

RENAN NASCIMENTO FERREIRA

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DO AÇO MARAGING 18Ni 300 SOLDADO
A LASER**

Guaratinguetá - SP
2016

Renan Nascimento Ferreira

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DO AÇO MARAGING 18Ni 300 SOLDADO A
LASER**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em **(Engenharia Mecânica)** da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em **(Engenharia Mecânica)**.

Orientador: Antônio Jorge Abdalla

F383a	Ferreira, Renan Nascimento Análise microestrutural do aço MARAGING 18Ni 300 soldado a laser / Renan Nascimento Ferreira – Guaratinguetá, 2016. 47 f : il. Bibliografia: f. 45-47
	Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016. Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla 1. Solda e soldagem 2. Aço de alta resistência 3. Análise estrutural (Engenharia) 4. Aço - Tratamento térmico I. Título CDU 621.791

RENAN NASCIMENTO FERREIRA

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
“GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA”

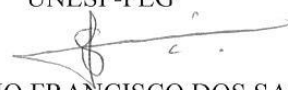
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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

Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
UNESP-FEG


Prof. Dr. SÉRGIO FRANCISCO DOS SANTOS
UNESP-FEG

Dezembro 2016

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer:

Aos Professores Antonio Jorge Abdalla e Sandro Lombardo por toda orientação e disponibilidade, pelos ensinamentos transmitidos e, especialmente, pela amizade.

Aos Professores Marcelino Pereira do Nascimento e Sérgio Francisco dos Santos pela avaliação dedicada e por terem aceitado examinar este trabalho.

À minha mãe, Miriam Oliveira do Nascimento Ferreira, e ao meu pai, Afonso Manoel Ferreira por terem me fornecido uma base forte, por todos os conselhos e por serem exemplos para mim. Ao meu irmão Raynan Nascimento Ferreira por trazer alegria à minha vida e me fazer sorrir em todos os momentos.

À Bianca Caroline Arantes Felipe por me acompanhar em todos os caminhos, por todo carinho, amor e compreensão.

Ao meu grande amigo Luiz Cláudio Toledo por acreditar em mim desde o início, por todos os ensinamentos e por ter dado o impulso inicial nesta caminhada.

Aos funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia, Wilson Roberto Monteiro e Célio José de Souza, por toda colaboração.

E a todos que me fortaleceram com a amizade e me incentivaram para a realização deste trabalho.

RESUMO

Atualmente o envelope motor do veículo lançador de satélites brasileiro é feito com aços de alta resistência 300M. Contudo, o alto custo e a complexidade no tratamento térmico desses aços têm estimulado a busca por materiais alternativos nessa aplicação.

Os aços maraging tem se mostrado como um vantajoso substituto pela simplicidade no tratamento térmico e pelas propriedades mecânicas. Aços maraging são ligas de ferro-níquel de alta resistência mecânica e que geram grande interesse na indústria aeronáutica e aeroespacial. Esses aços apresentam uma fase martensítica dúctil e resistente que apresenta ganho de dureza pela precipitação de elementos de liga. Quando são tratados termicamente a cerca de 480°C, esses aços podem atingir limites de escoamento entre 1700 e 2700 MPa. Neste trabalho foram confeccionados corpos de prova em três grupos de tratamentos térmicos: homogeneizado, solubilizado e envelhecido, solubilizado e envelhecido e apenas envelhecido. Os corpos de prova foram soldados a laser e submetidos a ensaios de dureza e de tração como forma de avaliação das propriedades microestruturais e mecânicas em cada caso de tratamento térmico. As micrografias indicam uma zona fundida com poucos defeitos e estrutura dendrítica. Verificou-se que tratamentos térmicos de homogeneização e solubilização eliminam a perda de dureza no cordão de solda e geram maior dureza no material (≈ 650 HV). Contudo, os corpos de prova apenas envelhecidos apresentaram um limite de resistência muito próximo a do aço não soldado (≈ 1960 MPa). O tratamento de homogeneização reduziu os níveis de segregação na zona fundida, contudo, se verificou aumento no tamanho de grão e perda de resistência à tração após este tratamento térmico. Os corpos de prova soldados apresentaram resultados promissores, com resistência à tração próxima a dos corpos de prova não soldados.

PALAVRAS-CHAVE: Soldagem a Laser. Aços Maraging. Análise Microestrutural. Resistência à Tração. Tratamentos Térmicos.

ABSTRACT

Currently the motor case of the Satellite Launch Vehicle (VLS) is made with high-strength steels 300M. However, the high cost and complexity in the heat treatment of these steels have stimulated the search for alternative materials in this application. The maraging steel has proven to be an advantageous substitute for the simple heat treatment and the mechanical properties. maraging steels are iron-nickel alloys of high mechanical strength and arouse great interest in aeronautics and aerospace industry. These steels have a ductile and tough martensitic phase that has hardness gain by precipitation of alloying elements. When they are heat treated at about 480°C, these steels can reach yield strength between 1700 and 2700 MPa. In this work, were prepared specimens in three groups of thermal treatments: homogenized, solubilized and aged, solubilized and aged and only aged. The specimens were laser welded and subjected to hardness and tensile tests as an assessment of the microstructural and mechanical properties in each case of heat treatment. The micrographs indicate a molten area with dendritic structure and few defects. It was found that heat treatment for homogenization and solubilization eliminate the loss of hardness in the weld bead and generate higher hardness in the material (≈ 650 HV). Nevertheless, the only aged specimens showed a tensile strength very close to the non-welded steel (≈ 1960 MPa). The homogenization treatment reduced levels of segregation in the melt zone, however, there was an increase in grain size and tensile strength loss after this heat treatment. The welded specimens showed promising results, with the tensile strength next to the non welded specimens.

PALAVRAS-CHAVE: Laser Welding. Maraging Steel. Microstructural Analysis. Tensile Strength. Heat Treatments.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	7
1.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	7
1.2	OBJETIVOS	9
1.3	JUSTIFICATIVA	9
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
2.1	AÇOS ULTRA-RESISTENTES	10
2.2	AÇOS MARAGING.....	11
2.2.1	Metalurgia física dos aços maraging 18 Ni	12
2.2.2	Tratamentos térmicos nos aços maraging.....	14
2.3	SOLDAGEM	16
2.3.1	Soldagem a LASER.....	19
3	MATERIAIS E MÉTODOS	22
3.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	22
3.2	SOLDAGEM A LASER	22
3.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS	23
3.4	ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	25
3.5	ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	28
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	30
4.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	30
4.2	MICROESTRUTURAS	31
4.3	ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	35
4.4	ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	39
5	CONCLUSÃO.....	43
	REFERÊNCIAS.....	45

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O ferro (Fe) está entre os metais mais abundantes do planeta. Devido à abundância deste elemento na crosta terrestre e ao seu característico polimorfismo, que resulta em propriedades mecânicas diferentes, as ligas ferrosas são as mais utilizadas entre as ligas metálicas. A adição de elementos de liga e a realização de tratamentos térmicos podem resultar em propriedades mecânicas variadas ao material, possibilitando aplicações em todos os setores da engenharia ou indústria (CHIAVERINI, 1996).

A descoberta do ferro foi extremamente importante para a história da humanidade. As sociedades pré-históricas foram revolucionadas quando o bronze foi substituído pelo ferro como principal elemento na confecção de instrumentos e um grande poderio político e econômico foi dado aos povos que descobriram técnicas de extração de ferro. Contudo, um maior avanço no desenvolvimento da cultura ocidental ocorreu com a tecnologia de processamento de aços, que tornou possível a confecção de materiais de alta resistência mecânica e dureza, com boa soldabilidade, ductilidade e usinabilidade.

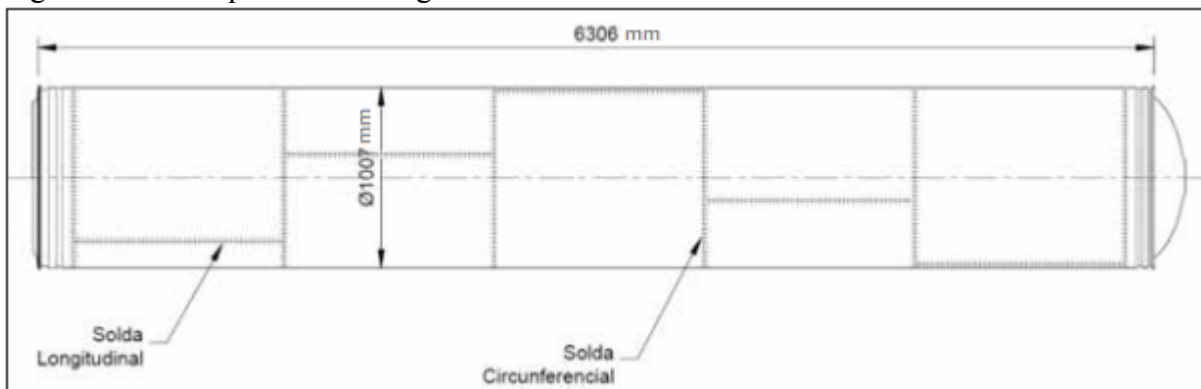
Aços podem ser definidos como ligas ferro-carbono que contém de 0,008 a 2,11% de carbono. O carbono é um elemento de liga responsável pelo ganho em dureza e aumento na fragilidade do metal. Por definição, quando a quantidade de carbono excede 2,11% , a liga ferro-carbono passa a ser designada como ferro fundido, uma classe de materiais mais duros e com tenacidade e ductilidade relativamente baixa (CHIAVERINI, 1996).

Os aços comuns do sistema Fe-C podem ser melhorados através de tratamentos térmicos e elementos de liga. É possível se obter aços com tensão de escoamento superior a 1400 MPa por meio desses processos. Esses aços são classificados como ultra-resistentes e são geralmente produzidos para atender as exigências das indústrias aeroespacial, naval, nuclear e química porque apresentam grande resistência mecânica sem grande perda de tenacidade. Dentre os aços ultra-resistente, os aços maraging tem se destacado por apresentarem tratamentos térmicos simples, pelas excelentes propriedades mecânicas e por apresentar uma boa relação resistência/peso (SHA e GUO, 2009). Esses materiais também apresentam boa soldabilidade e usinabilidade. Essas características tornam o processo produtivo mais simples e mais vantajoso, despertando grande interesse, principalmente nas indústrias nuclear e aeroespacial (ASSUNÇÃO, 2010).

Atualmente os aços ultra-resistentes 4340 e 300M vêm sendo utilizados em trens de pouso de aeronaves, envelope de motor e em junções de partes do veículo lançador de satélites (VLS). Contudo, a formação de resíduos que precisam ser descartados adequadamente devido aos problemas ambientais e à complexidade dos tratamentos térmicos desses aços eleva o custo do produto final de forma considerável. O alto custo gerado no tratamento térmico destes aços motivou a busca por materiais alternativos. Os aços maraging têm sido estudados como um vantajoso substituto para estes aços (BOSCOV, 1996a; BOSCOV, 1996b; PALAU, 2011; SANTOS, 2001; SOUZA et al. 2007).

Atualmente o envelope motor do Veículo Lançador de Satélites brasileiro (VLS) envelope é fabricado em aço SAE/AISI 4140 (veículos de sondagem) e 300M-ESR (veículos lançadores). Este envelope motor é composto de um invólucro cilíndrico com domos hemisféricos, anterior e posterior, que são unidos por solda, formando um vaso de pressão. Neste vaso de pressão ocorre a combustão do propelente sólido a ser queimado, com uma pressão de trabalho de aproximadamente 60 MPa. Além de conter o grão propelente, o envelope motor também possui função estrutural, constituindo o corpo foguete (GONÇALVES, et al., 2007). Na Figura 1 está representado um esquema do envelope motor com as dimensões e a localidade das soldas aplicadas.

Figura 1 - Envelope motor de foguete



Fonte: Boscov, 1996b.

1.2 OBJETIVOS

1. Realizar a caracterização microestrutural por microscopia óptica, de um aço Maraging 300 soldado a Laser;
2. Analisar a alteração na dureza do cordão de solda e zona termicamente afetada antes e após os tratamentos térmicos de envelhecimento, solubilização e homogeneização.
3. Analisar a alteração na resistência à tração antes e após soldagem a laser e tratamentos térmicos de envelhecimento, solubilização e homogeneização.

1.3 JUSTIFICATIVA

Os aços Maraging têm sido estudados como principal substituto dos aços 4340 e 300M no envelope motor do Veículo Lançador de Satélites brasileiro (VLS) principalmente devido ao custo elevado nos tratamentos térmicos destes aços. A união de juntas por meio do processo de rebiteagem é evitada pelas indústrias aeroespaciais e aeronáuticas porque eleva o peso e aumenta o custo de produção desnecessariamente. Por este motivo, nessas indústrias, é mais comum a união de metais por meio de soldagem. Embora os aços maraging apresentem boa soldabilidade devido ao baixo teor de carbono, não há testes de solda a laser que garantam a eficiência do processo em relação aos tradicionais.

O investimento, desenvolvimento e domínio desses materiais é de grande importância para que a importação seja evitada, uma vez que aços de ultra-resistência têm a sua venda controlada pelos produtores. Aços de ultra-resistência, como os aços maraging, são considerados tecnologias estratégicas que podem fazer diferença em tempos de conflitos entre nações. É importante o domínio da produção e processos de fabricação de aços ultra-resistentes, tanto para as indústrias nuclear e aeroespacial quanto para a segurança nacional.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS ULTRA-RESISTENTES

Durante a Guerra Fria e a corrida armamentista que dividiu o mundo entre duas grandes potências, ocorreu avanços nas mais diversas áreas do conhecimento. Durante este período, a indústria bélica e aeroespacial foi alvo de grande investimento e desenvolvimento.

