 106 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem da nucleação da trinca.



Fonte: Autor.

Na Figura 107, a imagem da propagação de trinca mostra alguns poros devido a solda. Pode-se observar diferentes direções formando inícios de trincas secundárias, porém, direções que a trinca não prosseguiu na propagação (regiões pontilhadas). Trincas provavelmente influenciadas pelos poros gerados no processo de solda.

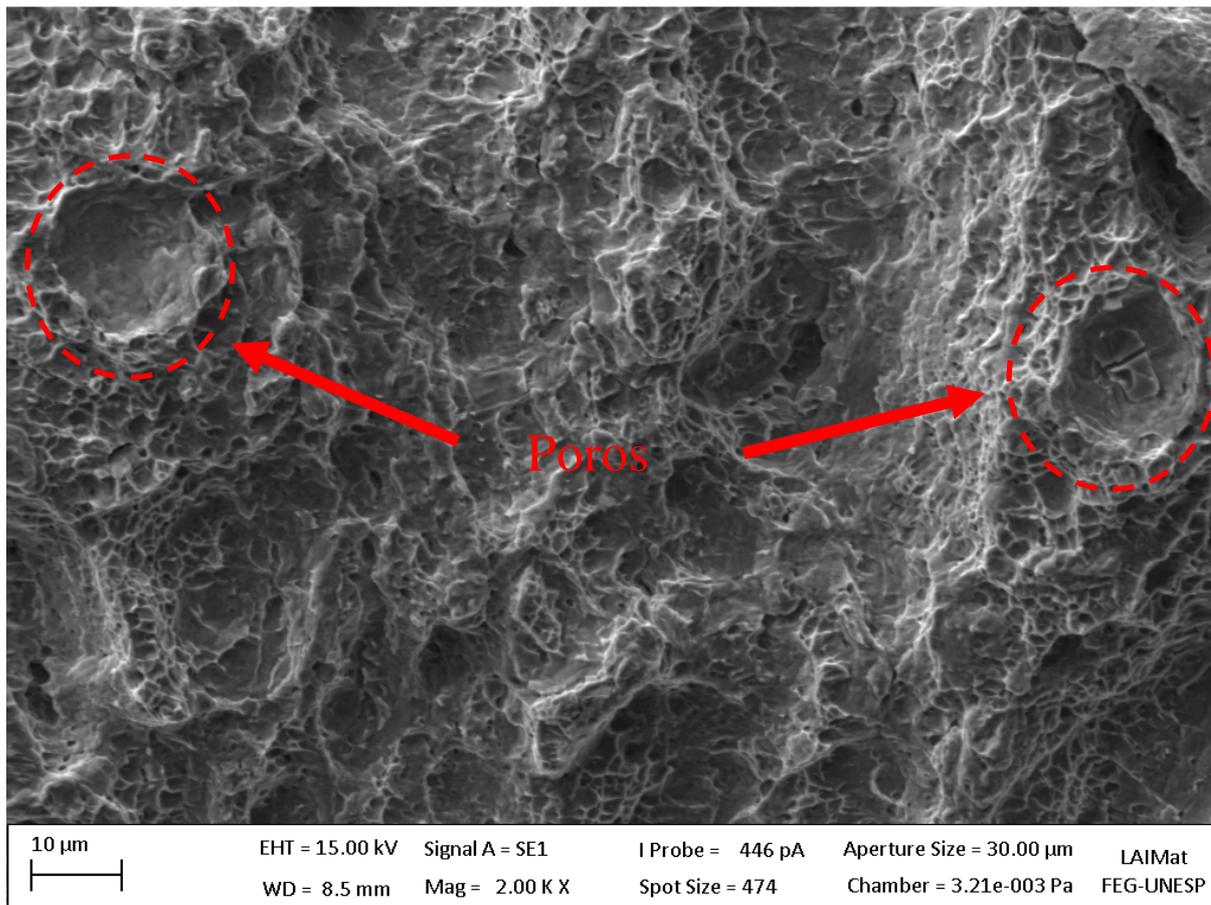
Figura 107 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitreção. Imagem da propagação da trinca.



Fonte: Autor.

A seguir, alvéolos (*dimples*) e poros vistos na imagem da Figura 108, estrutura típica de fratura dúctil, aumento de 2000 vezes na superfície de fratura do aço maraging soldado, na região de ruptura final.

Figura 108 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e sem nitretação. Imagem da região de transição entre a propagação e a fratura final.

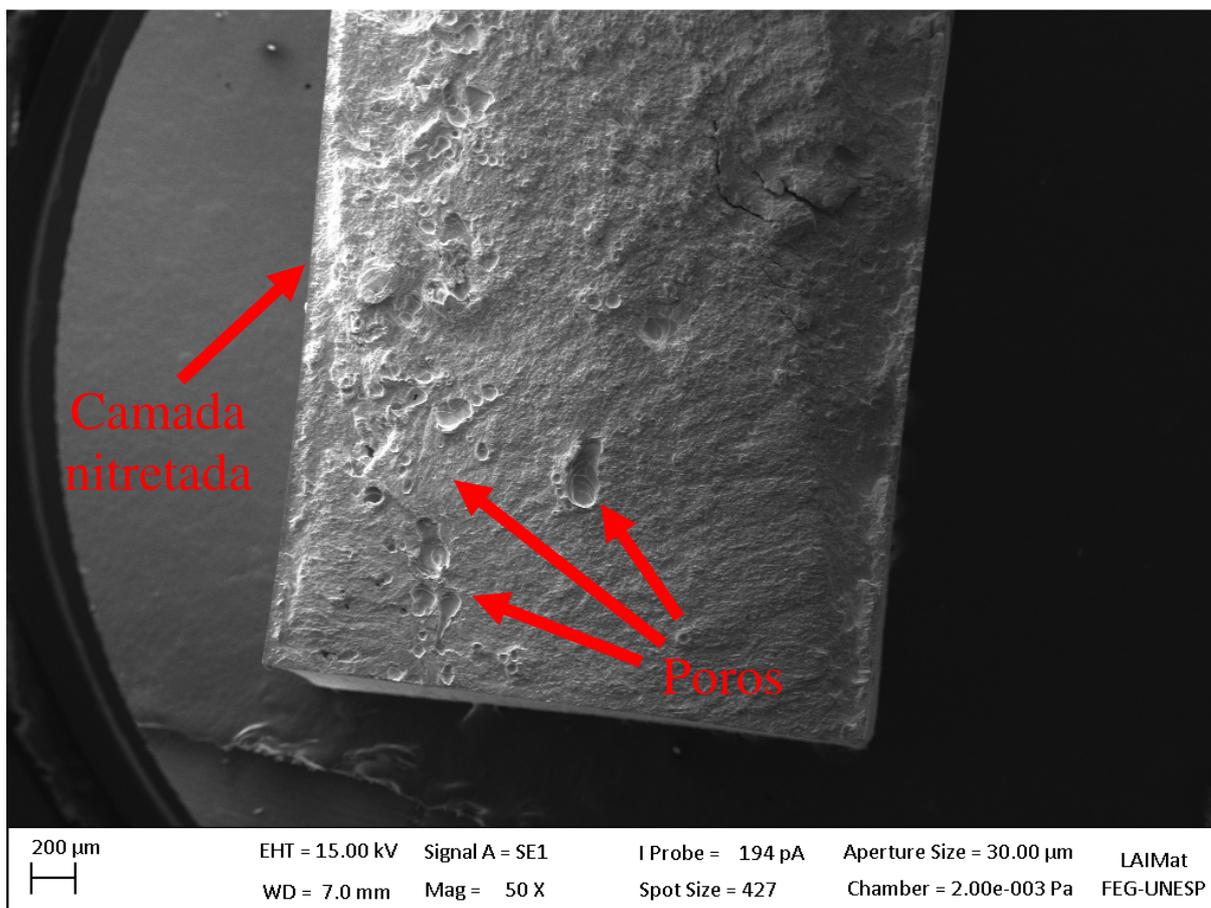


Fonte: Autor.

#### 4.9.4 Superfície de fratura do aço maraging soldado e nitretado, envelhecido a 480°C por 3 horas.

A Figura 109, com aumento de 50 vezes da superfície de fratura do aço maraging soldado e nitretado. Pode-se visualizar a camada de composto e a região difusa proveniente do processo de nitretação a plasma (BALLEs, 2004), como também podem se visualizar os poros provenientes da solda a Laser pelo processo de *Keyhole* (LIMA, 2010; FANTON, 2013; KANNATEY-ASIBU, 2009). Trincas secundárias também são visíveis na superfície de fratura.

