

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA

***AVALIAÇÃO METALÚRGICA DA LIGA DE
ALUMÍNIO AA6056 SOLDADA POR “FRICTION
STIR WELDING” NAS CONDIÇÕES T4 E T6***

MARIANE CHLUDZINSKI

Orientador: Prof. Dr. Telmo R. Strohaecker

Co-orientador: Dr. Jorge dos Santos

Projeto de Engenharia Metalúrgica

Porto Alegre, maio de 2002.

RESUMO

Com o desenvolvimento do processo de soldagem por “Friction Stir Welding” tornou-se possível a obtenção de uma junta soldada com propriedades superiores a aquelas realizadas a partir de processos convencionais de soldagem (MIG, TIG, etc). Além disto, com este processo é possível minimizar a incidência de imperfeições que ocorrem quando certos materiais são soldados por técnicas convencionais.

A partir disto, este trabalho visa avaliar as propriedades metalúrgicas de uma liga de alumínio AA6056 soldado em duas condições de envelhecimento: T4 (envelhecimento natural) e T6 (envelhecimento artificial), com duas condições de soldagem.

Os resultados indicam variações de dureza em toda a extensão da solda, desde o centro da solda (“nugget”) passando pela zona termomecânica afetada, zona termicamente afetada, até o metal base. Observou-se, também, que a solda que apresentou um desempenho superior foi a realizada com a maior velocidade de soldagem aplicada no material envelhecido naturalmente, mas com um envelhecimento artificial aplicado posteriormente ao processo de soldagem, em uma temperatura de 190°C durante 2 horas.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho.

Entre eles, gostaria de destacar o professor Telmo R. Strohaecher pelo apoio, oportunidade e orientação. Aos meus colegas do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), principalmente a Liane Roldo e o Tiago Kaspary.

Ao Dr. Jorge dos Santos e demais colegas do Fugietechnologie – GKSS pela oportunidade e pelo apoio nas horas difíceis.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	6
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	7
2.1. Classificação das Ligas de Alumínio.....	7
2.2. Características Gerais da Série 6000	8
2.3. Teoria das Discordâncias	9
2.3.1. Barreiras para o Movimento das Discordâncias.....	11
2.4. Mecanismo de Endurecimento	13
2.4.1. Endurecimento por Solução Sólida	13
2.4.2. Endurecimento por Deformação (encruamento)	14
2.4.3. Endurecimento por Precipitação.....	15
2.4.3.1. Endurecimento por Precipitação da Série 6000	16
2.4.4. Endurecimento por Refino de Grão	19
2.5. Processos Termomecânicos	22
2.5.1. Recuperação	22
2.5.2. Recristalização.....	22
2.6. "FRICTION STIR WELDING"	22
2.6.1. Processo.....	22
2.6.2. Parâmetros do Processo.....	25
2.6.3. Mudanças Microestruturais	26
2.6.4. Vantagens.....	28
2.6.5. Desvantagens	30
2.6.6. Aplicações.....	31
3. MATERIAIS E MÉTODOS	32
3.1. Materiais	32
3.2. Equipamentos	32
3.2.1. Parâmetros do Processo.....	33
3.2.2. Metalografia.....	33
3.2.3. Microscopia Ótica	34

3.2.4. Ensaio de Microdurezas.....	34
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	35
4.1. Microscopia Ótica.....	35
4.2. Ensaio de Microdureza.....	46
4.3. Tratamento Térmico	51
5. CONCLUSÕES.....	56
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	57
7. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	58

1. INTRODUÇÃO

Atualmente a grande maioria das estruturas de alumínio são produzidas através de processos convencionais de soldagem, como MIG, TIG, etc... No entanto, existem algumas ligas comerciais de alumínio de alta resistência que são particularmente difíceis de soldar por tais métodos, uma vez que surgem algumas imperfeições no material após o processo.

Com o desenvolvimento da técnica de Friction Stir Welding, foi possível promover importantes vantagens nas propriedades do material soldado quando comparadas as técnicas convencionais por fusão em ligas de alumínio.