Neste contexto histórico surgiu a necessidade do desenvolvimento de bombardeiros supersônicos, naves espaciais, mísseis e foguetes. Contudo, verificou-se que as aeronaves que atingem velocidades acima da velocidade do som sofrem desgaste e apresentam aquecimento superficial na faixa de 250°C a 300 °C, devido ao atrito com o ar. Desta forma, as ligas de alumínio, que perdem propriedades mecânicas nesta faixa de temperatura, não poderiam ser utilizadas nessas aeronaves (LOPES, 2007).

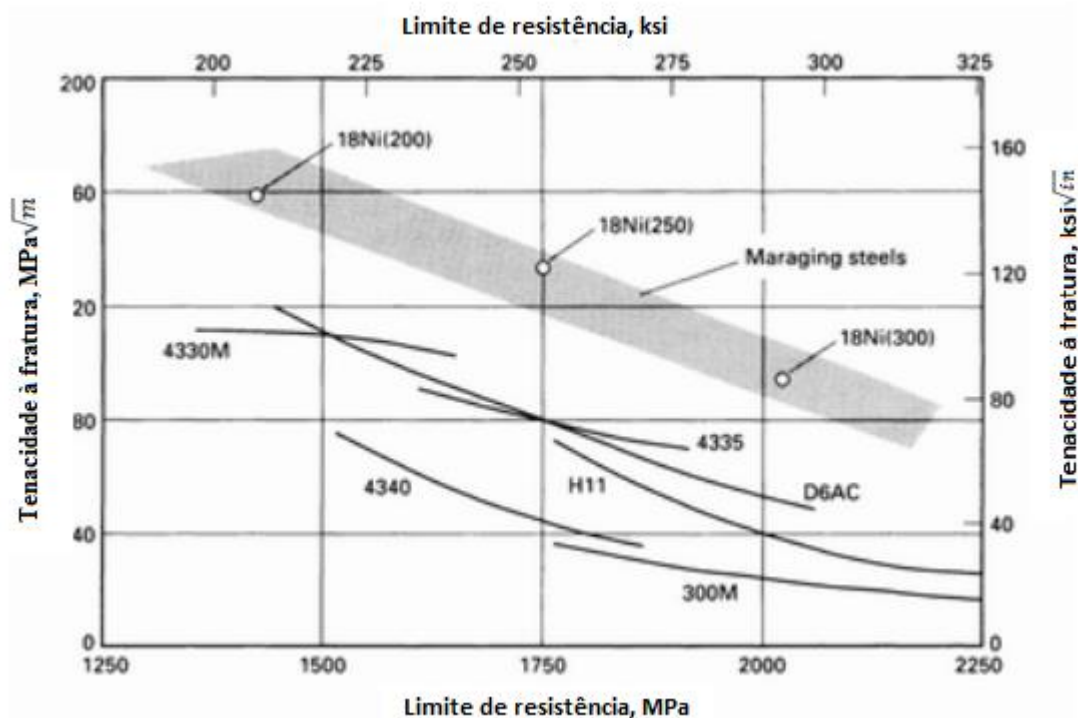
É sabido que a indústria bélica e aeroespacial necessita de materiais com boa relação resistência/peso, boa soldabilidade e alta dureza com tenacidade suficiente para evitar o risco de falhas por fadiga.

O aço de ultra-alta resistência SAE 4340 foi desenvolvido para se atender às exigências aeroespaciais. A partir deste aço, desenvolveu-se o aço 300M, que obteve melhoria na tenacidade e soldabilidade com a adição de vanádio e aumento no teor de silício e molibdênio. Atualmente este aço vem sendo utilizado em elementos do veículo lançador de Satélites brasileiro (VLS) e trens de pouso de aeronaves (ABDALLA, 2012).

Embora os aços SAE 4340 e 300M sejam considerados aços com boas propriedades mecânicas, os tratamentos térmicos necessários para se obter as propriedades mecânicas desejadas tornam o processamento desses materiais complexo. Considerando que no ambiente industrial o tempo reflete nos custos, é necessário buscar alternativas que sejam mais viáveis. Por apresentar processamento mais simples e excelentes propriedades mecânicas, os aços maraging vêm sendo estudados como vantajoso substituto dos aços SAE 4340 e 300M em aplicações como trens de pouso de aeronaves e em componentes do Veículo Lançador de Satélites brasileiro.

Na Figura 2 está contido um quadro comparativo entre vários aços de ultra-resistência. Verifica-se que os aços maraging apresentam tenacidade à fratura superior, para o mesmo nível de resistência à tração, comparando-se com os outros aços mostrados.

Figura 2 - 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.

2.2 AÇOS MARAGING

Aços Maraging (martensita + *age hardening*) são aços de ultra-resistência com baixo teor de carbono e base no sistema ferro-níquel. O desenvolvimento desses aços foi anunciado em 1959 e causou um grande interesse na indústria bélica e aeroespacial, principalmente devido às excelentes propriedades mecânicas e facilidade de produção. Embora aços sejam definidos como ligas do sistema ferro-carbono, os Maraging são considerados aços por serem constituídos principalmente pelo elemento ferro, pelas propriedades mecânicas e por motivos históricos.

Os aços Maraging se distinguem dos demais aços de ultra-resistência principalmente devido ao mecanismo de endurecimento. Em aços carbono, usualmente o endurecimento é obtido por meio de têmpera e formação de martensita, na qual ocorre a distorção da rede cristalina por átomos de carbono (SANTOS, 2001). Neste caso, o aço é elevado a uma temperatura acima de 727°C para a formação de austenita (CFC) e, então, se diminui a temperatura rapidamente para que a difusão do carbono seja evitada. Este processo distorce a rede cristalina e resulta em uma estrutura martensítica (TCC). Nos aços maraging o processo de endurecimento ocorre de forma diferente. Esses aços apresentam um mecanismo de ganho

de dureza por meio da precipitação de elementos de liga em temperaturas próximas a 480°C. Este processo é considerado vantajoso porque o material não necessita de têmpera e não corre risco de ficar fragilizado pelo acúmulo de tensões, descartando a necessidade de processos de revenimento.

O teor de carbono próximo à zero por cento proporciona aos aços maraging outras vantagens quando comparados aos aços convencionais:

- a variação dimensional no processo de endurecimento é muito pequena. Isto diminui muito o risco de empenamento e facilita a fabricação de peças complexas;
- apresenta excelente soldabilidade;
- tenacidade à fratura e ductilidade superior aos aços convencionais e tratamentos térmicos relativamente mais simples (SANTOS, 2001).

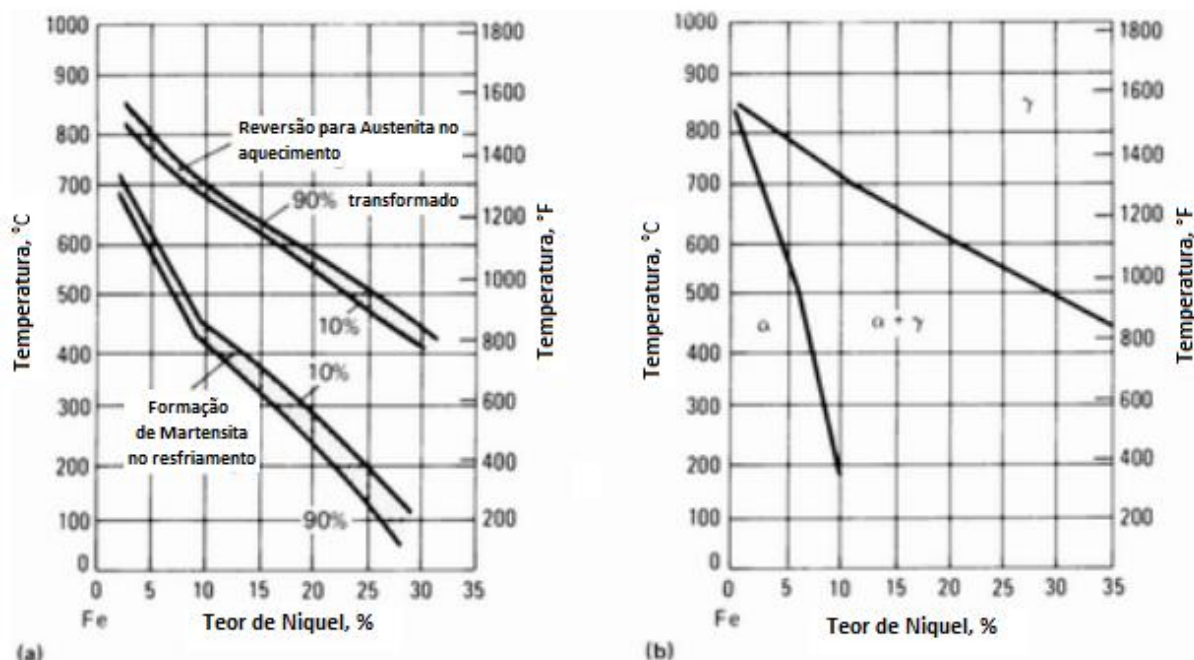
Clarence Bieber e Raymond Decker (apud FANTON, 2013) foram os pioneiros nas pesquisas sobre aços maraging, em 1950 na *International Nickel Company* (atual Vale-Inco). As primeiras ligas desenvolvidas apresentavam 25% de níquel e tinham obtido problemas de fragilização e corrosão sob tensão, posteriormente foi possível o desenvolvimento de ligas com excelentes propriedades mecânicas no sistema quaternário Fe-18Ni-Co-Mo. Estas são as ligas 18Ni (200), 18Ni (250) e 18Ni (300). Nas quais os valores entre parênteses representam o limite de escoamento em quilo libras por polegada quadrada (ksi) (FANTON, 2013).

2.2.1 Metalurgia física dos aços maraging 18 Ni

A boa tenacidade e resistência mecânica dos aços maraging decorre de um processo de envelhecimento de uma matriz martensítica dúctil e com baixo teor de carbono. Durante o processo de envelhecimento, ocorre uma distribuição uniforme de precipitados nos grãos e a movimentação de discordâncias na matriz martensítica é dificultada. A precipitação dos elementos de liga também minimiza ou elimina o processo de reversão de martensita metaestável para austenita e ferrita.

O sistema Fe-Ni dos aços maraging apresenta uma histerese térmica durante a transformação de fases. Este fenômeno é extremamente importante para o mecanismo de ganho de resistência nesses aços. A histerese permite que o material seja envelhecido a temperaturas próximas a 480°C sem que ocorra reversão de toda fase martensítica para austenita. A figura 3 ilustra esta histerese térmica e o comportamento das fases (SCHMIDT ROHRBACH, 1991).

Figura 3 - Relação entre as fases no sistema Fe-Ni. (a) Metaestável. (b) Em equilíbrio



Fonte: Adaptado de Schmidt e Rohrbach, 1991.

Na Figura 3 (a) está caracterizado o diagrama metaestável com transformação de austenita para martensita no resfriamento e de martensita para austenita no aquecimento. No diagrama de equilíbrio da Figura 3 (b), percebe-se a presença das fases ferrita e austenita para

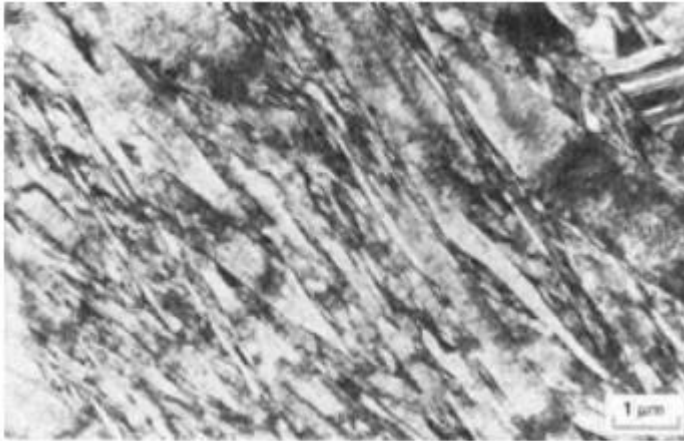
A partir da Figura 3 (a), percebe-se que para um teor de níquel próximo a 18%, a temperatura de formação de martensita é próxima a 300°C, no resfriamento. Por outro lado, para o mesmo teor de níquel, a temperatura de formação de austenita está próxima a 600°C, no aquecimento. Desta forma, se torna possível o envelhecimento do aço à temperatura de 480°C sem formação de austenita.

Nos aços maraging a austenita apresenta uma organização estrutural cúbica de face centrada (CFC), que é a mesma organização da austenita dos aços convencionais. Contudo, nos aços maraging a martensita apresenta uma estrutura cúbica de corpo centra (CCC) que é diferente da martensita nos aços convencionais. Desta forma, a martensita dos aços maraging se apresenta dúctil e relativamente forte (SCHMIDT e ROHRBACH, 1991).

A martensita do aço maraging é do tipo em ripas que, de forma geral, se organizam de forma planar e paralela uma às outras, com densidade de discordâncias elevada. A densidade de discordâncias possibilita a nucleação preferencial de um grande número de sítios para os

precipitados intermetálicos, gerando uma boa resposta ao processo de endurecimento por envelhecimento com formação de precipitados (SCHMIDT e ROHRBACH, 1991; MEYERS e CHAWLA, 1998; TAMURA et al. 1982). A microestrutura típica dos aços maraging 18Ni está apresentada na Figura 4.