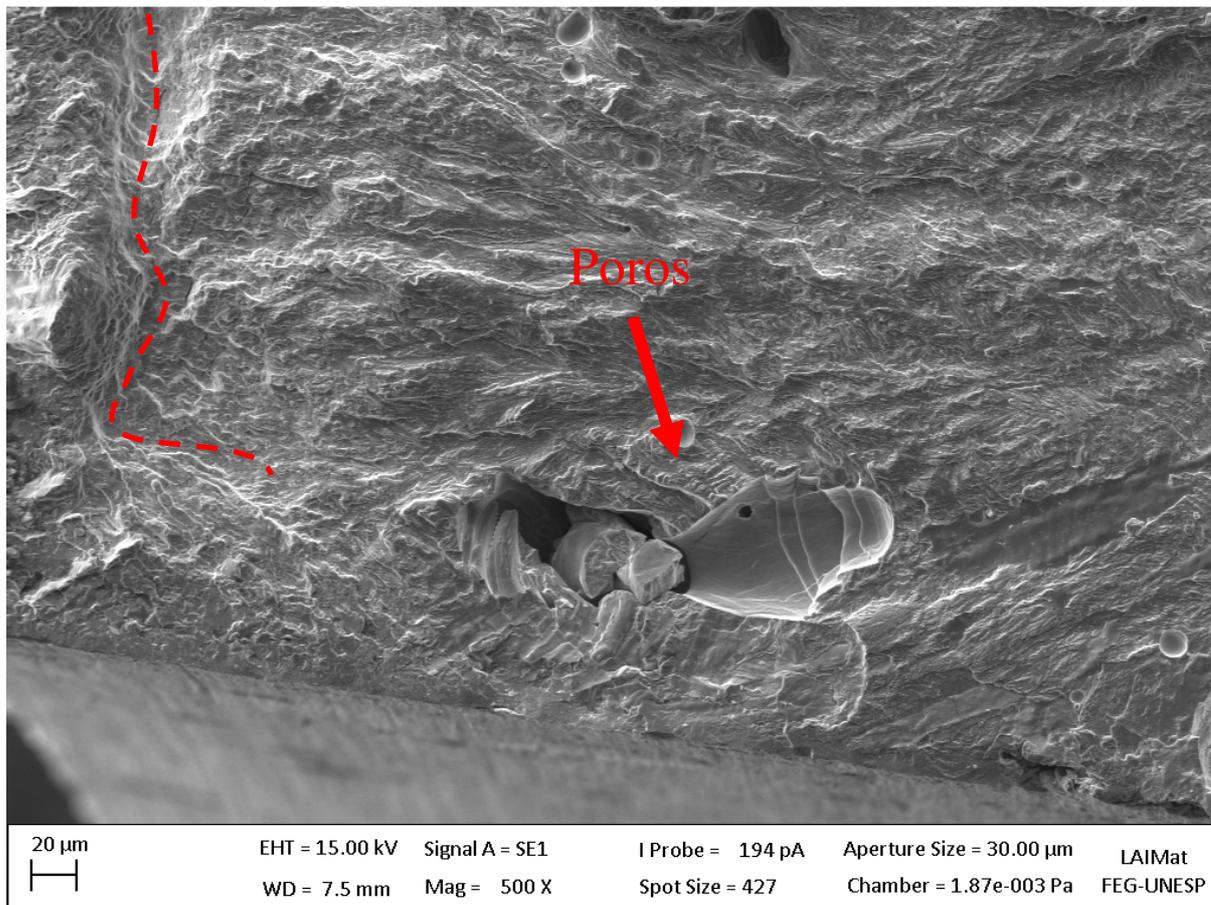
Figura 109 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem do início, propagação e final da trinca.



Fonte: Autor.

O vazio presente na Figura 110 mostra partículas em seu interior, proveniente do rompimento do material. Na região destacada pela linha tracejada, há mudança de orientação da fratura. Poros também são encontrados.

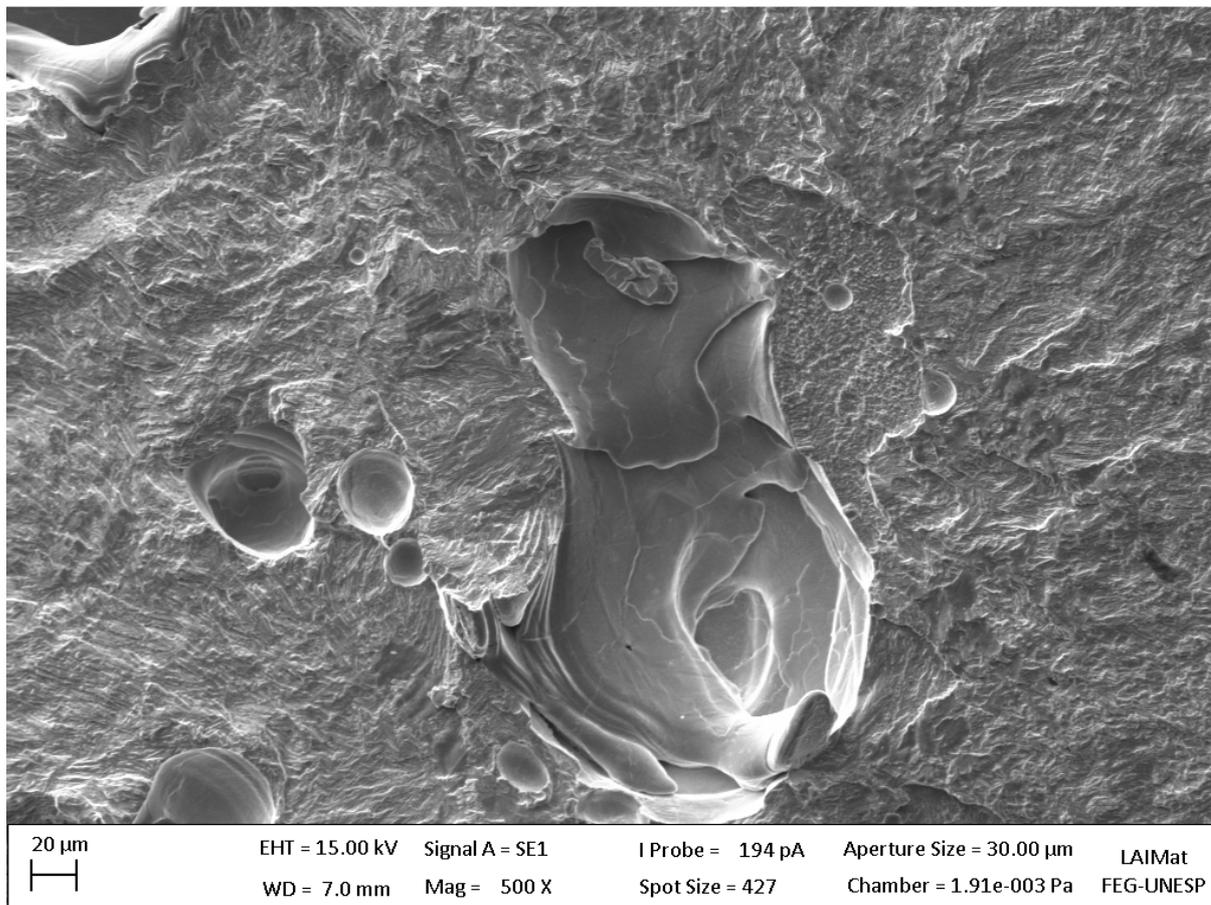
Figura 110 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem da região de nucleação da trinca.



Fonte: Autor.

Na Figura 111, grande quantidade de poros podem ser vistos, certamente esta região contribuiu para reduzir a vida apresentada em fadiga. Rejeitos deste tipo podem contribuir para o início da trinca ou acelerar a sua propagação.

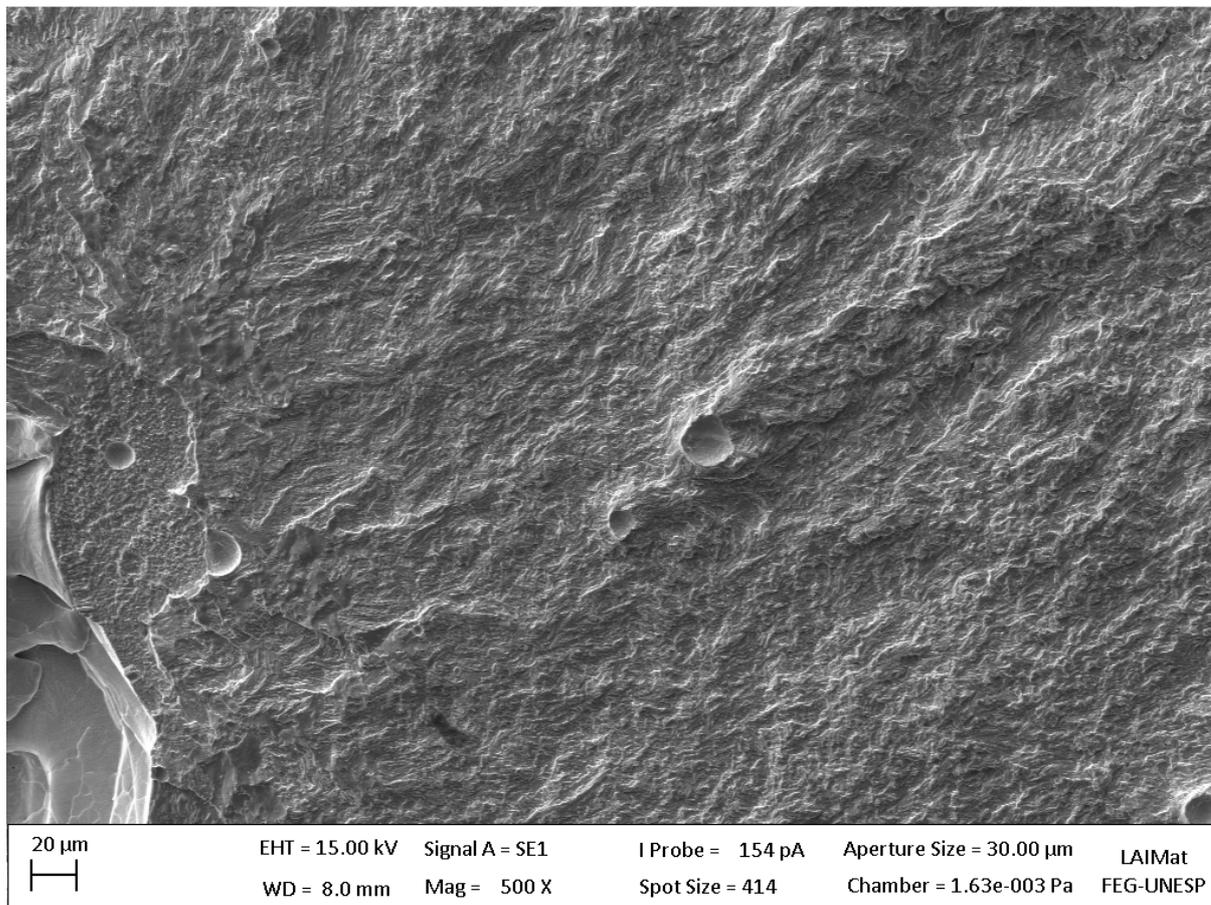
Figura 111 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem da região de propagação da trinca e poros.