Uma vez que esta técnica de soldagem foi recentemente desenvolvida, faz-se necessário um amplo estudo para que se possa compreender todos os fenômenos envolvidos e, com isso, avaliar suas vantagens, além de suas limitações.

Com isto, este trabalho busca avaliar as propriedades metalúrgicas de uma liga de alumínio AA6056 soldada por "Friction Stir Welding". Para esta avaliação foram determinadas duas condições de envelhecimento da liga: T4 (envelhecimento natural) e T6 (envelhecimento artificial), além de duas condições de soldagem distintas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

Segundo o “Aluminium and Aluminium Alloys⁽¹⁾”, o alumínio e suas ligas são divididos em dois grupos principais: ligas trabalhadas e ligas fundidas. Dentro do grupo de ligas trabalhadas, existe uma outra subdivisão, que corresponde às ligas que foram termicamente tratadas e as ligas que foram endurecidas por encruamento.

As ligas que correspondem as termicamente tratadas, como o próprio nome diz, são aquelas que sofrem melhoria nas propriedades mecânicas, como por exemplo, a resistência, através de algum tipo de tratamento térmico, como solubilização, têmpera e envelhecimento

A liga estudada no presente trabalho, AA 6056, faz parte da classe das ligas trabalhadas e pertence à família das ligas 6000, pois os elementos principais de adição são o magnésio e o silício.

Quando em uma liga é aplicado um tratamento térmico de têmpera, ela recebe o dígito T, que é seguido de um número que irá especificar a seqüência de tratamento térmico realizado posteriormente a esta têmpera.

Neste trabalho serão abordados dois tipos de tratamento térmico, um T4 e o outro T6. Estas duas seqüências de tratamentos estão expostas na tabela 1, com seus respectivos significados.

Tabela 1 – Designação dos tratamentos térmicos.

Designação T	Tratamento Térmico
T4	Solubilizada e envelhecida naturalmente
T6	Solubilizada e envelhecida artificialmente

Na condição T4, para que ocorra o envelhecimento natural é preciso que o material seja exposto à temperatura ambiente após a solubilização. O tempo de exposição a esta temperatura pode ir de alguns dias até alguns anos. Com isso,

as propriedades do material se modificarão e a velocidade com que estas mudanças irão acontecer varia de liga para liga.

Já na condição T6, para que ocorra o envelhecimento artificial, o material deve ser exposto a uma temperatura acima da temperatura ambiente. Esta temperatura deve-se localizar entre 100 e 200°C, dependendo do tempo de exposição à mesma.

Este fato irá acelerar a precipitação de uma outra fase, o que proporcionará um aumentando na resistência e acarretará uma diminuição na ductilidade do material.

2.2. CARACTERÍSTICAS GERAIS DA SÉRIE 6000

As ligas de alumínio pertencentes à série 6000 combinam muitas características favoráveis, como uma boa estampabilidade, boa soldabilidade e além de uma boa combinação de resistência mecânica e à corrosão⁽²⁾.

Sua aplicação abrange desde aplicações arquitetônicas até quadro de bicicletas, passando por equipamentos de transporte e estruturas soldadas.

Essa série contém adições de silício e magnésio que podem ir de 0,3 a 1,2% em peso. Através de um tratamento térmico, estes dois elementos irão precipitar na forma de silicato de magnésio (Mg_2Si) que proporcionará um aumento da resistência do material. Por este fato, os elementos Mg e Si desempenham um papel muito importante no endurecimento por precipitação⁽³⁾.

Estas ligas de Al-Mg-Si podem ser divididas em 3 grupos se levarmos em conta a quantidade de Mg e Si presente. O primeiro grupo compreende as ligas onde esta quantidade não excede 1,5% em peso. Os elementos Mg e Si são proximamente balanceados ou com um pequeno excesso de Si^(3,4).

O segundo grupo é o das ligas que possuem mais de 1,5% em peso de Mg_2Si . E o terceiro é constituído por ligas que possuem Si em excesso para formar Mg_2Si , o que irá favorecer o endurecimento por precipitação⁽³⁾.