Figura 4 - Martensita em forma de ripas (lath) em ligas Fe-Ni com baixo carbono



Fonte: Adaptado de Meyers e Chawla, 1998.

2.2.2 Tratamentos térmicos nos aços maraging

Um das grandes vantagens que os aços maraging têm, quando comparado com os aços convencionais, é o processo de tratamento térmico.

Nos aços do sistema Fe-C os processos de tratamentos térmicos são mais complexos e demorados. Geralmente consistem de um tratamento de normalização, para tornar a estrutura mais uniforme, seguido de um processo de têmpera para formação de martensita e um processo de revenimento para alívio de tensões residuais.

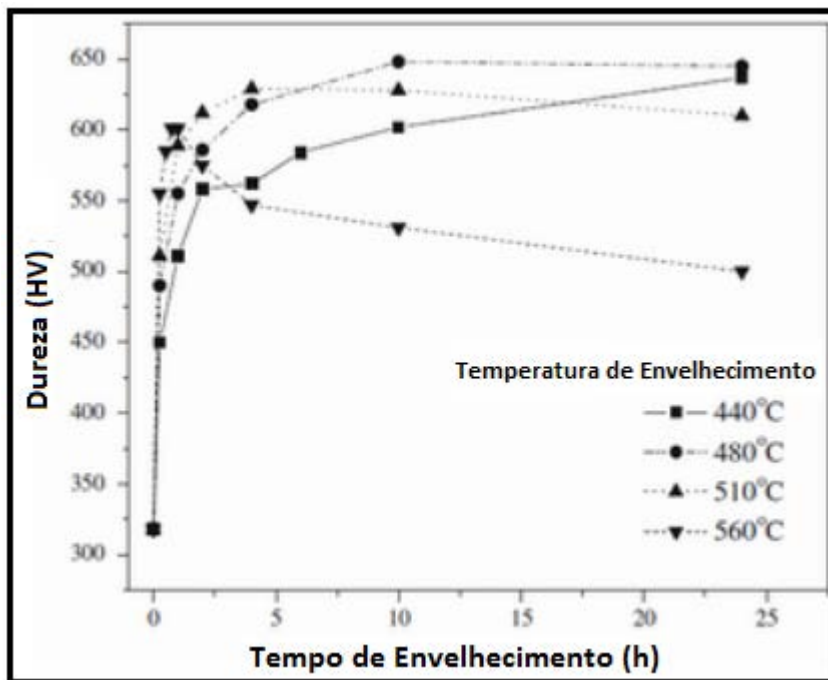
Nos aços maraging, por outro lado, é necessário apenas um tratamento térmico de solubilização e um de envelhecimento para garantir uma boa resistência ao material. Nesses aços, a precipitação dos elementos de liga na fase martensítica dificulta a movimentação de discordâncias e proporciona um rápido ganho de resistência nos primeiros 30 minutos de envelhecimento.

O tratamento de solubilização consiste em elevar a liga até uma temperatura significativamente maior que a temperatura de formação de austenita para que ocorra a solubilização dos elementos de liga. Transcorrido o tempo de solubilização, é necessário que a liga se resfrie até a temperatura ambiente de forma rápida para que não ocorra precipitação dos elementos de liga. Em aços maraging 18Ni 200, 250 e 300, é comum que o processo de

solubilização ocorra por 1 h à 815°C, seguido de resfriamento ao ar (Schmidt e Rohrbach, 1991).

O tratamento térmico de envelhecimento deve ocorrer a uma temperatura abaixo da temperatura de austenitização, para que não ocorra mudança de fase. De forma geral, o número de precipitados aumenta com o tempo de envelhecimento e, conseqüentemente, a dureza da liga. É necessário, contudo, ter um bom controle do tempo de envelhecimento porque os precipitados tendem a se aglomerar nos contornos de grãos e isto afeta significativamente as propriedades da liga. Caso a precipitação ocorra de forma controlada, os elementos de liga se distribuirão de maneira uniforme nos grãos, garantindo maior resistência mecânica. Para os aços maraging, conseguiram-se boas propriedades mecânicas envelhecendo a liga a 480°C entre 3 e 8 h (Schmidt e Rohrbach, 1991). Pode-se observar como a dureza de uma liga 18Ni (300) varia com o tempo em diferentes temperaturas, na Figura 5.

Figura 5 - Dureza do aço maraging 18Ni 300 versus tempos e temperaturas de envelhecimento



Fonte: Adaptado de Pardal, 2012.

2.3 SOLDAGEM

A união de materiais pode ser realizada de duas formas diferentes. A primeira delas é macroscópica e se relaciona com forças externas aos materiais a serem unidos. Pode-se citar como exemplo a parafusagem e a rebitagem, no qual a resistência ao cisalhamento e as formas de atrito, no rebite ou parafuso, fornecem resistência à junta. O segundo modo de se conseguir união de materiais é por meio de forças interatômicas e intermoleculares. Neste caso, as superfícies necessitam estar suficientemente próximas. Em alguns casos, torna-se necessário um melhoramento no acabamento superficial para se garantir a ligação química e uma união com poucas inclusões. Como exemplo deste segundo processo pode se citar a colagem, a brasagem e a soldagem (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

A soldagem é um processo de união de metais e não-metais por meio do estabelecimento de ligações químicas, na região de união, similares às encontradas nos materiais da junta.

É importante que as propriedades químicas e físicas da região de união não sofram grande alteração após um processo de soldagem, mantendo-se mais próximas do material base. Devido às varias técnicas de soldagem desenvolvidas na atualidade, é possível encontrar processos de soldagem desde a indústria microeletrônica até fabricação de estruturas de grande porte, como navios e aviões (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

É sabido que os átomos na superfície de um metal apresentam uma energia maior porque estão ligados a menos vizinhos, quando comparados com os átomos localizados no interior do metal. Como consequência, a superfície de um metal reage com o ar e ocorre a formação de óxidos (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

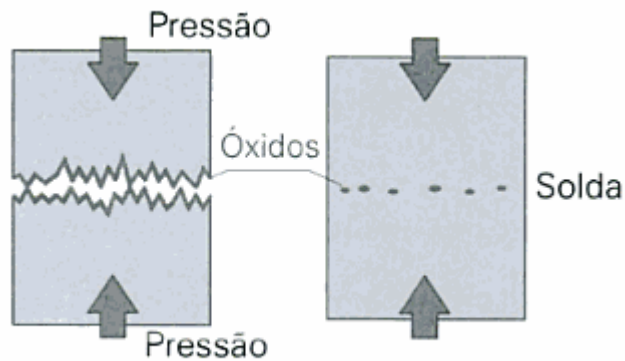
Levando este fenômeno em consideração, espera-se que dois metais se soldem apenas se colocando as duas partes em contato. Contudo, a rugosidade dos materiais e a presença de óxidos evitam que uma ligação química se estabeleça naturalmente entre duas superfícies metálicas.

Para que se ocorra soldagem de dois metais é necessário fornecer uma aproximação suficiente aos átomos. Com relação ao método utilizado para aproximação dos átomos, o processo de soldagem pode ser dividido em dois grandes grupos: soldagem por pressão (ou por deformação) e soldagem por fusão (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

A soldagem por pressão ocorre através de uma deformação superficial, que pode ser aquecida ou não. Neste processo, os átomos são aproximados por meio de uma pressão

aplicada nas peças. Embora o aquecimento possa ser utilizado para facilitar o processo de soldagem, não ocorre fusão dos metais soldados. Uma representação do processo de soldagem por pressão pode ser visualizada na Figura 6 (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

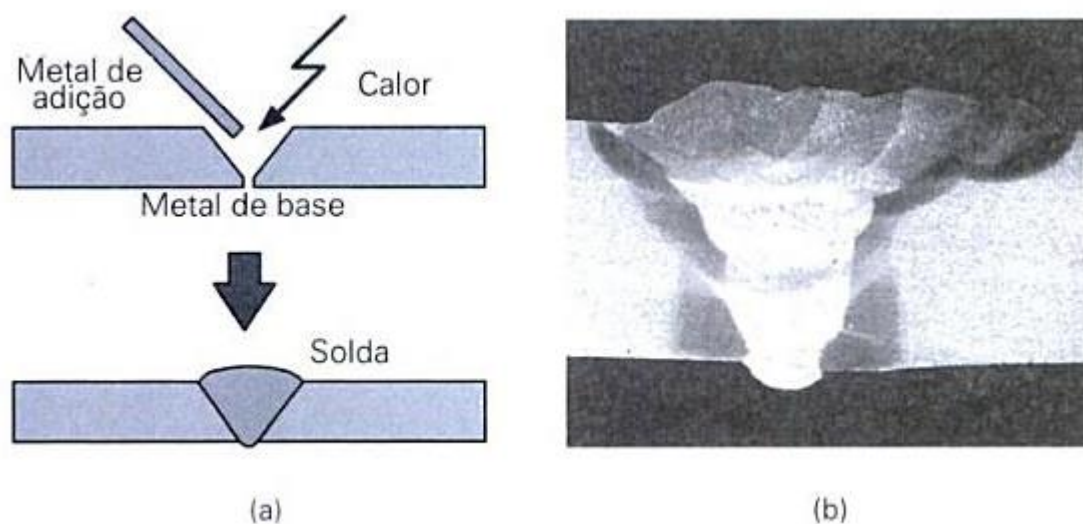
Figura 6 - Soldagem por pressão ou deformação



Fonte: MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009.

No processo de soldagem por fusão, é necessário aplicar calor suficiente para que o material de uma junta se funda, com ou sem a adição de material base. Após o processo de fusão, os átomos se reestruturam com o resfriamento da junta. A região soldada pode apresentar perda de propriedades mecânicas devido a reestruturação dos átomos. O processo de soldagem por fusão está caracterizado na Figura 7.

Figura 7 - (a) Soldagem por fusão. (b) Macrografia de uma junta

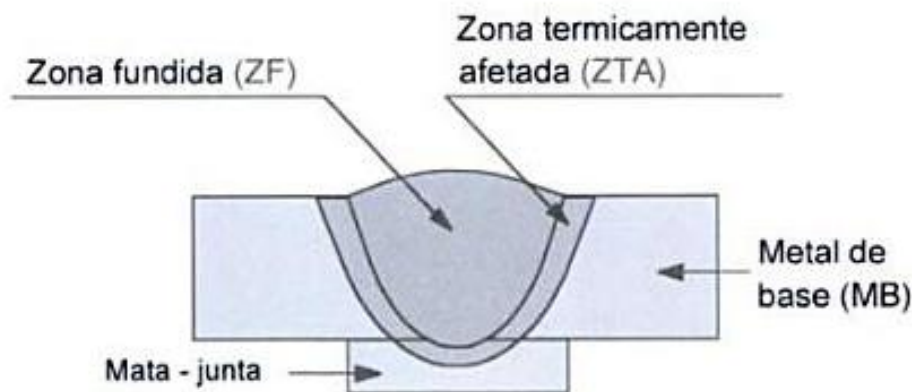


Fonte: MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009.

Após um processo de soldagem por fusão, é possível identificar três regiões diferentes no material soldado. A região em que ocorre a fusão do material soldado é identificada com zona fundida (ZF). Nesta região ocorre segregação dos elementos de liga e de impurezas que resultam em uma não homogeneidade química. Também não se poder ter controle sobre a taxa de resfriamento nesta região. No caso dos aços maraging, na zona fundida pode ocorrer o fenômeno de reversão da austenita, que causa queda de dureza e resistência no cordão de solda.

O calor transferido no processo de soldagem pode causar variações nas propriedades mecânicas no material nas proximidades do cordão de solda. A região em que não ocorre fusão do metal, mas apresenta variações nas propriedades mecânicas devido ao calor é conhecida por zona termicamente afetada (ZTA). Esta é uma região intermediária entre a zona fundida e o material base. A última região que pode ser identificada após um processo de soldagem por fusão é a região de material base (MB). Esta região não apresenta alteração nas propriedades físicas ou químicas após o processo de soldagem (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009). As regiões mencionadas estão esquematizadas na Figura 8.

Figura 8 - Regiões identificáveis após um processo de soldagem por fusão



Fonte: MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009.

2.3.1 Soldagem a LASER

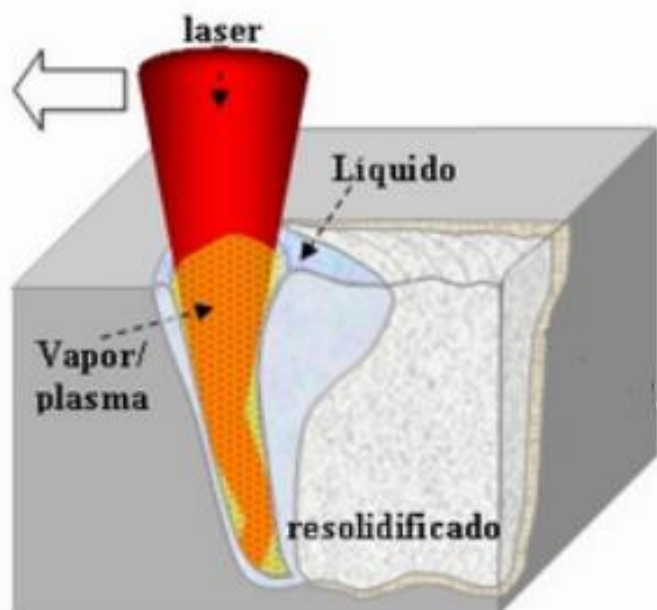
A soldagem a LASER ou LBW (*Laser Beam Welding*) é uma forma de soldagem alternativa ao processo TIG ou plasma (PAW).