Fonte: Autor.

Apesar dos poros, notam-se deformações no trajeto da trinca, indicando que o mecanismo não é frágil, como mostra a Figura 112.

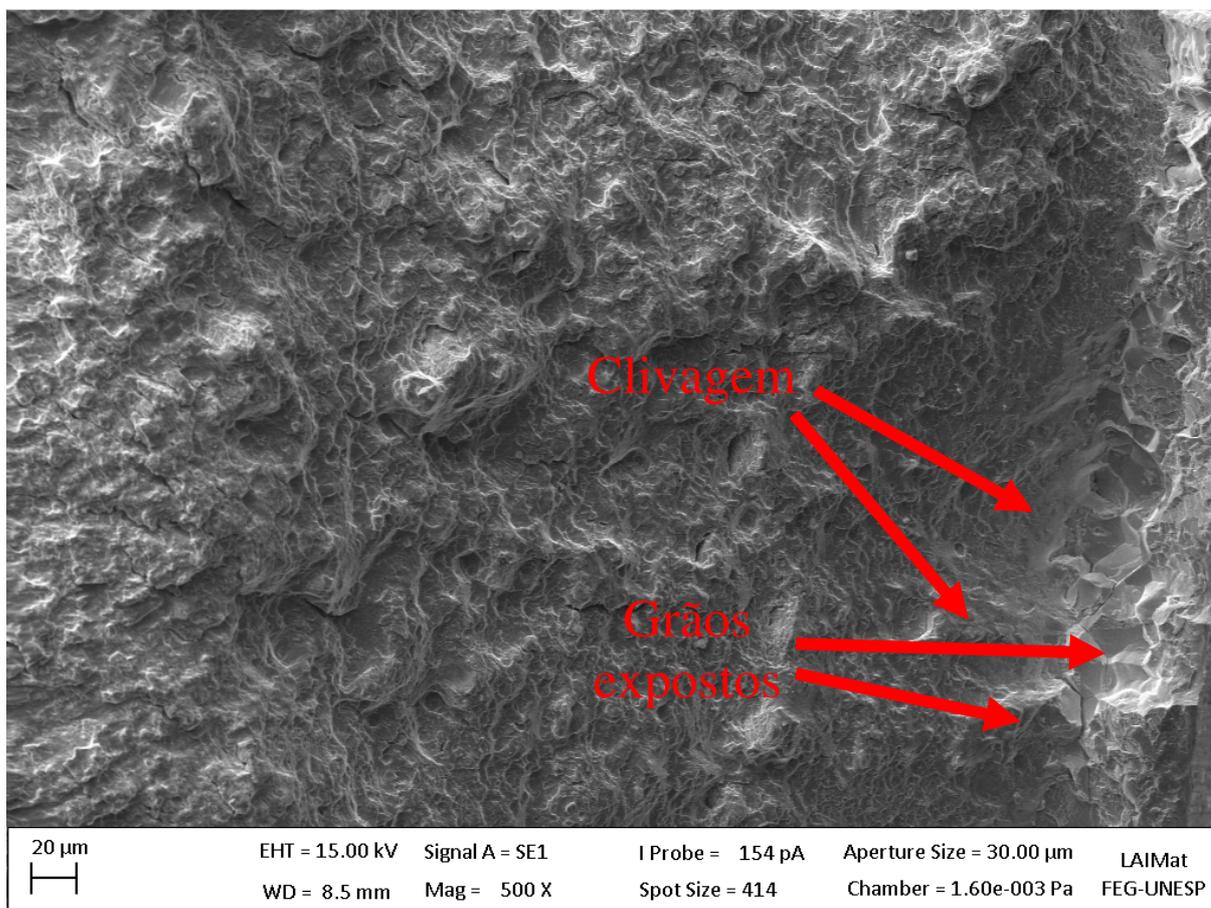
Figura 112 - Amostra envelhecida a 480 °C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem da região de propagação da trinca.



Fonte: Autor.

Na região de ruptura final do aço maraging soldado e nitretado, como mostra a Figura 113, a superfície apresenta pequenas trincas secundárias. Embora a fratura seja mista, com a presença também de *dimples*, observam-se aspectos que mostram um mecanismo de fratura frágil, principalmente à direita, onde aparecem algumas facetas de clivagem e facetas de grão. Esta região de menor ductibilidade está associada à região de maior dureza, próximo à zona de difusão de nitrogênio e formação de camada de nitretos.

Figura 113 - Amostra envelhecida a 480°C por 3 horas. Material soldado e nitretado. Imagem da região final da trinca.



Fonte: Autor.

Analisando as micrografias da Figura 94 a 113, percebe-se que tanto o processo de solda como a nitretação a plasma não modificaram o tipo de fratura típica para os aços maraging 18Ni 300, observou-se que para as soldas a Laser pelo processo *Keyhole*, grande quantidade de poros foram produzidas gerando pontos no material suscetíveis ao início e propagação de trinca. A superfície tratada termoquimicamente por plasma não influenciou na propagação de trinca, a literatura diz que as trincas na superfície nitretada são minimizadas devido a interface da camada de nitretos e substrato, criando uma descontinuidade na propagação da fratura, aumentando a vida em fadiga do material (HUSSAIN,1999).

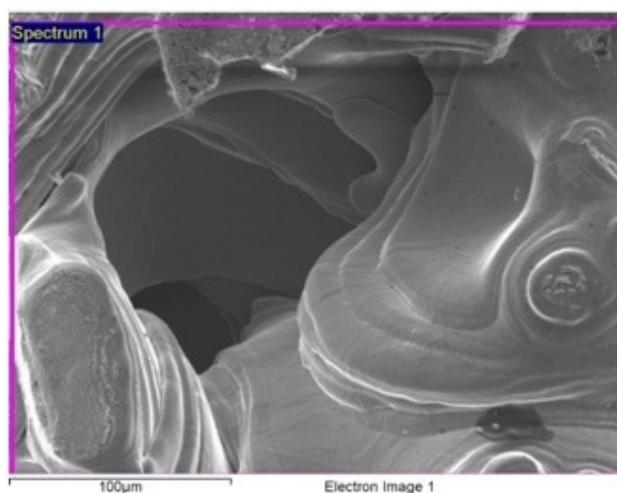
#### 4.10 MICROANÁLISE POR ENERGIA DISPERSIVA DE RAIOS X

O critério para a escolha dos pontos de EDS foi feito através de análise visual da estrutura, apoiada pela literatura. O mapeamento de solutos pela técnica de EDS mostrou-se

aparentemente pouco sensível ou com resolução insuficiente para destacar os elementos segregados durante o processo de soldagem e a difusão de nitretos na camada nitretada.

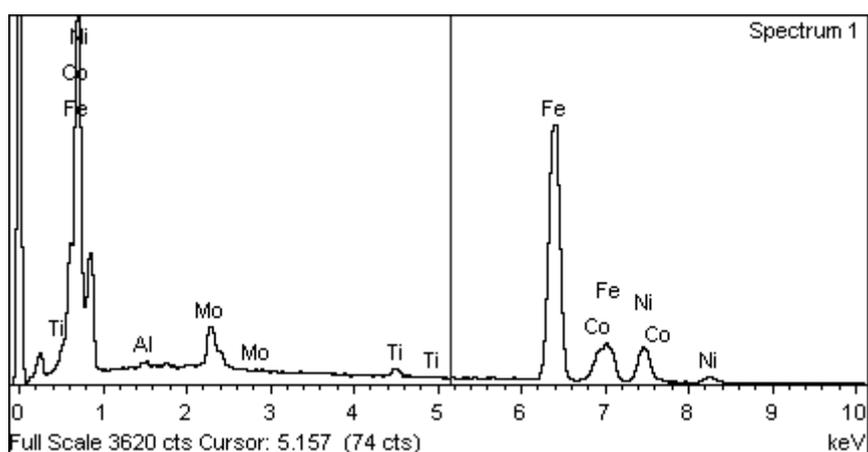
A Figura 114 mostra o material soldado e sem nitretação, imagem obtida pelo MEV. No gráfico da Figura 115 não se detectou a segregação de elementos devido o processo de solda. A Tabela 35 mostra a composição química com as porcentagens em peso e porcentagem atômica.

Figura 114 – Microestrutura do material soldado e sem nitretação obtida pelo MEV na região de início da trinca.



Fonte: Autor

Figura 115 – Análise da composição por EDS da fratura ocorrida por fadiga do material soldado e sem nitretação na região de início da trinca.



Fonte: Autor.