Em ligas comerciais, o Mg e o Si são adicionados em proporções estequiométricas que correspondem a Mg_2Si (Mg : Si = 1,73 : 1) ou com excesso de Si para forçar a formação Mg_2Si , que promoverá um aumento na resistência da

liga mas, ao mesmo tempo, pode proporcionar uma leve queda na resistência à corrosão. Já o excesso de Mg pode causar uma considerável diminuição na solubilidade do Mg_2Si e, conseqüentemente, uma queda na resistência do material (3,4).

A adição de Mn e Cr também auxilia no aumento da resistência e no controle do tamanho de grão. Já a adição de cobre beneficiará o aumento da resistência mecânica (4).

2.3. TEORIA DAS DISCORDÂNCIAS

A teoria das discordâncias desempenha um papel de grande importância no conceito de deformação plástica. A partir dela pode-se explicar comportamentos mecânicos e mecanismos de endurecimento que os materiais policristalinos apresentam.

Primeiramente é necessário compreender o conceito de discordância, que é um defeito linear da rede cristalina que propicia o fenômeno de deslizamento, através do qual a maioria dos metais se deformam plasticamente. Desta maneira, pode-se visualizá-la como uma região de distúrbio localizado na rede, a qual separa as regiões deslizadas e não deslizadas do cristal. As discordâncias são importantes não só para explicar o deslizamento dos cristais, como, também, estão intimamente ligadas com a maioria dos outros fenômenos mecânicos, tais como encruamento, resistência à fadiga, fluência, etc...

Existem dois tipos básicos: cunha e helicoidal. A discordância do tipo cunha possui uma porção extra de um plano de átomos e termina em um plano de deslizamento que produz uma distorção localizada na rede cristalina, como pode ser observado na rede cristalina cúbica simples de um elemento na figura 1. Todos os pontos do cristal que originalmente coincidiam através do plano de deslizamento foram deslocados da mesma quantidade, uns em relação aos outros. Deve-se notar que a rede está distorcida na região da discordância, existindo mais uma coluna de átomos. Caso a discordância em cunha apresente um plano extra de átomos acima do plano de deslizamento, ela é denominada de

positiva e se este plano extra estiver situado abaixo do plano de deslizamento, ela se chamará negativa.

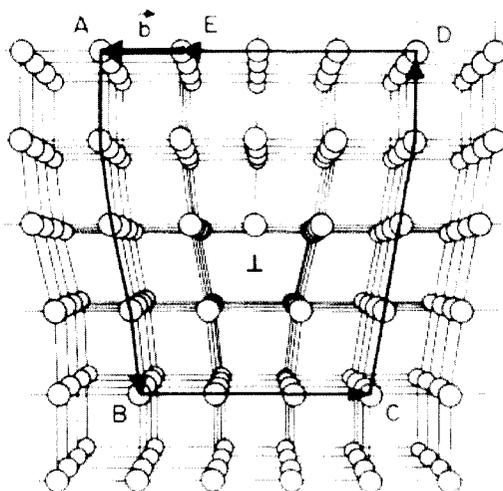


Figura 1 - Desenho esquemático do arranjo atômico em uma discordância em linha⁽⁵⁾.

O arranjo atômico da discordância em cunha ocasiona uma tensão compressiva acima do plano de deslizamento e uma tensão trativa abaixo deste mesmo plano.

Esta discordância movimenta-se no plano de deslizamento numa direção perpendicular ao seu comprimento. No entanto ela pode se movimentar verticalmente através de um processo conhecido como escalagem, caso ocorra uma taxa considerável de difusão de átomos ou lacunas^(4,5,6).

O outro tipo de discordância existente é a helicoidal e ela ocorre quando uma das partes do cristal sofre um deslocamento em relação a outra parte. Isso ocorre quando é aplicada uma tensão de cisalhamento e a direção do movimento é perpendicular a direção da tensão. Um desenho esquemático deste tipo de discordância pode ser observado na figura 2.