É sabido que quando um átomo recebe energia externa, ele fica em um estado excitado e os elétrons são elevados a níveis de energia superiores. Quando os elétrons retornam para o nível energético inicial, a energia é liberada em forma de fótons. Este processo pode ser repetido e os fótons podem ser refletidos em um tubo. O resultado é uma cadeia de emissão fotônica que amplifica a emissão inicial. Este processo de obtenção de luz por meio de radiação estimulada ficou conhecido por LASER (*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*) (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

Para que a intensidade de potência seja alta, o feixe de LASER deve ser concentrado em uma pequena área de um diâmetro reduzido. A energia concentrada pelo LASER deve ser suficiente para fundir o material de forma localizada e caracterizar uma união. Por se tratar de um processo de transferência de energia concentrada, é possível obter uma zona termicamente afetada e fundida da solda até dez vezes menor que nos processos tradicionais (LIMA, 2008; RIVA et al, 2009, ION, 2005).

Quando o feixe de LASER incide na superfície do metal, a maior parte é refletida e apenas uma pequena parte é absorvida pelo material. A energia absorvida promove um aquecimento localizado que aumenta a temperatura da superfície e a absorção da energia incidida. Com o aumento de energia absorvida, ocorre uma fusão localizada e evaporação do metal. A cavidade formada facilita a absorção do material, que pode ser aumentada em até 90%. Esta cavidade é composta por plasma e vapor e é rodeada por metal fundido que a preenche com o deslocamento do laser (KANNATEY-ASIBU, 2009). Um esquema de um processo de soldagem a laser esta contido na Figura 9.

Figura 9 - Desenho esquemático do processo de soldagem por penetração



Fonte: RIVA; LIMA; OLIVEIRA, 2009.

As principais vantagens do processo de soldagem a laser em comparação com os processos convencionais são as seguintes (KANNATEY-ASIBU, 2009):

- Alta razão entre profundidade e largura, variando entre 3:1 e 10:1;
- O calor total fornecido é baixo e altamente localizado, resultando em pouca distorção e zonas termicamente afetadas bem estreitas;
- Processo sem contato;
- O feixe não é afetado por campos magnéticos ou pela passagem de ar e, portanto, não exige que o processo seja feito em vácuo, como no caso da soldagem por feixe de elétrons;
- Fácil acesso à região da solda, uma vez que o feixe pode ser facilmente direcionado em regiões de difícil acesso. Neste quesito, alguns tipos de laser são mais vantajosos que outros;
- Capacidade para soldar materiais dissimilares, pois o calor fornecido é limitado a uma região muito pequena;
- Capacidade de controle da densidade de potência pelo ajuste do foco.
- Processo facilmente automatizado;
- Relativamente mais rápido que os processos de soldagem mais convencionais;
- Resistência da solda relativamente alta comparado aos processos mais tradicionais de soldagem.

Por outro lado, algumas desvantagens comuns do processo de soldagem a laser são (KANNATEY-ASIBU, 2009):

- Altas taxas de resfriamento. O calor fornecido baixo e altamente localizado resulta em altas taxas de resfriamento que podem provocar endurecimento em determinados tipos de materiais, como aços de alto carbono e alguns aços liga. Esse efeito pode ser reduzido com o preaquecimento do material ou por tratamentos térmicos pós-soldagem;

- Necessidade de que as partes a serem soldadas apresentem juntas precisas. O tamanho pequeno da fonte de calor e da poça líquida gerada requer boa preparação da interface de contato entre as peças que serão soldadas;

- Alto investimento inicial para compra do equipamento.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado no desenvolvimento deste trabalho foi o aço Maraging 18Ni 300 em forma de chapa, com as dimensões de 1320 mm x 3200 mm x 3,3 mm, fabricado pela empresa BÖHLER, na qual adota a nomenclatura de V720 para este material. A chapa foi produzida utilizando o método VAR (*Vacuum Arc remelting* – Refusão sob arco a vácuo), e foi solubilizado após a sua solidificação. O material foi adquirido junto a uma empresa internacional devido à falta de fornecimento e fabricação na indústria nacional.

3.1 ANÁLISE QUÍMICA

As análises químicas do material como recebido foram realizadas nos laboratórios da AMR do IAE/DCTA, dosando-se os seguintes elementos: carbono e enxofre, pelo método de análise por combustão direta (ASTM E30); silício e níquel por gravimetria (ASTM E30); fósforo pelo método de fotometria (ultravioleta); manganês, cromo e, molibdênio, cobalto, titânio, cálcio, alumínio e zircônio, por absorção atômica no equipamento Espectrofotômetro de Absorção Atômica. Modelo AA-Zv Plus, marca Varian.

3.2 SOLDAGEM A LASER

As chapas de aço maraging 18 Ni 300 foram retificadas em ambos os lados para remoção da camada superficial oxidada e uniformização da superfície. Quatro chapas do aço, com dimensões de aproximadamente 200 mm x 200 mm x 3,3mm, foram utilizadas para soldagem e confecção dos corpos de prova. Para simplificar o processo de soldagem e garantir uma solda de boa qualidade, foi utilizada a técnica de soldagem em cheio (soldagem de topo e sem chanfro).

Os parâmetros de potência e velocidade de varredura do feixe de laser foram utilizados, tendo como base os resultados obtidos nos testes de soldagem em cheio realizados por Fanton (2012). Os parâmetros escolhidos foram: potência do laser de 1800 W e velocidade de varredura foram de 1800 mm/min. Assim como nos testes iniciais, o feixe laser foi focado na

superfície da chapa e um fluxo de gás argônio foi aplicado sobre a poça líquida durante todo o ensaio a uma taxa de 30 l/min. Após a solda, foram produzidos corpos de prova, cortando a chapa com um equipamento de usinagem por eletroerosão no setor de Suporte Tecnológico (SUTEC) do IEAv/DCTA.

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Para o processo de tratamento térmico foram utilizados fornos EDG 3P-S-7000, EDGCON 3P-7000 e FESORPN-FLYEVEER. Os fornos utilizados pertencem ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. A imagem dos fornos esta contida na Figura 10.

Figura 10 - Fornos utilizados no processo de envelhecimento



Fonte: Autor.

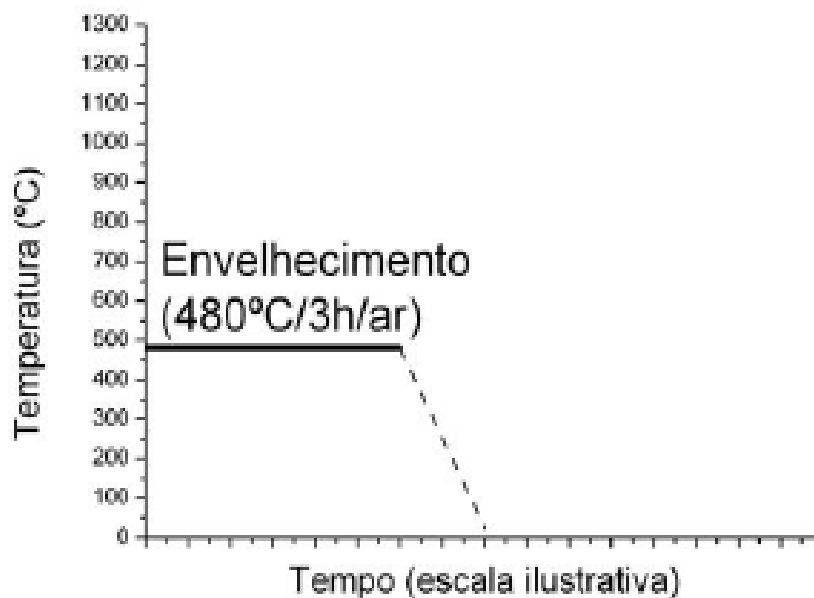
Inicialmente foram realizados testes para escolher a temperatura de envelhecimento mais adequada. Estes testes de envelhecimento foram realizados em corpos de prova de tração retirados da chapa no estado como fornecido (solubilizados) de acordo com os seguintes parâmetros:

- temperatura: 450°C, 480°C e 520°C $\pm$ 2°C.
- tempo de permanência, em minutos: 5, 10, 15, 30, 60, 180 e 300, sendo utilizados três corpos de prova para cada tempo de permanência.
- resfriamento: ao ar.

Após a escolha dos melhores parâmetros (tempo e temperatura) a serem aplicados no aço maraging 300, estes foram utilizados para envelhecer os corpos de prova do aço soldado e não soldado e suas resistências à tração foram comparadas.

Para a caracterização microestrutural da região de solda, corpos de prova foram envelhecidos a 480 °C por 3 h, solubilizados a 815°C, por 1 h e homogeneizados a 1150 °C por 1 h. Os tratamentos térmicos utilizados nos CDP's estão ilustrados na Figura 11, Figura 12 e Figura 13.

Figura 11 - Tratamento térmico de Envelhecimento.



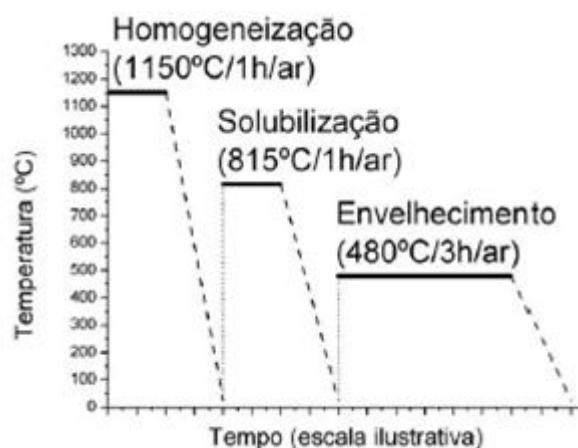
Fonte: FANTON, 2013.

Figura 12 - Tratamento térmico de Solubilização e Envelhecimento.



Fonte: FANTON, 2013.

Figura 13 - Tratamento térmico de Homogeneização, Solubilização e Envelhecimento.

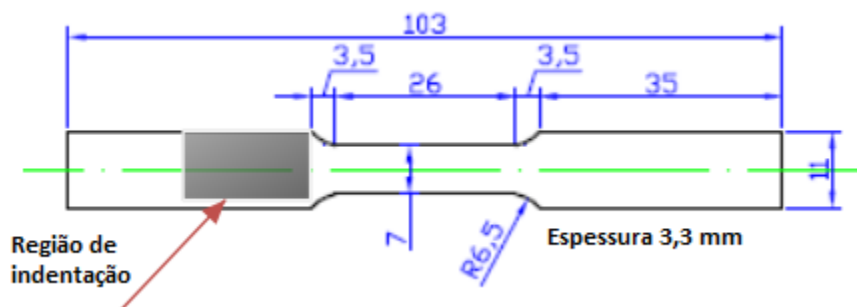


Fonte: FANTON, 2013.

3.4 ENSAIOS DE MICRODUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados na escala Vickers por um microdurômetro HMV-2T E da marca SHIMADZU com uma carga de 1.961 mN e tempo de 5 s nos CDP's envelhecidos e carga de 980,7 mN e tempo de 5 segundos nos CDP's soldados. Foram feitos ensaios de microdureza com duas finalidades. Devido à falta de material disponível, os primeiros ensaios foram realizados nos corpos de prova de tração envelhecidos. Este ensaio foi realizado para a determinação dos parâmetros de envelhecimento que garantissem as melhores propriedades mecânicas no material. A seta contida na Figura 14 indica a região em que foram feitas 10 indentações em um corpo de prova de cada processo de envelhecimento. As indentações foram realizadas nesta região para que os ensaios de tração não fossem prejudicados. A região disponível para as endentações foi lixada com lixas de granulometria 600.