Tabela 35 – Composição química, porcentagens em peso e porcentagem atômica do material soldado e sem nitretação na região de propagação da trinca.

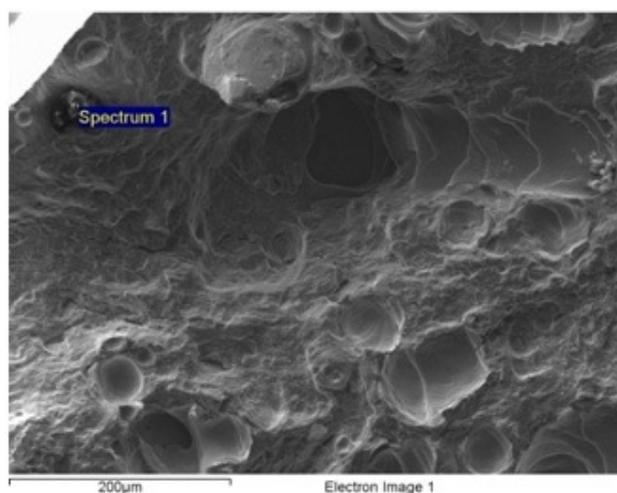
Elemento	Peso (%)	Átomos (%)
Al	0,24	0,51
Ti	0,81	0,98
Fe	67,45	69,74
Co	8,74	8,56
Ni	17,06	16,78
Mo	5,70	3,43
<b>Total</b>	<b>100,00</b>	

Fonte: Autor.

Observando a composição da Tabela 35 e os picos da Figura 115 verifica-se uma coerência na composição química descrita na composição do material da Liga 1 na Tabela 12, analisada pela empresa Böhler através da Norma MAS 6514F. Os elementos molibdênio, níquel e cobalto, expressam quantidades próximas do material de base da Liga 1. Verificando a Figura 114 feita pelo MEV onde se obteve o EDS, a fratura mostra vazios semelhantes aqueles provenientes dos gases do processo de soldagem, pelo efeito da vaporização do material (processo de *Keyhole*).

A Figura 116 obtida na região de propagação de trinca do material soldado e sem nitretação, percebe-se uma região mais escura onde a análise de EDS foi realizada.

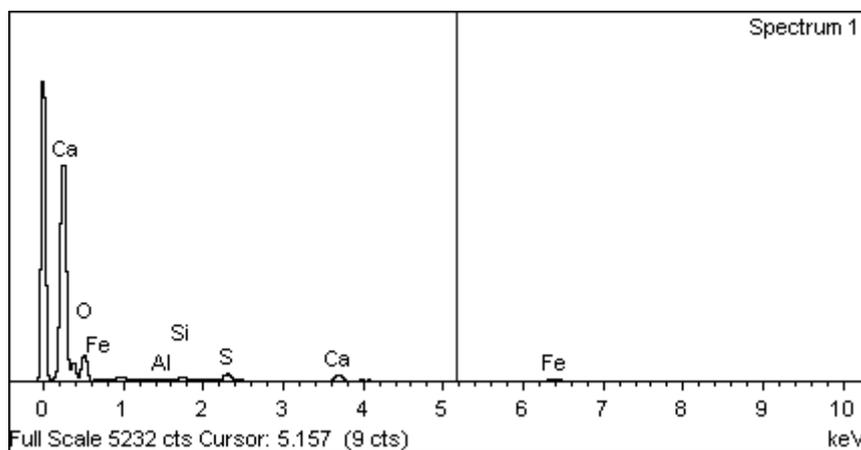
Figura 116 – Microestrutura do material soldado e sem nitretação obtida pelo MEV na região de propagação da trinca.



Fonte: Autor.

O gráfico da Figura 117 mostram 2 (dois) picos mais significativos, com composição de ferro, cálcio e oxigênio, este último com concentração de 60% em peso.

Figura 117 – Análise da composição por EDS da fratura ocorrida por fadiga do material soldado e sem nitretação na região de propagação da trinca.



Fonte: Autor.

A composição da Tabela 36 mostra um alto valor de oxigênio e enxofre, o oxigênio pode ser proveniente de uma oxidação da região analisada gerando este valor superior aos outros elementos observados na estrutura, porém o enxofre possivelmente é resíduo da limpeza e até mesmo no manuseio da amostra. Observa-se também que não aparece o elemento níquel e nem o molibdênio, compostos característicos da estrutura do aço maraging.

Tabela 36 – Composição química, porcentagens em peso e porcentagem atômica do material soldado e sem nitretação na região de início da trinca.

Elemento	Peso (%)	Átomos (%)
O	60,00	79,99
Al	0,98	0,78
Si	2,01	1,53
S	7,07	4,70
Ca	10,48	5,58
Fe	19,45	7,43
<b>Total</b>	<b>100,00</b>	

Fonte: Autor.

Para o material nitretado e soldado, novamente pode-se observar a presença de vazio proveniente do processo de soldagem. A Figura 118 faz uma análise da camada nitretada,

através do microscópio com aumento de 500x, próxima a região de estudo pode ser visto falhas na face fraturada proveniente da interface da camada nitretada e a superfície da peça.

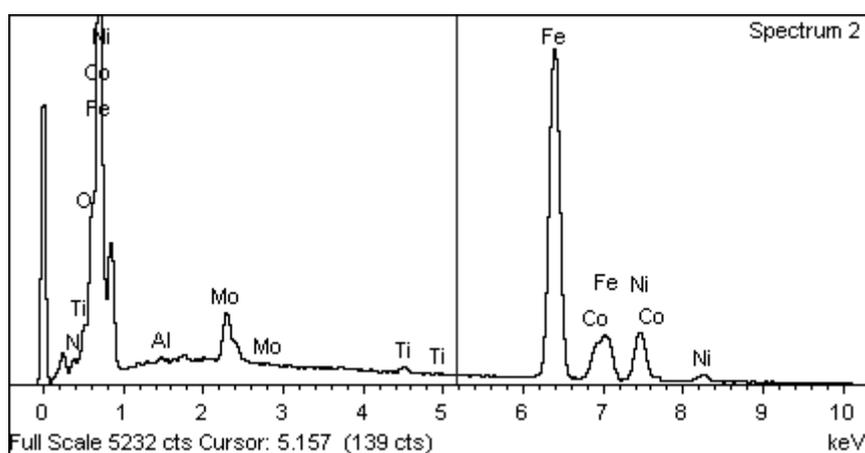
Figura 118 – Microestrutura do material soldado e nitretado obtida pelo MEV na região de propagação da trinca.



Fonte: Autor.

No gráfico da Figura 119 há uma maior quantidade de espectros registrados. O elemento nitrogênio aparece como o produto da camada nitretada, e os elementos cobalto, níquel, ferro e molibdênio apresenta proporções coerentes.

Figura 119 – Análise da composição por EDS da fratura ocorrida por fadiga do material soldado e nitretado na região de propagação da trinca.



Fonte: Autor.

Quantidades elevadas de oxigênio, como já mencionada, são encontradas na composição como informa a Tabela 37, porém inferiores a quantidade encontrada na Tabela

36. O composto nitrogênio característica da camada nitretada aparece com valores de 0,87% em peso; os elementos ferro e níquel, encontrados na matriz, aparecem com valores de 65,56% e 17,22% em peso, respectivamente, próximo dos valores encontrados na Literatura (DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, 2014; IMO, 2012; KEY TO METAL, 2012).

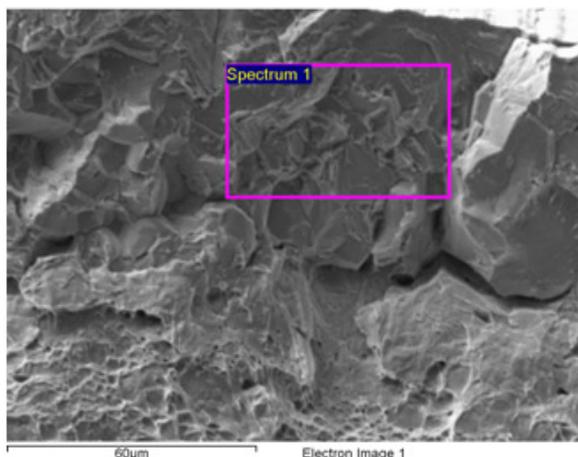
Tabela 37 – Composição química, porcentagens em peso e porcentagem atômica do material soldado e sem nitretado na região de início da trinca.

Elemento	Peso (%)	Átomos (%)
N	0,87	3,29
O	2,28	7,54
Al	0,26	0,51
Ti	0,43	0,47
Fe	65,56	62,24
Co	8,62	7,75
Ni	17,22	15,55
Mo	4,77	2,64
<b>Total</b>	<b>100,00</b>	

Fonte: Autor.

A Figura 120 mostra a transição do tipo de fratura por duas zonas distintas, uma produzida pelo desenvolvimento da trinca, mais próxima à superfície (camada nitretada) e outra, na região mais dúctil do material onde aparecem alguns dimples, um pouco mais distante da superfície. A análise feita pelo EDS mostra a composição na região de transição da trinca para o material sem solda e nitretado.