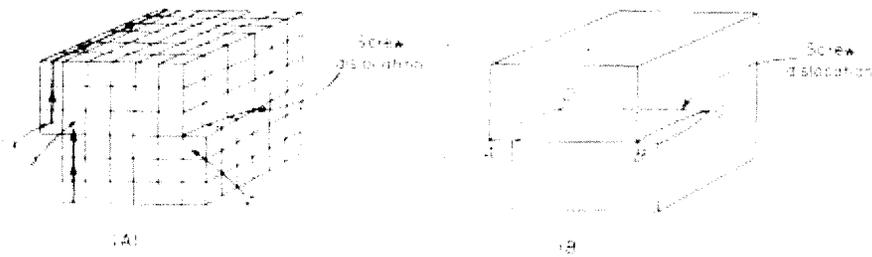


Figura 2 - Desenho esquemático do arranjo atômico de uma discordância helicoidal⁽⁴⁾.

2.3.1. Barreiras para o Movimento das Discordâncias

O movimento das discordâncias pode ser barrado ou retardado pela presença de finas partículas de segunda fase dispersas na matriz de um material. Este fato irá promover um aumento na resistência do material e isso dependerá unicamente da natureza do precipitado e da relação cristalográfica entre o precipitado e a matriz. De acordo com esta dependência, haverá somente dois casos.

No primeiro, a partícula do precipitado é impenetrável frente as discordâncias. Isso acontece quando o material possui uma matriz dúctil com partículas de segunda fase impenetráveis aos planos de deslizamento das discordâncias. Será necessária uma tensão adicional para fazer com que as discordâncias expandam-se entre as partículas. A aplicação da tensão deverá ser suficientemente grande para que as discordâncias curvem-se de modo semicircular ao redor das partículas, formando um anel ao redor das mesmas. Este mecanismo é apresentado na figura 3.

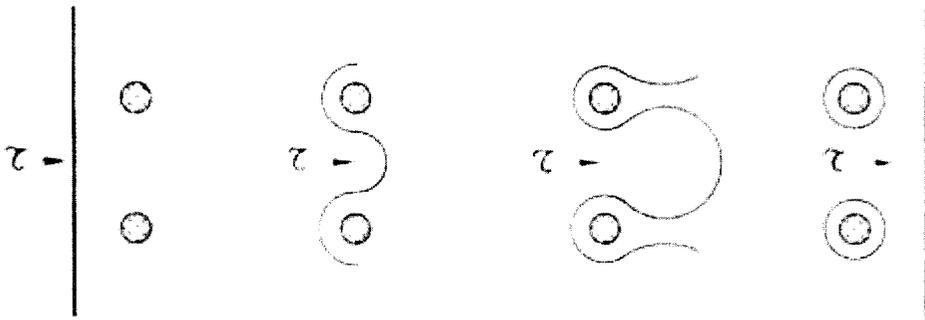


Figura 3 – Desenho esquemático do processo de formação de anéis de discordâncias ao redor de partículas⁽⁵⁾.

Quando um precipitado é penetrado por uma discordância, este por sua vez será cisalhado nos planos de deslizamento das discordâncias. Isso irá ocorrer quando a tensão extra necessária para que a partícula seja cisalhada for inferior a tensão para o curvamento das discordâncias entre as partículas (figura 4).

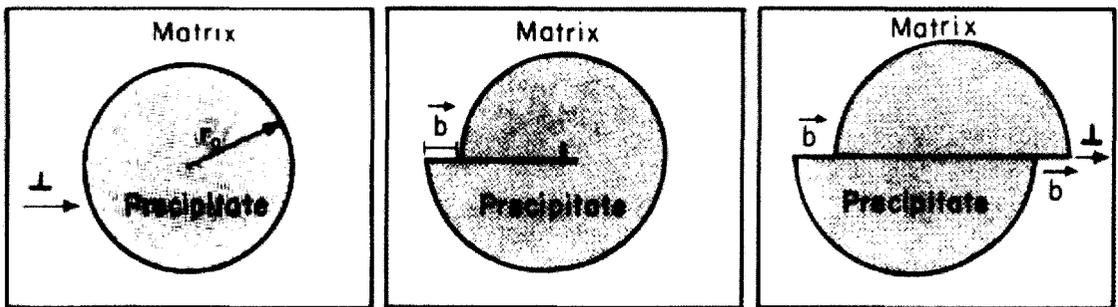


Figura 4 – Desenho mostrando a seqüência que acontece quando uma discordância corta uma partícula⁽⁵⁾.