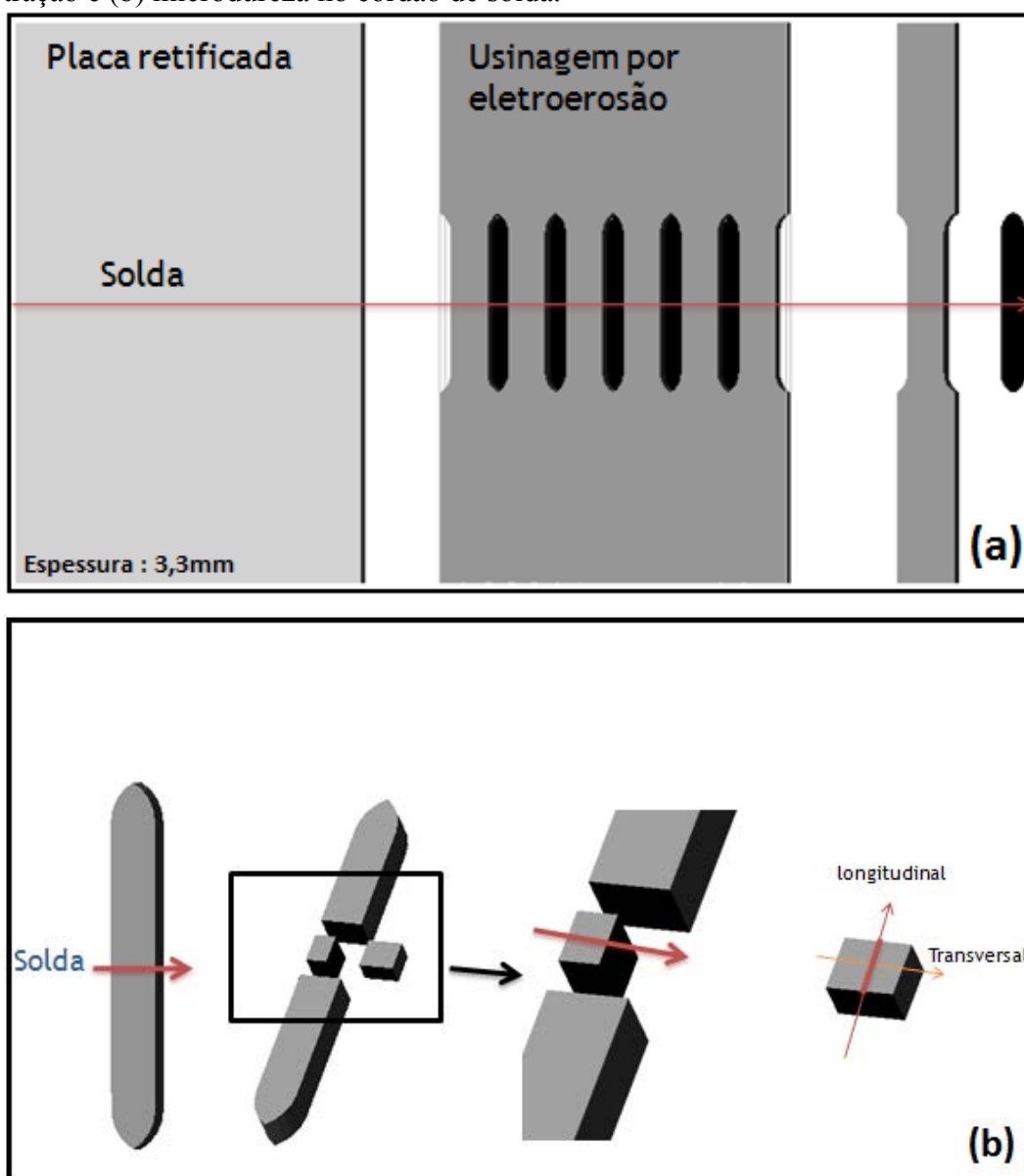
Figura 14 - Área útil para indentações nos corpos de prova (CDP)



Fonte: Autor.

Posteriormente, foram realizados ensaios de microdureza na região de solda para a caracterização de propriedades dos cordões de solda em corpos de prova com diferentes tratamentos térmicos. Estes corpos de prova foram retirados da chapa no estado como fornecidos e separados em quatro grupos diferentes: sem tratamento térmico, tratamento de envelhecimento, tratamento de solubilização e envelhecimento e tratamento de homogeneização, solubilização e envelhecimento. Os corpos de prova para os ensaios de tração e microdureza foram obtidos conforme esquema contido na Figura 15.

Figura 15 - Esquema representativo do processo de obtenção dos corpos de prova de (a) tração e (b) microdureza no cordão de solda.

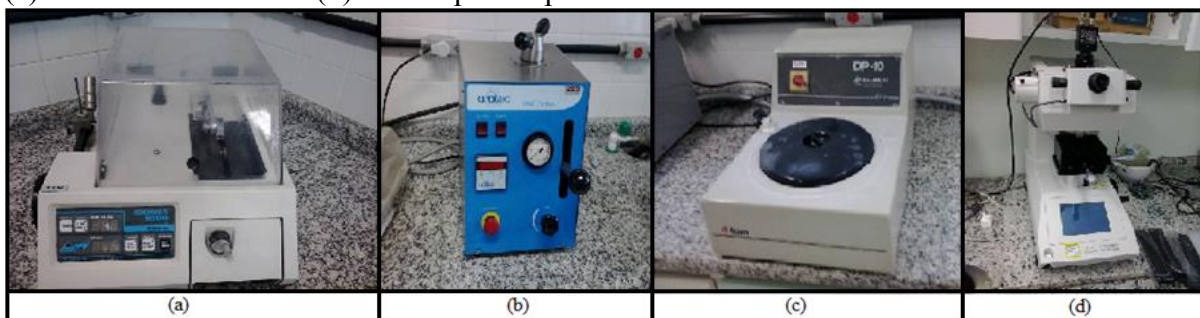


Fonte: Autor.

Os corpos de prova foram cortados, com uma velocidade de 250 rpm, em uma máquina ISOMET 1000 – BUEHLER, embutidos com o equipamento AROTEC PRE 30MI, lixados com as lixas de granulometria 220, 320, 400, 600 e 1200. Logo após, os corpos de prova foram polidos com uma politriz DP-10 STRUERS PANAMBRA, atacados quimicamente com Nital 10%.

O tempo de ataque varia com o tipo de tratamento térmico a qual o corpo de prova foi submetido. Os corpos de prova homogeneizados foram atacados por aproximadamente 2 s, enquanto os solubilizados, envelhecidos e os sem tratamento térmicos foram atacados aproximadamente por 5 s, 5 s e 8 s, respectivamente. As indentações foram realizadas com o auxílio de um microdurômetro. Os equipamentos utilizados nestes processos podem ser vistos, respectivamente, na Figura 16.

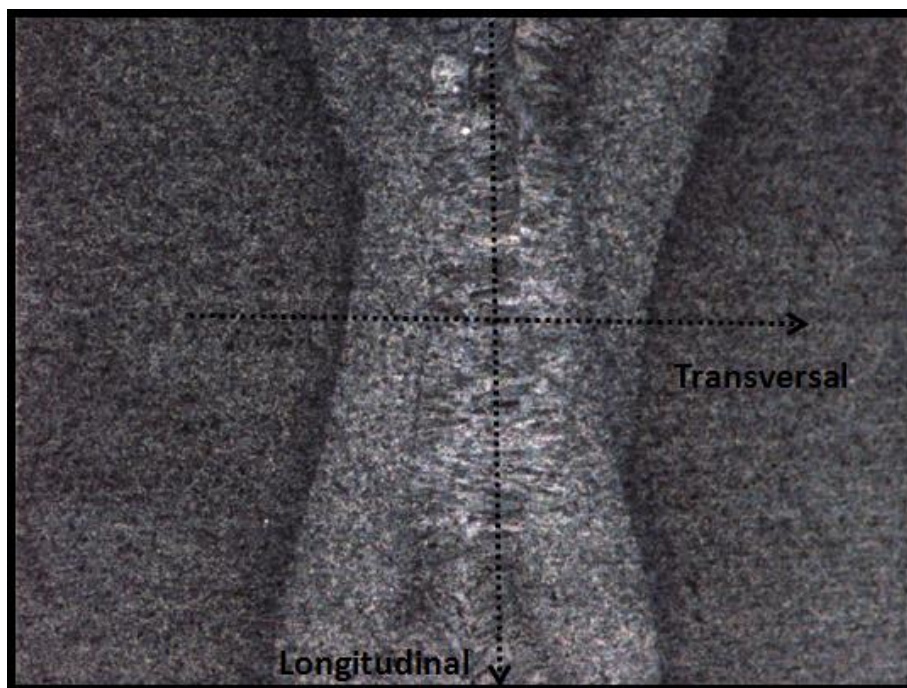
Figura 16 - Equipamentos utilizados nos processos de corte (a), embutimento (b), polimento (c) e medidas de dureza (d) dos corpos de prova



Fonte: Autor.

Os corpos de prova foram atacados quimicamente de forma que a região de solda se destacasse e se tornasse evidente. Posteriormente, foram realizados indentações em uma linha longitudinal, localizada no centro da solda, e uma linha transversal, no centro da solda. As indentações foram distanciadas de 0,1mm umas das outras conforme sugere a norma ASTM E384-10. Um esquema das linhas de indentação longitudinal e transversal está caracterizado na Figura 17.

Figura 17 - Esquema representativo do ensaio de microdureza envolvendo o corpo de prova soldado



Fonte: Autor.

3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Foram ensaiados 3 corpos de prova para cada tratamento térmico, no Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA), de acordo com a norma ASTM E 8M, que especifica as condições para ensaios de tração em chapas metálicas à temperatura ambiente. O equipamento utilizado foi uma máquina servo hidráulica MTS 810.23M (Figura 18) com célula de carga com capacidade de 250 kN. A pré-carga inicial aplicada para o ensaio de tração foi de 25 kN, enquanto a velocidade do deslocamento do atuador foi de 1 mm/min, a taxa de aquisição de dados de 2 pontos por segundo e o alongamento em 26 mm.

Figura 18 - Equipamento para ensaios mecânicos de tração, MTS 810 M



Fonte: Autor.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

A Tabela 1 contém valores de porcentagem em peso especificados pela norma vigente, SAE AMS 6514 G, e os valores apresentados pelo catálogo do fornecedor do material, obtidos pela análise química.

Tabela 1- Composição química encontrada em análise e composições especificadas na norma SAE AMS 6514G e catálogo de fornecedor.

Elemento	Encontrado %	Norma SAE AMS 6514G (%)	Catálogo fornecedor (%)
Carbono (C)	<0,007	máx. 0,03	máx. 0,005
Silício (Si)	<0,02	máx. 0,10	máx. 0,05
Manganês (Mn)	0,01±0,03	máx. 0,10	máx. 0,05
Molibidênio (Mo)	4,67±0,31	4,6-5,2	5
Níquel (Ni)	18,58±0,06	18-19	18,5
Cobalto (Co)	9,35±0,27	8,5-9,5	8,8
Titânio (Ti)	0,66±0,03	0,5-0,8	0,7
Alumínio (Al)	0,087±0,003	0,05-0,15	0,11
Cromo (Cr)	0,06±0,02	máx. 0,5	-
Cobre (Cu)	-	máx. 0,5	-
Fósforo (P)	<0,004	máx. 0,010	-
Enxofre (S)	<0,002	máx. 0,010	-

Fonte: Autor.

Avaliando-se os resultados obtidos pela análise química é possível afirmar que a composição do material está dentro do estipulado para os aços maraging 18Ni 300 pela norma SAE AMS 6514G.

4.2 MICROESTRUTURAS

A seguir é realizada uma discussão sobre a microestrutura do aço maraging 300, na região de solda e suas proximidades. Na Figura 19, está representada a microestrutura na Zona Fundida da solda, ZTA e material base do aço. Estas observações foram realizadas após o tratamento térmico de envelhecido a 480°C

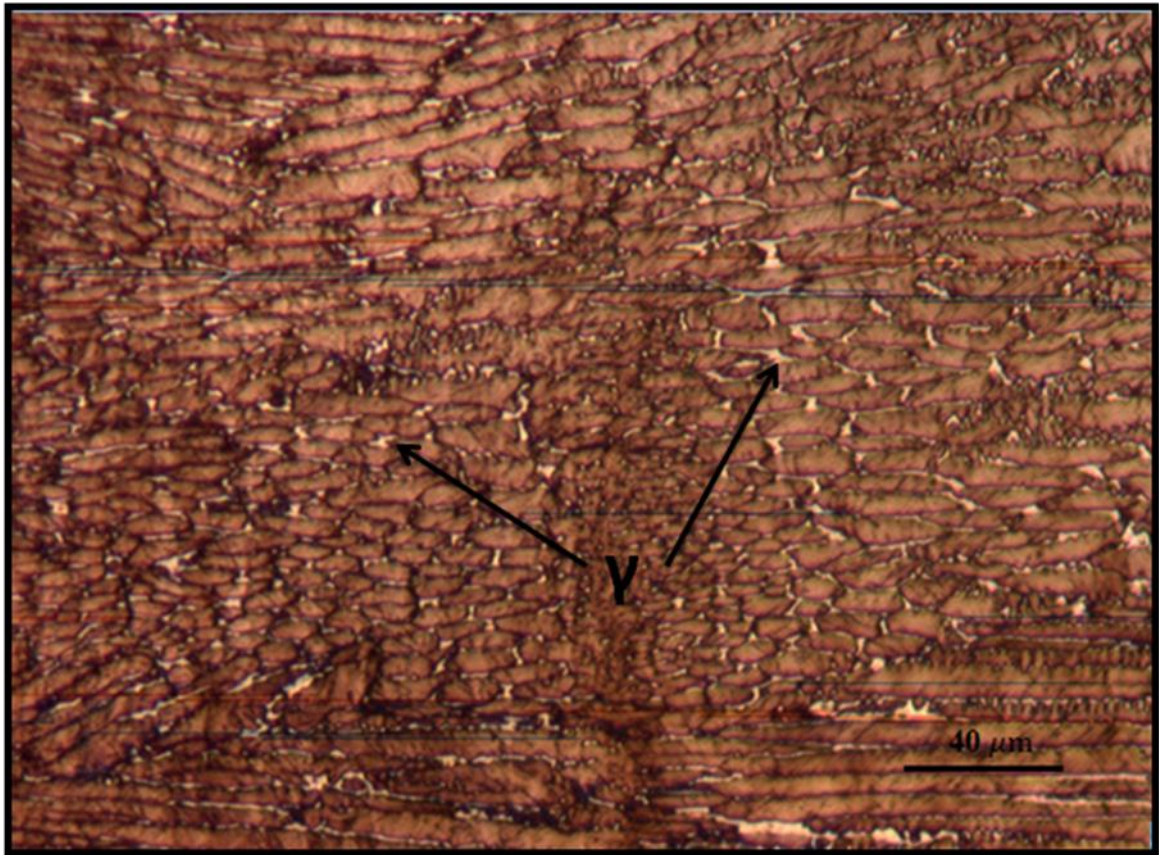
Figura 19 - A) Ampliação do centro da solda (200 X), B) região de solda do aço Maraging após envelhecido (50 X) e C) ampliação da ZTA (200 X)



Fonte: Autor.