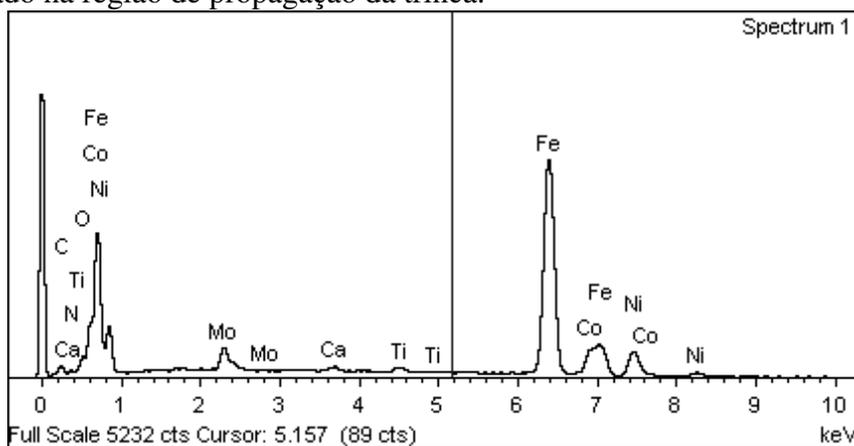
Figura 120 – Microestrutura do material sem solda e nitretado obtida pelo MEV na região de propagação da trinca.



Fonte: Autor.

Os espectros da composição do material mostram na Figura 121, a composição do aço maraging 300 e traços de cálcio e carbono, este último elemento como impureza associada ao manuseio e contaminação do material. Os vários picos mostram heterogeneidade da composição na região estudada evidenciada pela quantidade de espectros plotados no gráfico.

Figura 121 – Análise da composição por EDS da fratura ocorrida por fadiga do material sem solda e nitretado na região de propagação da trinca.



Fonte: Autor.

A quantidade de carbono encontrado, valor de 1,85% em peso, supera a quantidade de titânio (0,60%) mostrando proporção considerável na região de análise, observa-se o nitrogênio como elemento difundido na matriz do aço maraging com teor de 0,18% em peso, quantidade inferior se comparado com o material soldado e nitretado (Figura 122). Os valores da matriz do aço se encontram em proporções coerentes.

Figura 122 – Composição química, porcentagens em peso e porcentagem atômica do material sem solda e sem nitretado na região de início da trinca.

Elemento	Peso (%)	Átomos (%)
C	1,85	7,94
N	0,18	0,67
O	1,25	4,04
Ca	0,46	0,59
Ti	0,60	0,65
Fe	68,51	63,40
Co	9,30	8,16
Ni	14,45	12,72
Mo	3,41	1,84
<b>Total</b>	<b>100,00</b>	

Fonte: Autor.

Outros pontos de análise foram obtidos para estudo no espectroscópio de energia dispersiva de raios X, porém somente os pontos com alterações significativas foram incluídos no trabalho, algumas informações adicionais serão comentadas.

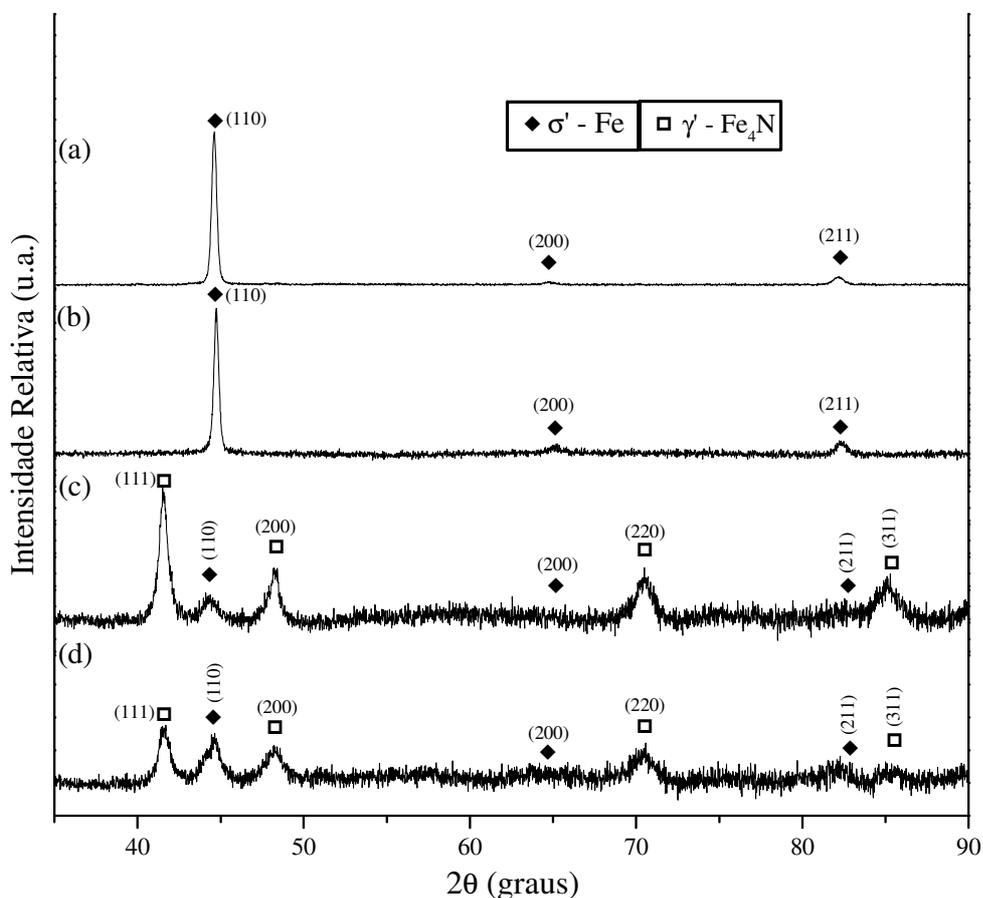
O material soldado e sem nitretação, também registrou quantidades de carbono, nitrogênio, oxigênio, sódio e cobalto, elementos não característicos da composição do aço maraging. Para o material soldado e nitretado, observou-se que a quantidade de nitrogênio praticamente desaparece à medida que os pontos de análise se distanciavam da superfície nitretada em direção ao centro da amostra. As amostras nitretadas e sem solda, mostram uma grande heterogeneidade dos elementos, porém com valores coerentes a norma AMS6514F utilizado para análise da Liga 1 (ver capítulo 3.1).

#### 4.11 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

O gráfico Figura 123 mostra os difratogramas de raios X para as condições de tratamento térmico e termoquímico: Solubilizado (a); Solubilizado e Envelhecido (b); Solubilizado e Nitretado por Plasma (c); e Solubilizado, Envelhecido e Nitretado por Plasma (d). Estes testes foram obtidos em trabalhos anteriores (REIS, 2014), com a mesma composição do aço maraging 300 da chapa chamada Liga 1, capítulo 3.1.

Como se pode observar para a condição de tratamento térmico Solubilizado, gráfico Figura 123 (a), o aço apresenta estrutura apenas martensítica, para o gráfico Figura 123 (b) material Solubilizado e Envelhecido, apresenta também estrutura martensítica com indícios de austenita retida em frações tão pequenas que podem ser desconsideradas. Para o gráfico da Figura 123 (c) e (d), mostram que a camada nitretada por plasma consiste das fases  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N e  $\sigma'$ -Fe, picos de difração do  $\sigma'$ -Fe não foram detectados, ou ficaram bem menores do que o material base, devido a fase  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N ser predominante na profundidade da faixa de detecção dos raios X, porções de austenita retida tão baixa se forma que o pico de intensidade correspondente não foi detectado. Sendo assim, pode-se afirmar que o tratamento de envelhecimento combinado com o tratamento termoquímico de nitretação em temperaturas em torno de 480 °C em tempo de permanência de 3 horas não se observa a reversão para a austenita.

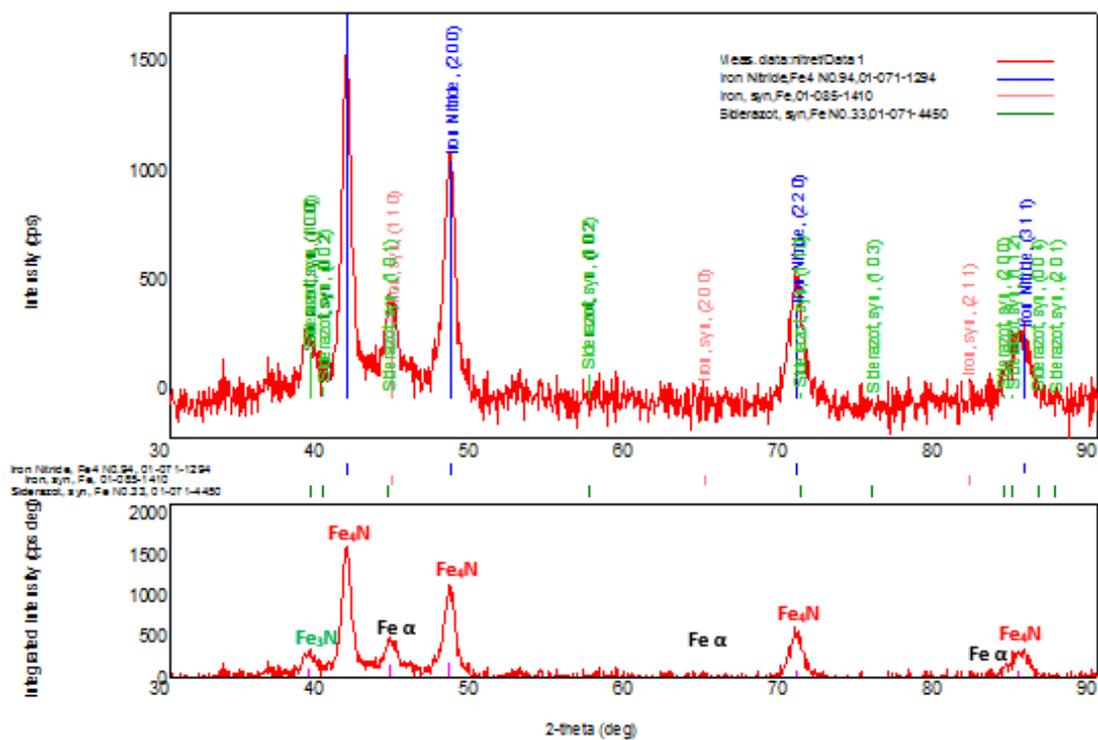
Figura 123 - Difratomogramas de raios X para o aço maraging 300: solubilizado (a); solubilizado e envelhecido (b); solubilizado e nitretado por plasma (c); e solubilizado, envelhecido e nitretado por plasma (d).