Outro fator que também atua como barreira para o movimento das discordâncias são os contornos de grão. Nesta região o contorno de grão pode atuar como barreira para o movimento das discordâncias de duas maneiras:

- quando dois grão possuírem orientações cristalográficas diferenciadas entre si, a discordância que passará de um grão para outro terá que mudar sua direção de movimento.
- a desordem atômica presente na região do contorno de grão irá resultar em uma descontinuidade nos planos de deslizamento de um grão para outro^(4,6,7).

2.4. MECANISMO DE ENDURECIMENTO

Os materiais que são utilizados na engenharia devem apresentar certas características que ao serem empregados, respondam positivamente ao longo de sua vida útil. Na maioria destas aplicações, eles devem apresentar valores consideráveis de resistência mecânica. Para promover tal resistência se faz uso de certos mecanismos que endureçam estes materiais.

Existem diversos tipos mecanismos de endurecimento, e estes variam conforme seus níveis de atuação, como pode ser observado na figura 5.

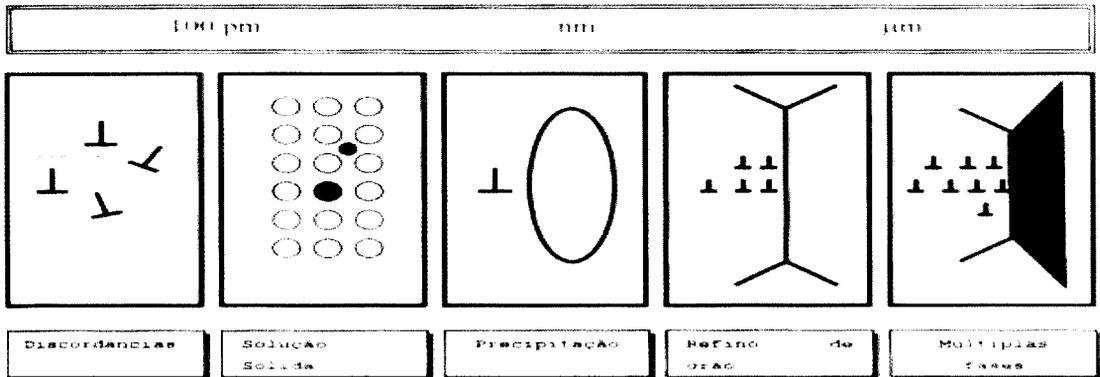


Figura 5 – Representação esquemática dos diversos mecanismos de endurecimento dos materiais⁽⁸⁾.

2.4.1. Endurecimento por Solução Sólida

Este endurecimento ocorre pela introdução de átomos de soluto em solução sólida numa rede de átomos solventes, que promoverá um aumento na resistência deste material. Existem duas maneiras deste endurecimento ser atingido.

Para que ocorra a formação de solução sólida substitucional é necessário que o tamanho dos átomos do solvente e do soluto, que é indicado aproximadamente pelo parâmetro de rede do reticulado, se diferenciem menos do que 15 %. Isso se torna necessário uma vez que os átomos de soluto irão ocupar parte da rede cristalina do átomo solvente⁽⁴⁾.

Para que aconteça uma solução sólida intersticial, é necessário que os átomos de soluto sejam muito menores que os átomos de solvente, assim, eles irão ocupar as posições intersticiais na rede cristalina do solvente.

A figura 6 mostra a diferença de posição em que os átomos se encontram em uma rede nos dois diferentes tipos de solução sólida existentes.

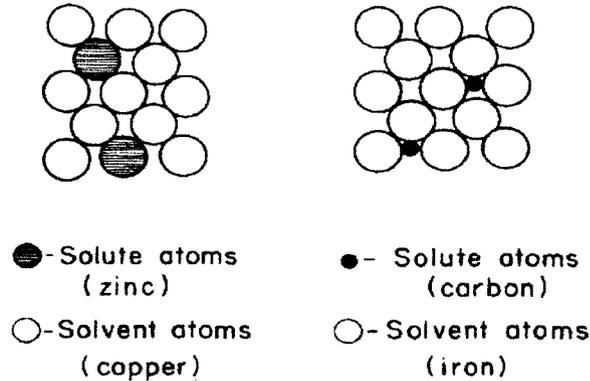


Figura 6 – Desenho mostrando a localização dos átomos nos dois diferentes tipos de solução sólida. À esquerda temos uma solução sólida substitucional e, à direita, temos uma solução sólida intersticial⁽⁵⁾.