Verifica-se, na Figura 19 b, três regiões distintas. A zona fundida (ZF) apresenta uma estrutura dendrítica, que se forma devido à fusão e solidificação do material, formação de martensita e mecanismo de resfriamento rápido, devido à extração de calor por condução para o restante da peça. Nesta região, notam-se regiões brancas entre os grãos martensíticos. Nestes pontos há a formação de austenita retida (Y), que pode prejudicar o material, reduzindo os valores de dureza e resistência. A formação de austenita retida pode ser melhor observada na Figura 20.

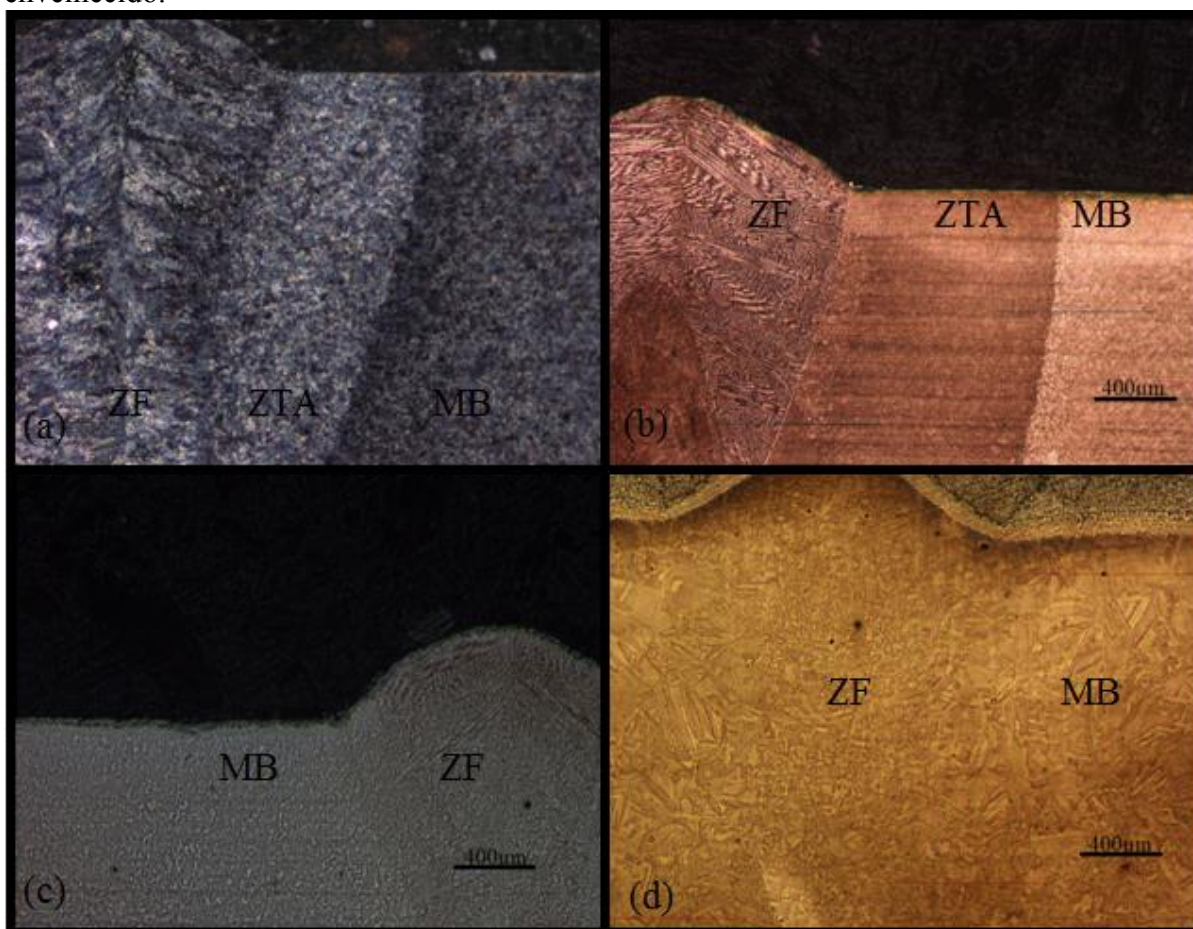
Figura 20 - Formação de austenita retida na zona fundida do aço Maraging após processo de envelhecimento (500X).



Fonte: Autor.

Entre a ZF e o material base, encontra-se a ZTA, que é a região afetada pelo calor e possui propriedades mecânicas diferentes da ZF e do MB. Na ZTA, ocorre precipitação de compostos intermetálicos e, com isto, ganhos de dureza. Na Figura 21, observa-se micrografias das diferentes regiões formadas devido a solda, para diferentes tratamentos térmicos aplicados após a solda a laser.

Figura 21 - Região de solda em aço maraging 300 (A) sem tratamento térmico, (B) apenas envelhecido, (C) solubilizado e envelhecido e (D) homogeneizado, solubilizado e envelhecido.



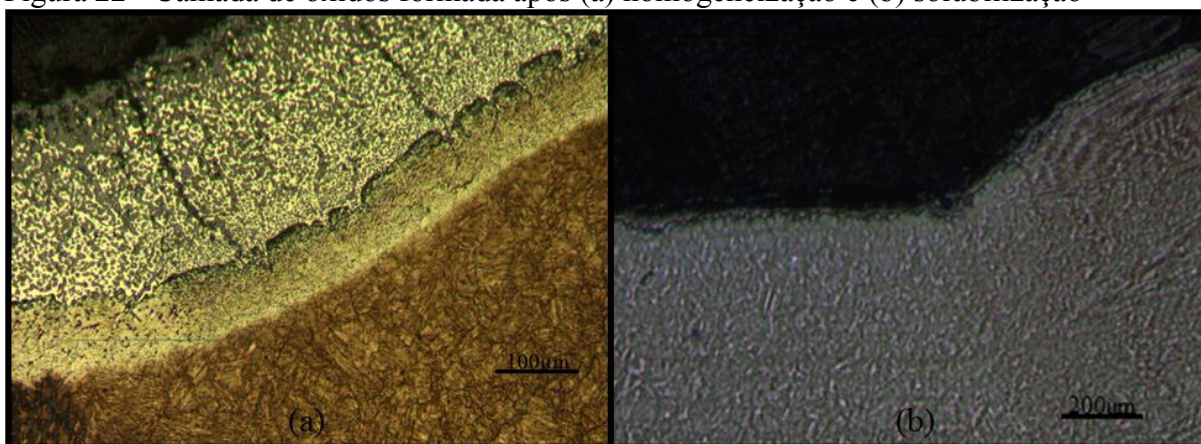
Fonte: Autor.

Analisando-se a Figura 21, verificam-se os efeitos que os tratamentos térmicos produziram na microestrutura. Quando o aço é soldado e não sofre nenhum tratamento térmico, ele apresenta três regiões distintas: ZF, ZTA e MB. Para o material, a presença destas regiões com propriedades diferentes é prejudicial, pois isto interfere nas propriedades mecânicas, ao ser solicitado mecanicamente a região de menor dureza e resistência tenderá a deformar e propiciar o início da fratura. Quando o aço é apenas envelhecido, o calor fornecido é suficiente para promover a precipitação e aumentar a resistência mecânica. Contudo, o calor fornecido neste processo não é suficiente para modificar a microestrutura e ainda é possível encontrar as mesmas três regiões distintas (Figura 21 b). No tratamento de solubilização, Figura 21 c, o aço é elevado a 815°C e o calor é suficiente para modificar a estrutura do material, eliminando a ZTA. Porém, percebe-se ainda uma estrutura dendrítica no centro da solda. Esta estrutura pode diminuir a resistência à tração devido às heterogeneidades, dendritas e diferentes fases. O tratamento de homogeneização, Figura 21 d, elimina este

problema, pois o calor fornecido neste processo é suficiente para a formação de novos grãos, há uma intensa difusão atômica e as fases se transformam completamente, formando uma estrutura mais homogênea.

Embora se tenha obtido uma estrutura mais homogênea realizando o tratamento térmico de homogeneização, observou-se a formação de uma camada de óxidos na superfície do material. Também se observa a formação de uma camada de óxidos no material solubilizado, porém, com menor espessura. Este fenômeno está caracterizado na Figura 22.

Figura 22 - Camada de óxidos formada após (a) homogeneização e (b) solubilização



Fonte: Autor.

A camada de óxidos formada no material é consequência das altas temperaturas a qual ele foi submetido (1150°C para homogeneização e 815°C para a solubilização). Como a temperatura de homogeneização é maior que a temperatura de solubilização, a camada de óxidos formada é maior.

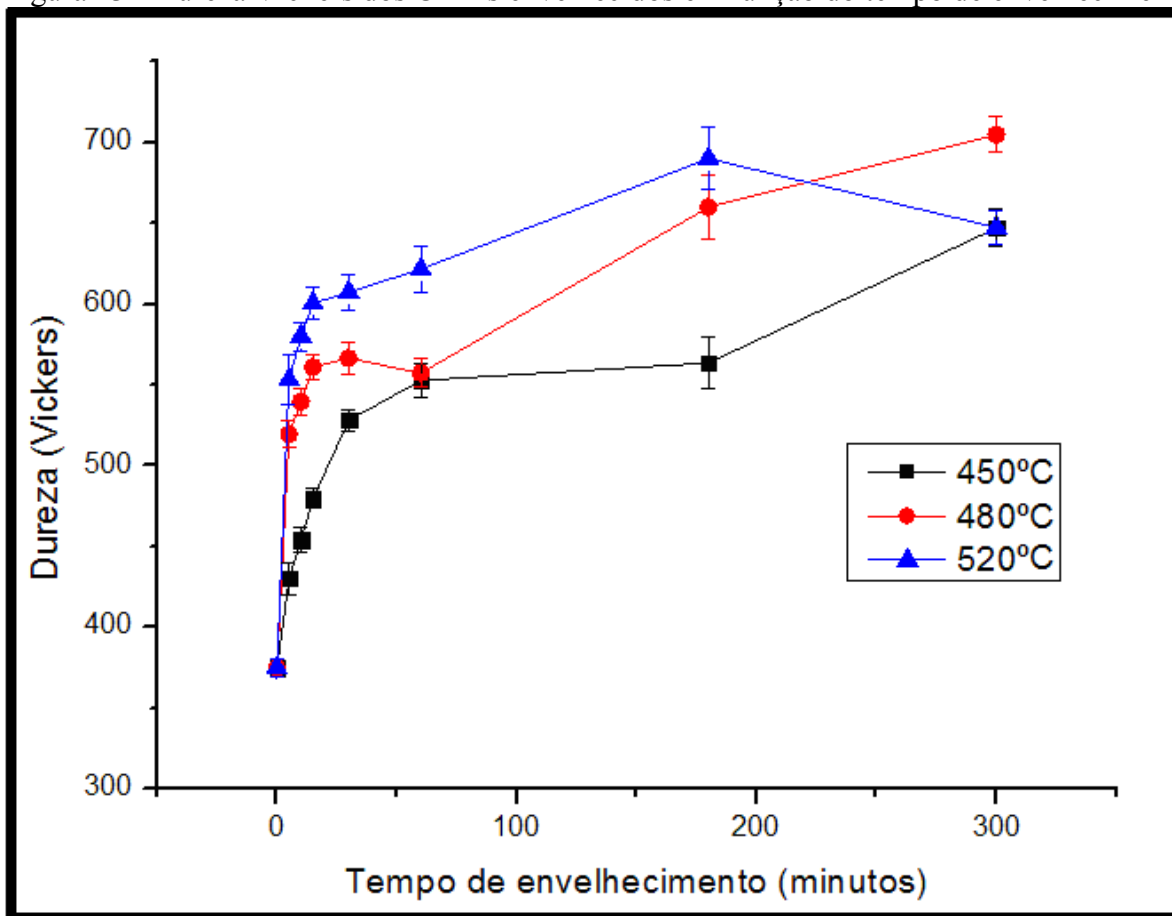
Verifica-se, na Figura 22 a, a formação de duas camadas de óxidos: uma camada compacta e uma camada porosa. A camada porosa apresenta maior formação de trincas e pontos de concentração de tensões, que podem prejudicar nas propriedades mecânicas do material. Na figura 22 b, verifica apenas a formação de uma camada de óxidos compacta. Esta camada é menor do que a que se encontra após o tratamento de homogeneização, porém também apresenta pontos de concentração de tensões, facilitando a propagação de trincas. Estes detalhes podem ser de grande importância, principalmente se o material for submetido a esforços dinâmicos (fadiga).

A camada de óxidos formada na superfície do material poderia ser evitada se o aço fosse homogeneizado e solubilizado em uma atmosfera controlada, sem a presença de oxigênio. Neste caso, o ganho de resistência representaria também um aumento de custo no processo de produção.