Fonte: Reis, 2014.

A seguir foram feitos testes para a Liga 1, material mencionado capítulo 3.1 sobre material de pesquisa, foram feitos difratogramas de raios X para as condições de tratamento térmico de Envelhecimento a 480°C com tempo de permanência de 3 horas e termoquímico de Nitretação. A imagem de difração de raios X da superfície nitretada mostrou a formação de nitretos de ferro Fe<sub>3</sub>N e Fe<sub>4</sub>N, de acordo com os picos que podem ser observados no gráfico da Figura 124.

Figura 124 - Análise de difração de raios X para uma amostra do aço maraging 300 envelhecida e nitretada.



Fonte: Autor.

## 5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos pode-se concluir:

- A temperatura e o tempo de envelhecimento escolhidos (480 °C por 3 horas) mostraram-se adequados para elevar as propriedades mecânicas do aço e recuperar a resistência após a solda.
- A soldagem a laser produziu no aço maraging 300 a formação de três diferentes microestruturas:
  - a) Zona Fundida (ZF) – região onde ocorreu a fusão e solidificação do aço, com a formação de uma microestrutura martensítica e dendrítica, com uma dureza em torno de 350 HV, semelhante ao material de base;
  - b) Zona Termicamente Afetada (ZTA) – nesta região houve o crescimento de grãos próximo a ZF (ZTA1) e envelhecimento próximo ao material de base (ZTA2), atingindo uma dureza de 410 HV;
  - c) Material de Base (MB) – Nesta região o aço não foi modificado pelo calor absorvido na solda.
- Houve perda de dureza na ZF da solda a laser, porém esta perda foi recuperada após o tratamento de envelhecimento proposto, com pouco prejuízo na resistência mecânica.
- Após os tratamentos térmicos propostos (H/S/E – S/E – E), os níveis de dureza do material se elevaram de cerca de 350 HV para valores superiores a 600 HV.
- Foram propostos 3 (três) tratamentos térmicos diferentes: (a) homogeneização, solubilização e envelhecimento; (b) solubilização e envelhecimento; e (c) apenas envelhecimento. Ao aplicar apenas o envelhecimento as propriedades mecânicas em tração mostraram-se superiores, tanto para o material soldado como para o sem solda.
- O processo de solda a laser, com os parâmetros utilizados, mostrou-se eficaz para união das chapas, com perda de resistência inferior a 10%, quando comparado com a resistência do aço maraging sem solda.
- A nitretação a plasma produziu uma camada de compostos de alta dureza (~ 1200 HV) composta principalmente de Fe<sub>4</sub>N. Esta camada não prejudicou nem os níveis de resistência à tração, nem a vida em fadiga. Este fato mostra a viabilidade da utilização da Nitretação a Plasma para melhorar a resistência á corrosão ou ao desgaste sem prejuízo das propriedades mecânicas.

- Ao comparar a vida em fadiga do aço maraging soldado com o não soldado há uma redução na vida em fadiga, para mesmos níveis de tensão máxima no ciclo de cargas. Esta redução foi associada aos defeitos presentes na zona fundida, principalmente os poros e a formação de austenita, que reduz a dureza na região.
- Tanto o processo de solda como a nitretação a plasma não modificaram o tipo de fratura típica para os aços maraging, que ocorreu com deformação plástica e micromecanismo de fratura dúctil (formação de alvéolos).
- A superfície tratada termoquimicamente por plasma não influenciou na propagação de trinca.
- Os poros presentes, formados durante a solda a laser, são pontos suscetíveis ao início e propagação de microtrincas. Este fato justifica a redução da vida em fadiga do aço soldado, comparado com o aço não soldado.
- As análises por difração de raios X não detectaram a presença de austenita na estrutura do aço, porém, as análises por microscopia óptica mostraram a presença de austenita próximo à estrutura dendrítica da solda.

## 6. TRABALHOS FUTUROS

Os fenômenos decorrentes do processo de tratamento térmico, soldagem e nitretação, ainda necessitam de estudos complementares, sendo assim, sugestões para a continuidade desde trabalho são propostas a seguir:

- Verificar se há superenvelhecimento com tempos mais longos de permanência em forno para a temperatura de 520 °C.
- Avaliação dos precipitados gerados pelos processos de soldagem, nitretação e tratamentos térmicos. Sugere-se aqui a utilização de técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET).
- Quantificação da austenita retida nos processos de soldagem, principalmente na zona fundida.
- Realizar tratamentos térmicos de homogeneização em forno com atmosfera controlada para evitar a formação da camada de óxido e realizar testes de tração e fadiga para analisar as propriedades mecânicas.

## 7. REFERÊNCIA BIBLIOGRAFICA

ABDALLA, A. J. et al. **Efeitos dos Tratamentos Intercríticos e Isotérmicos sobre as Propriedades Mecânicas e a Microestrutura do aço 300M.** Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo. Bauru : 2006. v.25, n. 02, p. 93-97.

ABDALLA, A. J., LOMBARDO, S. **Plano de Pesquisa para Tese: Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas Soldadas a Laser em Aços Maraging com Posterior Tratamento Térmico e Termoquímico de Superfície a Plasma.** 2011.

AÇO BRASIL. disponível em: <<http://www.acobrasil.org.br/site/portugues/numeros/numeros--mercado.asp>>. Acesso em: 17 jan 2015.

ALVES JR., C. **Nitreção a Plasma: Fundamentos e Aplicações.** Natal: Ed. UFRN, 2001. p. 76-77.

ANAZAWA, R. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

ANDRADE, A.H.P., et al. **Transformações de fase e propriedades mecânicas em aços martensíticos.** Anais do II encontro de tecnologia e utilização dos aços nacionais - Associação Brasileira de Metais. Rio de Janeiro, 1987, p. 1154-1167.

ARCANJO, E. P. **Caracterização do comportamento à fadiga de molas.** Dissertação (Mestrado em Ciências) - Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2008. pg.14-19.

ASM International. **Welding, brazing, and soldering.** vol. 6 Of ASM handbook. Materials Park, Ohio: ASM International. 1996.

ASM International, **Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing.** Materials Park, Ohio, USA. 2003. cap. 1, 256 p.

ASTM. **A538/A538M:** Withdrawn 1987: Specification for Pressure Vessel Plates. Alloy Steel, Precipitation Hardening (Maraging), 18 Percent Nickel. West Conshohocken

AWS American Welding Society, **Welding Inspection Handbook.** 550 N.W. LeJeune Road, Miami, Florida 33126. ISBN: 0-87171-560-0. 3a edição, 2000.

AWS American Welding Society, **Welding Metallurgy**. 550 N.W. LeJeune Road, Miami, Florida 33126. ISBN: 0-87171-560-0. Volume 1, pg 149, 2004.

BALLES, A. C. **Nitreção a Plasma como meio alternativo ou complementar á oxidação negra na proteção à corrosão do aço de baixo teor de carbono**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2004. pg 1.

BERNARDELLI, E. A. **Tratamento Concomitante de Nitreção e Envelhecimento a Plasma do Aço Inoxidável 15-5 PH**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2007. pg 30.

BOYER, H. E. **Atlas of Fatigue Curves**. ISBN: 978-0-87170-214-2, ASM International, United States of America. 1986. pg. 243.

BRAMFITT, B. L.; Benschoter, A. O. **Metallographer's guide: practices and procedures for irons and steels**. ISBN: 0-87170-748-9, ASM International. United States of America, March 2002.

CABEZA, M.; et al. **A study of lazer melt injection of TiN particles to repair maranging tool steel**. Wiley online Library, DOI 10.1002/sia.5373. December 2013.

CALLISTER, W. D.; WILEY, J. **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING An Introduction**. 8ª edição, New York, NY, 1991.

CAMARINHA, M. G. G. **Avaliação do comportamento em fadiga do aço Maraging 300 submetido a processo de soldagem a laser**. Dissertação (Mestre em Ciências - Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo. Lorena, 2013. pg

CARDOSO, A. S. M. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitreção a plasma**. Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo. 2011.

CARVALHO, L.G. **Estudo Dilatométrico das Transformações de Fase em Aços Maraging M300 E M350**. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. S.P.,2012.

CASTELETTI, L.C.; ALVES Jr. C. ; RODRIGUES, J.A. **Nitreção iônica de aços “maraging” alternativos**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E

CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 10, Aguas de Lindóia, 1992. **Anais**. Campinas, UNICAMP, 1992. v.2, p. 725.