Estes átomos criam distorções assimétricas na rede do solvente, elevando a tensão interna da rede e gerando um endurecimento no material.

Embora o endurecimento de uma liga aumente com o tamanho dos átomos de soluto em relação à matriz, o efeito de solução sólida não pode ser explicado somente pelo razão de tamanho dos átomos. Existem interações químicas e elétricas que devem ser levadas em consideração^(4,6).

2.4.2. Endurecimento por Deformação (encruamento)

Endurecimento por deformação é o fenômeno pelo qual um metal dúctil torna-se duro e resistente através de uma deformação plástica aplicada.

Este endurecimento é causado pela interação entre discordâncias umas com as outras e com barreiras que impedem seu movimento através da rede cristalina.

A medida que uma deformação plástica a frio é aplicada em um metal, a densidade de discordâncias irá aumentar e elas, por sua vez, se movimentam de

acordo com o campo de tensões que, por outro lado, podem interagir e somar-se ou aniquilar-se entre si em diferentes planos da rede cristalina^(4,6).

2.4.3. Endurecimento por Precipitação

O endurecimento por precipitação é um método muito versátil e pode ser aplicado em diversos materiais metálicos. O processo de precipitação se torna muito complexo, particularmente em ligas comerciais, que contém mais de um soluto que contribuem para o envelhecimento por precipitação.

Se faz necessária uma fina precipitação de uma segunda fase insolúvel dispersa na matriz do material, que irá determinar o aumento de resistência do material. Esta precipitação irá depender do tempo e da temperatura empregada no processo⁽⁴⁾.

Este ganho na resistência do material se origina na interação das discordâncias com os precipitados. E, esta interação depende da dimensão, resistência e quantidade dos precipitados.

A principal condição para que haja o endurecimento é que, em uma liga, uma segunda fase seja solúvel em elevada temperatura, ficando assim em solução sólida. É necessário, também, que a solubilidade desta segunda fase diminua com o decréscimo da temperatura, de forma que uma solução sólida supersaturada possa ser obtida.

Para tal fato, é necessário que primeiramente se realize a solubilização do material através do aquecimento do mesmo até o campo monofásico. Então o material é mantido nesta temperatura até a obtenção de uma solução sólida homogênea. Logo após, através tratamento térmico de têmpera, mantém-se o estado monofásico à temperatura ambiente. Com o resfriamento brusco, produz-se uma solução supersaturada, de estado metaestável à temperatura ambiente.

Após este resfriamento brusco realiza-se um tratamento térmico posterior, que é chamado de envelhecimento (figura 7). Este tratamento irá causar a

precipitação do soluto. Neste envelhecimento irá transcorrer uma série de precipitações de fases estáveis e metaestáveis⁽⁵⁾.

Estes precipitados produzidos durante o tratamento térmico podem apresentar diferentes relações cristalográficas entre eles mesmos e a matriz do material. Estas relações correspondem a uma certa coerência entre a rede cristalina do precipitado e a da matriz, onde existe uma correspondência de um para um entre os retículos do precipitado e da matriz. Como existe uma diferença de diâmetro atômico entre os dois elementos, grandes deformações de coerência de natureza elástica serão introduzidas principalmente nas zonas próximas à interface entre o precipitado e a matriz. Estas deformações de coerência criam campos de tensões que oferecem resistência ao movimento das discordâncias, resultando em um aumento da resistência da liga.

Com isso existem três níveis de coerência: coerente, semicoerente e incoerente. Um precipitado semicoerente significa que só há uma parcial correspondência entre as redes cristalinas. E dizer que um precipitado é incoerente implica em uma não correspondência entre as redes do precipitado e da matriz⁽⁴⁾.