4.3 ENSAIOS DE MICRODUREZA

A partir das médias das medidas de dureza realizadas (10 medidas por ponto) durante os testes de envelhecimento às temperaturas de 450, 480 e 520°C, foram plotadas as curvas do gráfico da Figura 23. Os gráficos contidos neste trabalho foram confeccionados com o programa OriginPro 8.1.

Figura 23 - Dureza Vickers dos CDP's envelhecidos em função do tempo de envelhecimento



Fonte: Autor.

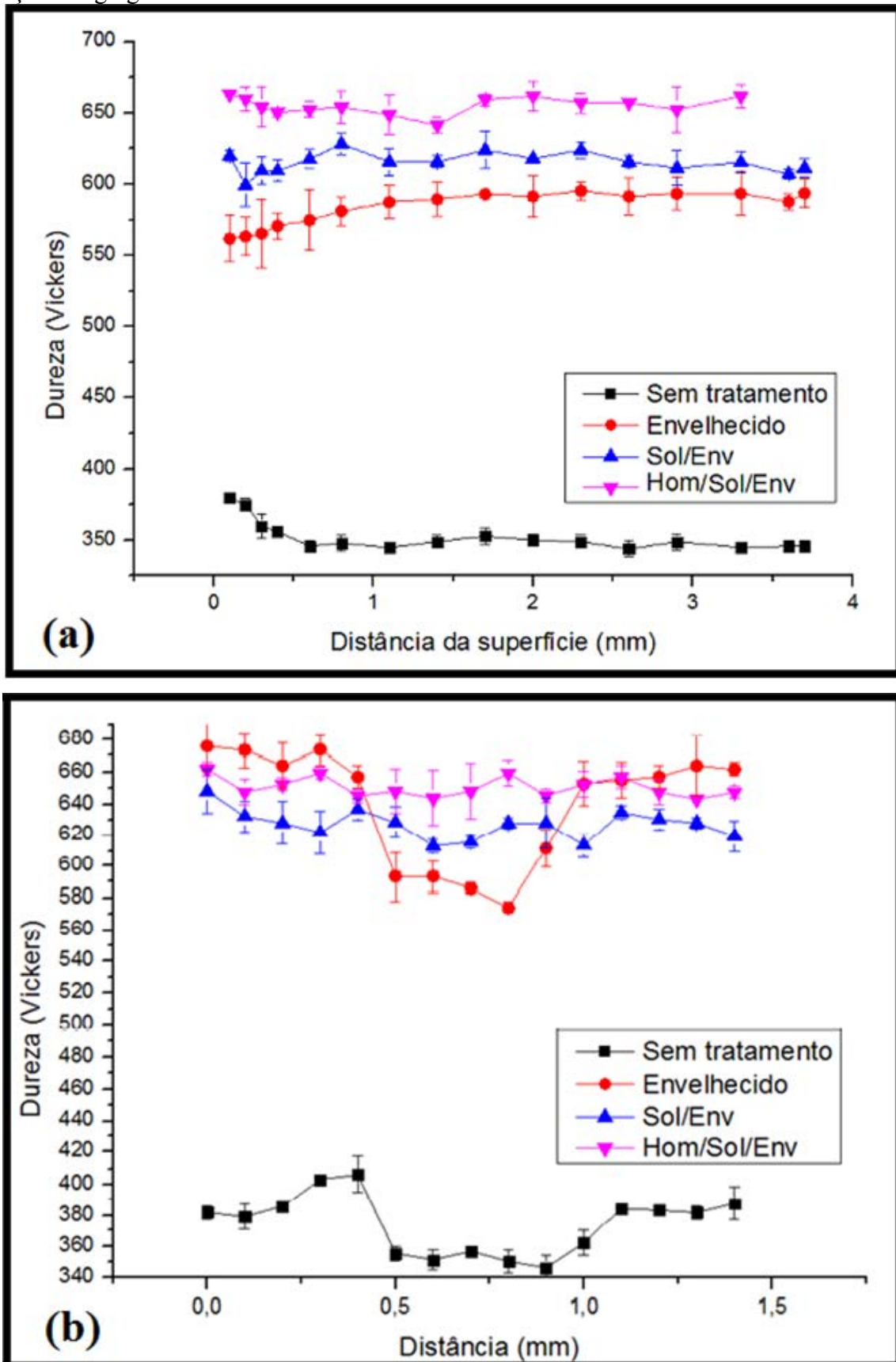
Percebe-se, no gráfico da Figura 23, que o processo de envelhecimento ocorre rapidamente até cerca de 30 min, mostrando uma rápida elevação nos valores de dureza, e depois continua atuando mais lentamente. Para a temperatura de 520°C o processo parece acelerar-se, atingindo um máximo de dureza em torno de 180 min.

Analisando-se, ainda, a Figura 23, pode-se afirmar que a maior dureza registrada foi a 480°C para o tempo de 5 h. Este resultado está de acordo com a literatura que considera indicada a temperatura de 480°C para ser utilizada nos processos de envelhecimento nos aços maraging. A dureza do aço obtida para a temperatura de envelhecimento de 520 °C e 3 h foi próxima a 690 HV, enquanto a dureza máxima obtida para envelhecimento a 480°C e 5h foi perto de 704 HV. Foi registrada queda na dureza do aço com o aumento no tempo de envelhecimento, superior a 3 h, na temperatura de 520°C, isto decorre do processo de aumento no tamanho dos precipitados, devido ao fenômeno de superenvelhecimento.

Embora o melhor resultado de dureza tenha sido a 480°C por 5 h, para a continuidade do trabalho se adotou um tempo de envelhecimento de 3 h para se garantir que o material não entrasse em processo de superenvelhecimento. O tempo de permanência de 3h na temperatura de 480 °C mostrou-se suficiente para elevar as propriedades de dureza a níveis elevados. Outros autores adotaram estes mesmos parâmetros de envelhecimento e observaram também uma elevada resistência mecânica sem perda da ductilidade (SANTOS, 2001; FANTON, 2013).

Os resultados dos ensaios de dureza para a caracterização do cordão de solda do aço submetido a diferentes tratamentos térmicos estão contidos na Figura 24.

Figura 24 - Perfil de dureza Vickers (a) longitudinal e (b) transversal nos cordões de solda do aço maraging submetido a diferentes tratamentos térmicos



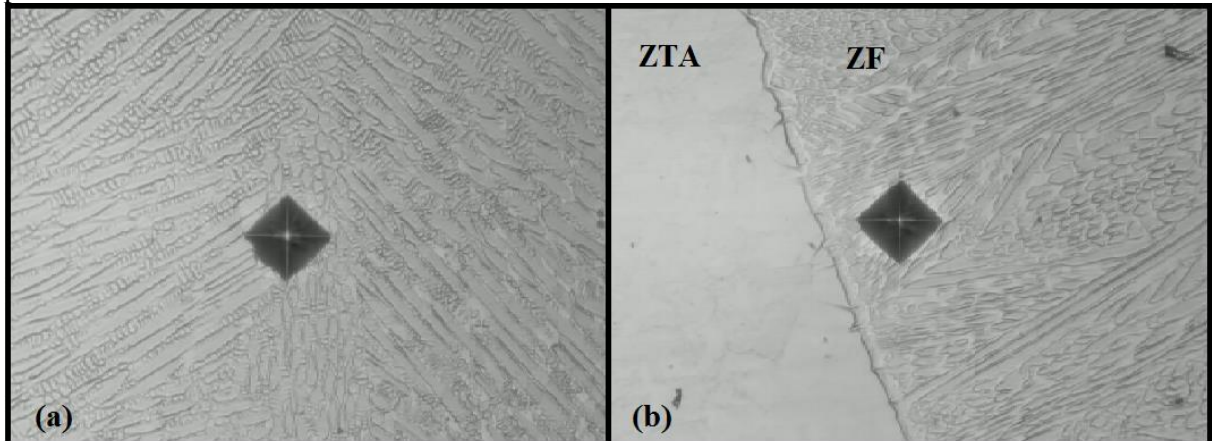
Fonte: Autor.

Verifica-se, na Figura 24 uma variação significativa no perfil de dureza quando o material é submetido a tratamentos térmicos. Avaliando-se o perfil longitudinal (do topo à raiz) do aço apenas soldado (sem tratamento térmico), encontra-se um perfil de dureza que varia próximo a 350 HV. Analisando-se o perfil de dureza transversal (atravessando o centro da solda) para este mesmo caso, verifica-se uma queda de dureza de aproximadamente 30 HV na zona fundida, quando comparado com o material base. Verifica-se, ainda, a existência de picos de dureza na região próxima a zona fundida (ZTA). A queda na dureza no cordão de solda do aço Maraging sem tratamento térmico é esperada devido à fusão do material nesta região, formando, após o resfriamento, uma martensita de baixa dureza e menor resistência. Na ZTA, não ocorre fusão do material, porém a região é afetada pelo calor e favorece a existência de precipitação localizada, responsável pelos picos de dureza.

Quando o aço apenas soldado é submetido apenas ao processo de envelhecimento, ocorre um ganho de dureza significativo, porém a estrutura da região soldada não é modificada e continua martensítica e com formações dendriticas, desta forma há concentração de átomos de solutos que se precipitam e se aglomeram nos contornos das dendritas, ocasionando queda de dureza no cordão de solda. Ocorre a precipitação de compostos intermetálicos que garantem aumento na resistência e, para este caso (apenas envelhecido), a dureza no cordão de solda varia na faixa de 580 HV. Os valores de dureza na ZTA e no material base tornam-se semelhantes (~670HV) devido à precipitação (envelhecimento).

Para o material solubilizado e depois envelhecido, a dureza no cordão de solda e no material base varia na faixa de 630 HV. Neste caso não ocorre uma queda de dureza no cordão de solda. O processo de solubilização distribui de forma mais igualitária os compostos intermetálicos na microestrutura, resultando em uma precipitação mais uniforme. Quando o aço é submetido a um tratamento de homogeneização antes da solubilização e do envelhecimento, também não se verifica uma queda de dureza no cordão de solda e ainda ocorre um ganho de dureza. No tratamento de homogeneização a temperatura é alta o suficiente (1150 °C) para modificar a microestrutura do material e eliminar a estrutura dendrítica formada no processo de soldagem, gerando melhores condições para a precipitação no processo de envelhecimento. Para este caso, verificou-se uma dureza no material base e na região soldada variando na faixa de 650HV. Na Figura 25, encontram-se indentações no material apenas soldado. Percebe-se a existência de uma estrutura dendrítica na ZF e uma interface bem definida entre a ZF e a ZTA.

Figura 25 - Endentação em um aço maraging sem tratamento térmico (a) no centro da ZF e (b) próximo da interface entre a ZF e a ZTA

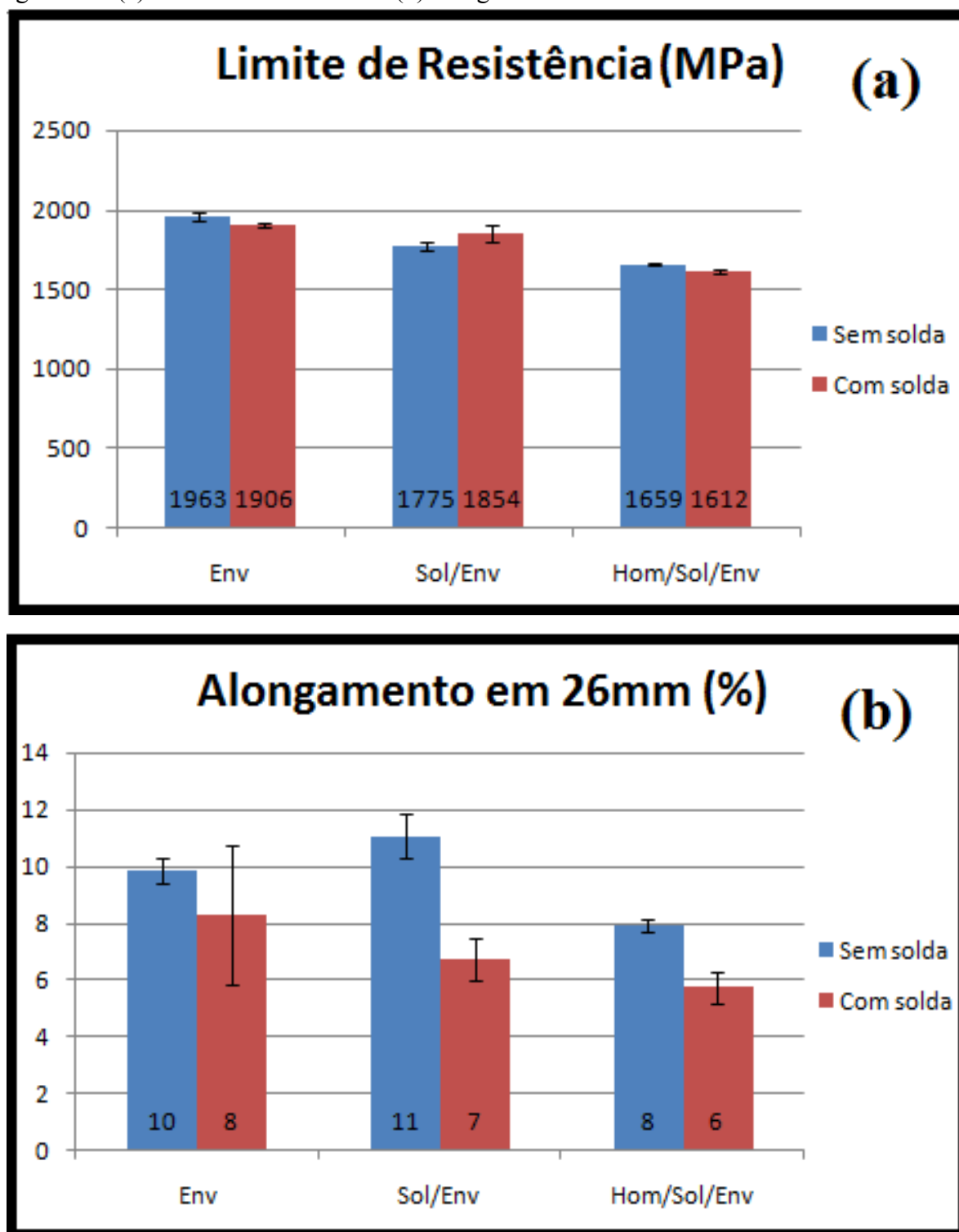


Fonte: Autor.