CEFET/RJ - O Revenido dos Aços, foi consultado no site: [https://www.google.com.br/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=2&cad=rja&uact=8&ved=0CCMQFjAB&url=http%3A%2F%2Fdepmc.cefet-rj.br%2Findex.php%3Foption%3Dcom\\_docman%26task%3Ddoc\\_download%26gid%3D42%26Itemid%3D&ei=SyqbVMm2IvbasATyqoDgAg&usq=AFQjCNGCZUFlzgT9iPNMU9-M-SPLiiWExA&sig2=81\\_r3xuKxwmkTRtD76vMCQ&bvm=bv.82001339,d.cWc](https://www.google.com.br/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=2&cad=rja&uact=8&ved=0CCMQFjAB&url=http%3A%2F%2Fdepmc.cefet-rj.br%2Findex.php%3Foption%3Dcom_docman%26task%3Ddoc_download%26gid%3D42%26Itemid%3D&ei=SyqbVMm2IvbasATyqoDgAg&usq=AFQjCNGCZUFlzgT9iPNMU9-M-SPLiiWExA&sig2=81_r3xuKxwmkTRtD76vMCQ&bvm=bv.82001339,d.cWc), em 24/12/2014.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 7ª edição, 2005, pg 136 - 148.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4 ed. Sao Paulo:Ed. Edgard Blucher Ltda, 2008.

CORDEIRO, R. C. **Nitretação Iônica por Plasma Pulsado de Aços Inoxidáveis Duplex**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. 2010. p.13.

COWLING J.M. **Fatigue cracking in nitrided steel**. Parthenon Press. 1986:5.

DEGEO, disponível em: <http://www.degeo.ufop.br/laboratorios/microlab/mev.htm>. Acesso em 25 de setembro de 2015.

DYNAMIC METALS INTERNATIONAL, LLC, consultado no site: <http://www.dynamicmetals.net/maraging.html>, em 18/06/2014.

EMBRAER. **Engineering Standard for Tungsten Carbide - Cobalt Coating Detonation Process**. NEDE E 4045. São José dos Campos: 1996. 10p.

FANTON, L. **Estudo do comportamento mecânico e microestrutural de um aço maraging após soldagem a laser e tratamentos térmicos**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, pg. 89. 2013.

FAROOQUE, M. et al. **Effect of repeated thermal cycling on the formation of retained austenite in 18% Ni 350 grade maraging steel**, Mater Trans JIM. Vol. 5, pg. 995. 1998.

FLOREEN B. S., PAUL D. **The physical metallurgy of maraging steels**. Merica Research Laboratory, The International Nickel Co, Inc., Sterling Forest, Suffern, N.Y., U.S.A. pg 115 à 117. 1968.

FLOREEN, S.; BAYER, A. M. **Development and commercialization of cobalt-free maraging steels**. In: WILSON, R.K., ed. *Maraging steels: Recent developments and applications*: proceedings of a symposium, held in Phoenix, Arizona, 25-26 January, 1988. Warrendale, PA., The Minerals, Metals & Materials Society, 1988. p.01 - 38.

FLOREEN, S. **Maraging Steels**. Metals Handbook, ASM, v. 1, 9th Edition, p.445-452, 1978.

FLOREEN, S.; SUFEERN, N. Y. **Cobalt Free Maraging Steel**. United State Patent. N.Y., U.S.A. Apr., 1984.

FRANÇA B. G., TERRONE L. A. H. **Avaliação Microestrutural De Um Aço API Após Tratamento Térmico De Homogeneização**. Congresso Fluminense de Iniciação Científica e Tecnologia. Campos dos Coytacases. Rio de Janeiro. Junho 2013.

FRANDSEN, R.B., CHRISTIANSEN, T., SOMERS, M.A.J. **Simultaneous Surface Engineering and Bulk Hardening of Precipitation Hardening Stainless Steel**. Surface and Coatings Technology, article in press, 2005.

HAN J.G. Ph.D thesis. Georgia Institute of Technology, GA, USA. 1985.

HORNBOGEN, E., RITTNER, K. **Developments of thermomechanical treatments of a maraging steels for yield strengths above 3GPa**. Steel Research, v. 58, n°4, p. 172-177, 1987.

HUSSAIN, K; TAUQIR, A.; UL HAQ, A.; KHAN, A.Q. **Influence of gas nitriding on fatigue resistance of maraging steel**. International Journal of Fatigue- Journal - Elsevier. 1999, pg. 163–168.

IAE, **Relatório PNAE/VLS**. São José dos Campos: CTA/IAE, Relatório Técnico, 1999.

IMOA, consultado no site:  
[http://www.imoa.info/moly\\_uses/moly\\_grade\\_alloy\\_steels\\_irons/maraging\\_steels.php](http://www.imoa.info/moly_uses/moly_grade_alloy_steels_irons/maraging_steels.php), em  
 18/06/2012

INCO Europe Limited. **18 per cent nickel maraging steels: Engineering properties.** International Nickel Company, 1976.

INCO. **The 18 per cent nickel maraging steels: engineering properties.** Source book on maraging steels, ASM, p. 351-377, 1979.

INFOGEL, disponível em:  
<http://www.inforgel.com.br/si/site/0910/p/Nitreta%C3%A7%C3%A3o>. Acesso 28 de janeiro de 2014.

INFOSOLDA, disponível em: <http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/ensaios-nao-destrutivos-e-mecanicos/212-ensaio-mecanico-dureza.html>. Acesso 15 de julho de 2015.

ISHII, H.; YAGASAKI, T; AKAGI, H. **Evaluation of giga-cycle fatigue proprieties of some maraging steels by intermittent ultrasonic fatigues testing.** Fatigue Fracture engineering materialstructural, Blackwell Science Ltd, **Oxford, United Kingdom.**2002.pg. 831-835.

KANNATEY-ASIBU, E. **Principles of Laser Materials Processing.** 1. ed. New Jersey: Wiley, 2009. 819p.

JAMNIG, B. et al. **On the Precipitation Behaviour in Maraging Steels.** 6th International Tooling Conference, Karlstad - Suecia, pg 549 à 563, 2010.

JONES, C. K. et al. **Ion Nitriding.** In: CONFERENCE ON HEAT TREATMENT'73, London, 1973. **Proceedings.** London, The Metals Society, 1975. p. 71-7.

KARELOVA, A., et al, **Hole Expansion of Dual-phase and Complexphase AHS Steels - Effect of Edge Conditions,** DOI: 10.2374/SRI08SP110; Nov. 2008, 71-76 p.

KEY TO METAL, disponível em:  
<http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site= kts&NM=231>. Acesso 24 de dezembro de 2012.

LANG, F.H.; KENYON, N. **Welding of Maraging Steels**. Welding Research Council Bulletin, New York, n° 159, pg. 41. Feb. 1971.

LI, X.; YIN, Z. **Reverted austenite during aging in 18Ni (350) maraging steel**. Mater Lett, Vol. 24, pg. 239–242. 1995.

LIMA, M. S. F.; et al. **Soldagem a Laser de Aços de Alta Resistência Mecânica**. VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA VI NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING 18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba - Brasil, 2010.

LINNERT, G.E. **Welding metallurgy**. USA: American Welding Society, 1967. 674p.

LOMBARDO, S. **Estudo do envelhecimento apos deformacao em um aço complex phase**. Dissertacao (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratingueta, Guaratingueta, SP. 2011.

LOPES, J. C. O. **Os aços maraging**. Ciência e Tecnologia dos Materiais, vol. 19, n° 1 / 2, 2007.

LUAN X, LI Z, WANG B. **Ion nitriding and ion carburizing**. Metal Park, OH: ASM International. 257p. 1990.

MACHADO, I. F. **Tratamentos Térmicos E De Superfície - Introdução À Manufatura Mecânica** – PMR 2202. Apostila - Escola Politecnica da Universidade de São Paulo, depto. de Engenharia e Sistemas Mecanicos. 2005.

MAGNÉE A., at al. **Cobalt Containing High-Strength Steels**. Bruxelles – Belgique: Centre D'information du Cobalt, 1974. 128p.

MAGNÉE, A., et al. **Microstmcture,résistance et ténacité de l'acier maraging 13Ni (400). Cobalt**, p.3-10, 1973.

MAHBOUBI, F.; et al. **Plasma nitriding of microalloyed steel**. Surface and Coatings Technology, v. 71, 1995, p. 135-141.

CENTRO DE GESTÃO E ESTUDOS ESTRATÉGICOS, **Materiais avançados no Brasil 2010-2022**. Brasília, 2010. ISBN - 978-85-60755-25-7.

MAYER, H. et al. **Very high cycle fatigue of nitrided 18Ni maraging steel sheet.** International Journal of Fatigue, Elsevier, Guildford, England. 2014. pg140-146.

MÉNDEZ, D. G. **Una Revisión De Los Aceros Maraging.** Universidad de Santiago de Chile, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Av. Ecuador 3659 Santiago, Chile. [20--?]

MERWIN, M. J., BECKER, C. T., GIANANTE, D. R. **Analysis of HSLA Steel Microstructures by Various Techniques.** Microscopy Society of America, doi: 10.1017/S1431927609093052, 2009.

MEYRICK, G.; WAGONER, R. H.; GAN, W. **Physical Metallurgy of Steel: Class Notes and lecture material for MSE 651.01.** Department of Materials Science and Engineering - The Ohio State University. Columbus, Ohio, 2001.

NAKAZAWA, K; KAWABE, Y; MUNEKI, S. **Grain refinement of high-strength maraging steels through cyclic heat treatment.** Material Science and Engineering, v. 33, p. 49-56,1978.