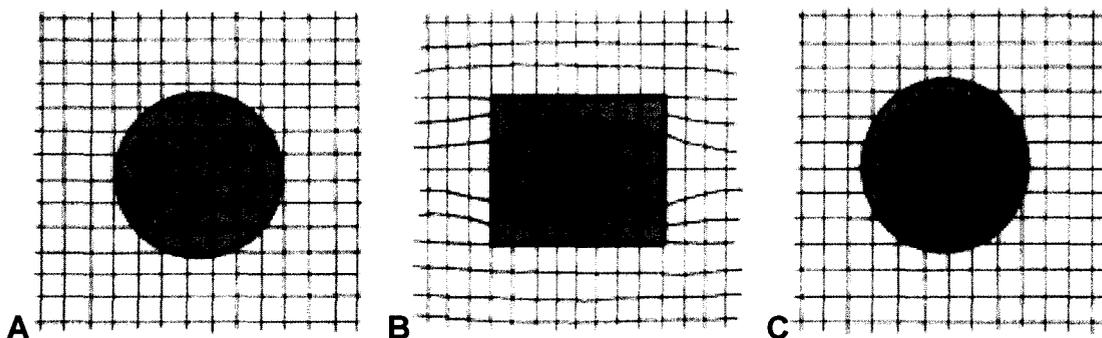


Figura 7 – Desenho mostrando os 3 tipos de coerência existentes. Em A temos uma segunda fase completamente coerente com a matriz. Em B temos uma segunda fase coerente com “misfit”. E, em C, temos uma segunda fase incoerente com a matriz⁽⁵⁾.

No estágio inicial do envelhecimento irão aparecer zonas que são somente um agrupamento local de átomos do soluto justamente nos planos cristalográficos da matriz em questão. Estas zonas são estruturas de transição e são

denominadas de zona de Guinier-Preston, ou zona GP, em homenagem aos primeiros dois pesquisadores que as descreveram. A velocidade com que elas aparecem é inicialmente rápida mas com o passar do tempo diminui. Elas são nucleadas homoganeamente a partir da solução supersaturada, com uma fina distribuição por toda a matriz cristalina. O formato e a composição destas zonas variam de acordo com a composição química do material^(2,4).

A temperatura em que estas zonas GP são formadas compreende a faixa de 70 a 150°C e a velocidade de formação destas dependem da temperatura e da velocidade em que o resfriamento é efetuado, pois isto determinará a quantidade de vacâncias que serão retidas na matriz α ^(1,4).

Com a continuação do envelhecimento, as zonas GP irão dar lugar a uma nova estrutura intermediária que promove um aumento na dureza do material que é denominada de GP(2) ou, no caso de uma liga de alumínio e cobre, θ'' . Esta estrutura tem como característica uma tridimensionalidade, possuindo um tamanho superior as zonas GP.

Após esta estrutura, no caso de uma liga de alumínio e cobre, há a formação de outra fase θ' , na forma de placas. Esta fase possui uma estrutura cristalina tetragonal e parcialmente coerente com a matriz.

No decorrer do envelhecimento, a fase θ' dá lugar a fase de equilíbrio θ . Como esta fase não possui nenhuma coerência com a matriz, a dureza sofre um decréscimo.

A continuação do envelhecimento após este estágio produz o crescimento das partículas e a conseqüente diminuição da dureza do material, que é caracterizado com o superenvelhecimento.

O ponto máximo de dureza ou resistência corresponde a uma distribuição crítica de precipitados coerentes e semicoerentes precipitados, como pode ser observado na figura 8. Como este processo envolve tempo e temperatura, para que fases com tais características sejam precipitadas, é necessário achar um ponto ótimo entre estas duas variáveis, e este ponto irá depender das características do material^(4,5).