4.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Após a realização dos ensaios de tração para cada condição de tratamento térmico, confeccionaram-se gráficos do limite de resistência e do alongamento (%), relacionando os corpos de prova soldados e sem solda. Os resultados obtidos se encontram na Figura 26.

Figura 26 - (a) Limite de resistência e (b) alongamento em tratamentos térmicos variados



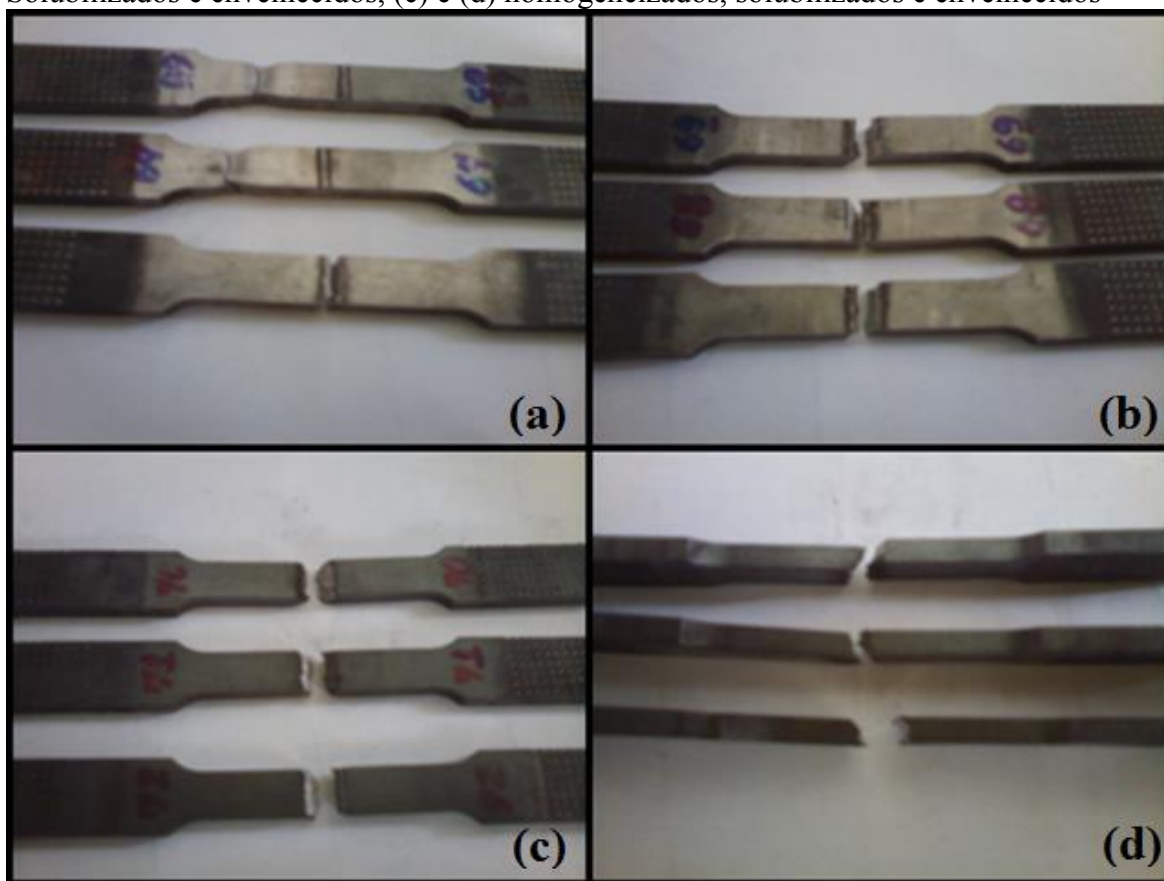
Fonte: Autor.

Verifica-se, pela figuras 26 (a) e (b), que o material apresentou maior resistência à tração quando foi apenas envelhecido, além de ter obtido um alongamento de 10% após a ruptura. É esperado que, após um tratamento térmico de homogeneização, o material ganhe resistência, pois, neste caso, a estrutura se torna mais homogênea, embora apresente

crescimento de grão. Contudo, o modo como o tratamento térmico foi realizado influenciou diretamente nos resultados. Verificou-se a formação de camadas de óxidos nos corpos de prova homogeneizados e solubilizados. Esta camada, frágil e porosa, aumenta a concentração de tensões e diminui a resistência mecânica.

No caso dos corpos de prova apenas envelhecidos, a temperatura (480°C) não foi suficiente para a formação desta camada e, por este motivo, obtiveram-se melhores resultados neste caso. Analisando a Figura 26 (b), verifica-se que, de fato, os corpos de prova homogeneizados se tornaram menos dúcteis. De certo, para este caso, os efeitos das camadas de óxidos se sobrepõem aos efeitos da homogeneização e do crescimento de grão. Na figura 27, verifica-se como os CDPs ficaram após os ensaios de tração.

Figura 27 - Corpos de prova após ensaios de tração (a) Apenas envelhecidos, (b) Solubilizados e envelhecidos, (c) e (d) homogeneizados, solubilizados e envelhecidos



Fonte: Autor.

Analisando-se a figura 27 verifica-se que dois CDPs do grupo apenas envelhecidos apresentaram fratura fora do cordão de solda. Percebe-se, ainda, que nesses CDPs ocorreu uma estricção significativa que é pouco perceptível nos outros corpos de prova. Este resultado ajuda a explicar por que se obteve um alongamento e um desvio padrão maior neste grupo.

Embora não haja um fenômeno de estrição perceptível na maioria dos CDPs, verificou-se que todas as fraturas ocorreram próximas a 45°. Este resultado é esperado para materiais dúcteis. Com exceção de dois corpos de provas, todas as fraturas ocorreram a 45° atravessando o cordão de solda. Este resultado indica que esta é uma região crítica e mais suscetível a falhas.

Fazendo-se uma comparação entre os resultados dos ensaios de tração nos corpos de prova soldados e não soldados, verifica-se que a solda influenciou negativamente em todos os casos, diminuindo a resistência à tração de 3 a 5% e o alongamento em torno de 30%, aumentando a fragilidade do material. Contudo, os resultados são promissores, pois a perda de resistência e ductilidade no material é pequena.

Espera-se que, ao realizar tratamentos térmicos de homogeneização e solubilização sob atmosfera controlada (ausência de oxigênio), não ocorra formação de camadas frágeis na superfície do material e que a resistência à tração aumente significativamente, se tornando superior à condição de apenas envelhecido.

5 CONCLUSÃO

Com Base nos resultados obtidos pode-se concluir:

- Com relação aos testes iniciais de envelhecimento, obteve-se maior dureza (~670HV) nos corpos de prova envelhecidos a 480 °C por 5 h, mas a dureza obtida dos corpos de prova envelhecidos a 520°C por 3 h foi próxima à dureza máxima de 650 HV, porém, após 3 h já apresentou superenvelhecimento.
- Ao se escolher os parâmetros de envelhecimento de 520°C e 3 h, deve-se ter um controle rígido sobre o tempo de envelhecimento devido à queda de dureza após 3 h de envelhecimento.
- No processo de solda a laser foi observado a formação da zona fundida (ZF) com formação dendrítica e presença de austenita retida, e uma zona termicamente afetada (ZTA). A espessura da zona fundida é de cerca de 0,5 mm, com pequena ZTA. Estas regiões são bem menores que as observadas por outros processos de solda, como a solda TIG ou plasma.
- Os aços maraging apresentaram queda de dureza no cordão de solda a laser (~14%) devido à fusão do metal base. Contudo, os tratamentos térmicos de solubilização ou de homogeneização foram capazes de eliminar ou diminuir significativamente este efeito.
- As regiões próximas à solda podem ser afetadas pelo calor e, dependendo da temperatura atingida, sofrer um processo de envelhecimento ou de solubilização.
- Obteve-se maior dureza (~650HV) no cordão de solda para os corpos de prova homogeneizados, solubilizados e envelhecidos. Embora a dureza no material base tenha se apresentado maior nos corpos de prova apenas envelhecidos.
- Os corpos de prova homogeneizados, solubilizados e envelhecidos apresentaram formação de uma camada de óxidos que é frágil e porosa. Uma camada de óxidos também se formou nos corpos de prova solubilizados e envelhecidos, porém, com espessura muito reduzida.
- A camada de óxidos formada nos corpos de prova homogeneizados solubilizados e envelhecidos e apenas solubilizados e envelhecidos prejudicou o material. Como consequência, obteve-se maior resistência a tração (1963 MPa) com os corpos de prova apenas envelhecidos.

- A soldagem a laser se mostrou eficiente e viável para os aços maraging 300. A perda na resistência mecânica em tração foi inferior a 5%, comparando-se o material soldado e envelhecido com o não soldado e envelhecido.

REFERÊNCIAS

ASSUNÇÃO, F. C. R. (Org.). **Materiais Avançados 2010-2022**. Brasília: Centro de Gestão e Estudos Estratégicos, 2010. 360 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8 / E8M-16**., Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, West Conshohocken, PA, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E30-89**, Withdrawn 1995: Test Methods for Chemical Analysis of Steel, Cast Iron, Open-Hearth Iron, and Wrought Iron. ASTM International, West Conshohocken.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E384-10**, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010.

BOSCOV, J. **Foguetes de sondagem**. Brasília: Agência Espacial Brasileira, 1996a. (curso de tecnologia espacial).

BOSCOV, J. **Veículos lançadores de satélites**. Brasília: Agência Espacial Brasileira, 1996b. (curso de tecnologia espacial).

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 1996.

FANTON, L. **Estudo do comportamento mecânico e microestrutural de um aço maraging após soldagem a laser e tratamentos térmicos**. 2013. 87f Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista Julio de Mesquita Filho, Guaratinguetá, 2013.

ION, J.C. **Laser processing of engineering materials**: principles, procedures and industrial application. Cidade: Ed. butterworth-heinemann., 2005.

KANNATEY-ASIBU, ELIJAH. **Principles of laser materials processing**. New Jersey: Wiley, 2009.

LIMA, M.S.F. Lasers in materials processing. In: __. **Lasers in chemistry**: Influencing matter. Weinheim: Maximilian Lackner, 2008, p. 1195-1209.

LOPES, J. C. O. **Os aços maraging**. São Paulo: Instituto de Logística da Aeronáutica, Subdivisão de Ensino Presencial, 2007.

MARQUES, P. V; MODENESI, P. J; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem fundamentos e tecnologias**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

PALAU, J. C. F. **Avaliação do processo de preparação de superfície de envelope motor foguete para a aderência de isolante térmico em aços de ultra-alta-resistência**. 2011. 163f. Dissertação (Mestrado profissionalizante em Engenharia Mecânica). – Universidade de Taubaté, Taubaté, 2011.

PARDAL, J.M., **Aços Maraging Classe 300**. [S.l.]: Ed.Blucher, 2012.

PHILIP, T. V.; McCAFFREY, T. J. ASM Handbook. **Properties and Selection: Irons, steels, and high-performance alloys**. In: __ Carbon and low alloy steels, ultrahigh-strength steels. USA: ASM International, v.4, p. 1118-1170, 1990.

RIVA, R.; LIMA, M.S.F.; OLIVEIRA, A.C. Soldagem a laser de estruturas aeronáuticas. **Metalurgia & Materiais**, v. 65, p. 48-50, 2009.

SANTOS, D. R. **Otimização dos parâmetros de tratamento térmico e soldagem do aço maraging 18Ni 300**. 2001. 118f Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista Julio de Mesquita Filho, Guaratinguetá, 2001.

SHA, W.; GUO, Z. **Maraging steels: Modelling of microstructure, properties and applications**. [S.l.]: Woodhead Publishing Limited, 2009. 203 p.

SILVA, A. L. C. S.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgar Blucher, 2006, 645 p.

SCHMIDT, M.; ROHRBACK, K. ASM Handbook. Heat treating. In: __. **Heat treating of maraging steels**. USA: ASM International, 1991. v.4, p. 528-548, 1991.

SOUZA, F. A.; GIACOMELLI, V. J.; MENEZES, M. A. Estudo dos aços 300m e maraging visando a aplicação na indústria aeroespacial. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA, 14., 2007, Uberlândia. **Anais...** Uberlândia, 2007, p. 1-10.

WAINER,E.; BRANDI, S. D.; HOMEM DE MELLO, F. **Soldagem**: processos e metalurgia. São Paulo: Edgard Blücher, 2002. 494 p.