NASCIMENTO, M. P., et al. **Effects of Tungsten Carbide Thermal Spray Coating by HP/HVOF and Hard Chromium Electroplating on AISI 4340 High Strength Steel.** Surface & Coating Technology, Vol. 138, p. 113-24, 2001.

NEGRÃO, C. G. **Estudo de Comportamento Dinâmico de um Trem de Aterrissagem sob Cargas Verticais.** Guaratinguetá, 1995. 127 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista.

OAKLEY, P.J. **Laser surface review: processes and industrial applications.** In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING, 1, Brighton, 1985. Abington, The Welding Institute, 1986. v.3, p.67-80.

OLIVEIRA, P. C. **Previsão da vida em fadiga de alto ciclo em aço ABNT 4140 – parte II:  $r = 0,3$ .** Centro universitário UNIFEI – Laboratório de Materiais. 2002.

OLIVEIRA, R. C. **Caracterização Mecânica e microestrutural dos aços 300M e Maraging após soldagem a Plasma.** Dissertação de Mestrado – Curso de Engenharia Aeronautica e Mecânica, área de Materiais e Processos de fabricação. São Jose dos Campos, 81 p. 2015.

OZBAYSAL, K.; INAL, O.T. **Ion Nitriding.** American Society for Metals, Metals Park, OH, 1986, p. 97.

PADIAL, A.G.F **Transformações de Fase e Propriedades Mecânicas de um Aço Maraging Sem Cobalto.** Dissertação de Mestrado - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Universidade de São Paulo. São Paulo - SP, 1994.

PADIAL, A.G.F **Caracterização Microestrutural do Aço Maraging de Grau 400 de Resistência Mecânica Ultra-Elevada.** Tese de Doutorado - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Universidade de São Paulo. São Paulo - SP, 2002.

PALAU, J. C. F. **Avaliação do Processo de Preparação de Superfície de Envelope Motor Foguete para Aderência de Isolante Térmico em aços de Ultra-Alta-Resistência.** Dissertação (Mestrado) em Engenharia Mecânica – Universidade de Taubaté. Departamento de Engenharia Mecânica. Taubate, 2011.

PETERS, D. T. **A study of Austenite Reversion During Aging of Maraging Steels.** In: DECKER, R. Source Book on Maraging Steels. Ohio: American Society for Metals, 1979, p. 304-316.

QIAN, J.; FATEMI, A. **Cyclic deformation and fatigue behaviour of ion-nitrided steel.** International Journal of Fatigue- Journal – Elsevier, 1995.

READY, J. E. **Industrial applications of lasers.** 2a edição, ISBN 0-12-583961-8. San Diego, United States of America. 1997. pg. 345-350.

REIS, A. G. **Estudo do comportamento mecânico do aço maraging 300 solubilizado, envelhecido e nitretado por plasma.** Tese de doutorado – Curso de Engenharia Aeronáutica e Mecânica. Área de Materiais e Processos de Fabricação PG/EAM-M – Instituto Tecnológico de Aeronáutica. São José dos Campos, 2014.

ROCHA, C. J. **Efeito do tratamento termomecânico na microsegregação de um aço maraging grau 1900 Mpa.** Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP. 1995, pg. 32.

ROFIN-SINAR LASER. **Introduction To Industrial Laser Materials Processing.** Editora Rofin-Sinar Laser, 2004.

ROHRBACH, K., Schmidt, M., **Maraging Steels.** In: **Metals Handbook**, 10 ed., ASM, Metals Park, v. 1, pg. 793-800, 1990.

ROLLEMBERG, R. et al. **A política espacial brasileira – parte I.** – Brasília: Câmara dos Deputados. Edições Câmara, 2 v. – (Série cadernos de altos estudos ; n. 7). ISBN 978-85-736-5811-8.2009.

SAE AMS 6512:2012 Steel, Maraging, Bars, Forgings, Tubing, And Rings 18Ni - 7.8Co - 4.9Mo - 0.40Ti - 0.10Al Consumable Electrode Vacuum Melted, Annealed.

SANDVEN, O. **Laser surface transformation hardening.** In: GUPTON, P.S.,ed. The heat treating source book, Metals Park, ASM, 1986. p.140-50.

SANTOS, D. R. **Otimização dos Parâmetros de Tratamento Térmico e Soldagem do Aço Maraging 300.** Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual Paulista - Faculdade de Engenharia de Guaratingueta, 2001.

SAUL, G; ROBERSON, A; ADAIR, A. M., **The effects of thermal treatment on the austenitic grain size and mechanical properties of 18 Pct Ni Maraging Steels.** Metallurgical Transactions, v. 1, p. 383-387, 1970.

SCHMIDT, M.; ROHRBACH, K. **Heat treatment of maraging steels.** Metals Handbook, ASM, v. 4, 10th Edition. p. 219-228, 1990.

SCHMIDT, M.; Rohrbach, K. **ASM Handbook. Heat treating.** In: Heat treating of Maraging Steels. USA: ASM International, 1991. v.4, p. 528-548, 1991.

SHA, W.; GUO, Z.. **Maraging steels: Modelling of microstructure, properties and applications.** ISBN 978-1-84569-686-3, Woodhead Publishing Limited, Cambridge, 2009.

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

SHAMANTHA, C.R.; et all. **Microstructural changes during welding and subsequent heat treatment of 18Ni (250-grade) maraging steel.** Materials Science and Engineering: A, v. 287, p. 43–51, 2000.

SHETTY, K.; KUMAR S.; RAGHOTHAMA RAO, P. **Effect of ion nitriding on the microstructure and properties of Maraging steel (250 Grade).** Surface & Coatings Technology - Journal - Elsevier. 2009, p.1530–1536.

SHEWMON, P. G. **Transformations in metals**, Editorial: McGraw-Hill, USA (1969).

SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, C. R.; BUDYNAS, R. G. tradução João Batista de Aguiar, Jose Manoel de Aguiar. **Projeto de engenharia mecânica**. 7. ed. - Porto Alegre, editora Bookman, 2005, pg. 86-89.

SINHA P. P. et al. **Austenite reversion in 18 Ni Co-free maraging steel**, Steel Res, Vol.66, pg. 490– 494. 1995.

SILFVAST, W. T. **Laser Fundamentals**. 2. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2004. 642p.

SILVA, D. C., **Influencia do tratamento de Homogeneização sobre o bandejamento Microestrutural em Aços de Construção Mecânica**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalurgica apresentada na Escola de Engenharia de Sao Carlos - Universidade de São Paulo. 1995. pg. 39- 55.

SILVA, J. J. M. **Análise de Textura e Propriedades Magnéticas em Aços Maraging 300 e 350 em várias condições de Tratamento**. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Ceará. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 2005.

SIMON, G. **Aços nitreatados a plasma**. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Instituto de Física, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Rio Grande do Sul. 1995.

SOUZA, R. C. **Estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com WC-12 Co, WC-17 Co, WC-10 Co-4 Cr, CrC-25NiCr e WC-10Ni pelo sistema HVOF/HP**. Dissertação (Doutorado em engenharia de materiais) – Faculdade de Engenharia de Lorena, FAENQUIL, Lorena-SP. 2002.

SOUZA, F. A. **Estudo dos Aços 300M e Maraging Visando a Aplicação na Industria Aeroespacial**. CREEM - Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia. Universidade Federal de Uberlandia. Uberlândia-MG, pg 6, 2007.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos**. São Paulo, editora Edgard Blucher, 1982. pg. 1-199.

STEEN W. M.; MAZUMDER J. **LASER Material Processing**. 4a edição. ISBN 978-1-84996-061-8. Springer London Dordrecht Heidelberg New York. 2010.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2.ed. 1998. Cambridge, pg.152 - 154.

TARIQ, F; NAZ, N; BALOCH, R. A. **Effect of Cyclic Aging on Mechanical Properties and Microstructure of Maraging Steel 250**. Journal of Materials Engineering and Performance. Karachi, Pakistan. Volume 19(7) Oct. 2010.

TEWARI, R., et al.. **Precipitation in 18wt% Ni maraging steel of grade 350**. Acta Materialia, v. 48, p. 1187-1200, 2000.

THE MATERIALS INFORMATION SOCIETY. **Binary alloys phase diagrams**. USA: ASM International 2nd Edition Plus Update, 1996. CD-ROM.

UEPG – Universidade Estadual de Ponta Grossa, disponível em: <http://www.uepg.br/mestrados/mestreodonto/arquivos/imagem.htm>. Acesso 24 de outubro de 2015.

VISWANATHAN, U. K.; DEY, G. K.; ASUNDI, M. K., **Precipitation hardening in 350 grade maraging steel**, *Metall Trans A*, Vol. 24A, pg. 2429–2442. 1993.

VENKATESWARA, R. V.; MADHUSUDHAN R G.; SITARAMA, R. A. V. **Influence of post-weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc maraging steel weldments**. Materials Science and Technology, v. 26, n. 12, p. 1459-1468, 2010.

VENTO, R.P. **The focus and direction of surface modification technology**. In: INTERNATIONAL CONGRESS ON HEAT TREATMENTS OF MATERIALS, 6, Chicago, 1988. Proceedings. Metals Park, ASM International, 1988. p.29- 38.

WILLIAM, W. M.; MAZUMDER J. **Laser Material Processing**. ISBN 978-1-84996-061-8. Springer-Verlag London, 4a edicao, 2010, pg. 199.

WU, C.P.; TSAY, L.W.; CHEN, C. **Notched tensile testing of T-200 maraging steel and its laser we and Coatings Technology**, article in press, 2005.