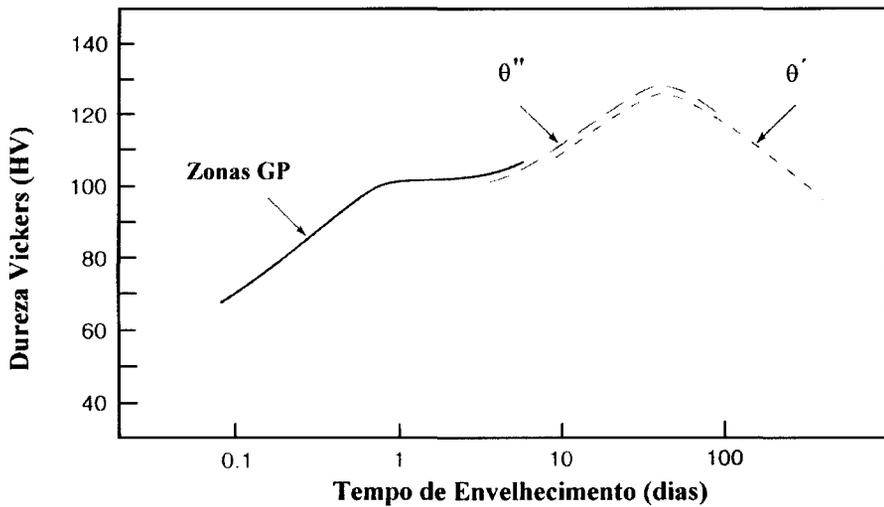
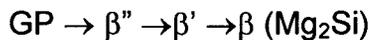


Figura 8 – Gráfico representativo da curva de envelhecimento na temperatura de 130^o C de um alumínio com 4% de cobre⁽⁴⁾.

2.4.3.1. Endurecimento por Precipitação da Série 6000

O endurecimento por precipitação nas ligas de alumínio da série 6000 ocorre de forma semelhante mencionado anteriormente, mas somente se diferenciando nos tipos de precipitados envolvidos neste processo. A seqüência que segue demonstra isto esquematicamente.



Igualmente como ocorre nos outros materiais, no primeiro estágio de envelhecimento há a formação das zonas GP. Nesta série, especificamente, o formato e a composição química em que elas se apresentam ainda não são bem conhecidos, pois diversos autores definem-as de maneiras diferentes. Estes precipitados, segundo Sato *et al* podem estar na forma de finas agulhas com comprimento entre 20 a 100 nm e diâmetro de, aproximadamente, 6 nm. Já Matsuda *et al* descreve estes precipitados na forma de placas^(5,6,10,11).

Após, as zonas GP dão lugar às partículas do precipitado intermediário β'' , que também é coerente com a matriz. Normalmente estes precipitados se apresentam homogeneamente distribuídos na forma de agulhas em planos {100} da matriz α ⁽⁵⁾.

Com o transcorrer do envelhecimento, ocorre um crescimento tridimensional de alguns dos precipitados β'' para dar lugar as partículas do precipitados intermediário β' . Estes precipitados possuem a forma de bastões com comprimento de aproximadamente 50 a 700 nm. Essa fase possui baixa coerência com a matriz e tende a cresce nos planos $\{100\}$ da matriz ⁽⁵⁾.

A medida que o envelhecimento prossegue, os precipitados β' são nucleados nas discordâncias e nos contornos de grão da matriz. ⁽³⁾. O precipitado β' endurece a liga afetando diretamente o movimento das discordâncias, entretanto o efeito endurecedor é limitado por dois fatores que dependem das forças aplicadas no material.

Os precipitados em equilíbrio β (Mg_2Si), formam-se nos contornos de grão e nas interfaces β' - matriz α . Este composto forma-se geralmente em uma escala mais grosseira e tende a crescer na forma de partículas esféricas, de modo a minimizar a energia de superfície. Estes precipitados em equilíbrio são totalmente incoerentes com a matriz e, com isso, não contribuem para a melhoria das propriedades mecânicas, além de estarem associados ao superenvelhecimento. ^(2,4)

2.4.4. Endurecimento por Refino de Grão

O tamanho dos grãos ou a média do diâmetro dos grãos em um metal policristalino influencia muito as suas propriedades mecânicas. As adjacências dos grãos normalmente possuem orientações cristalográficas diferentes, bem como o contorno de dois grão vizinhos, como indicado na figura 9. Durante a deformação plástica as discordâncias que estão em movimento necessitam ultrapassar estes contornos de grão, indo do grão A para o grão B.

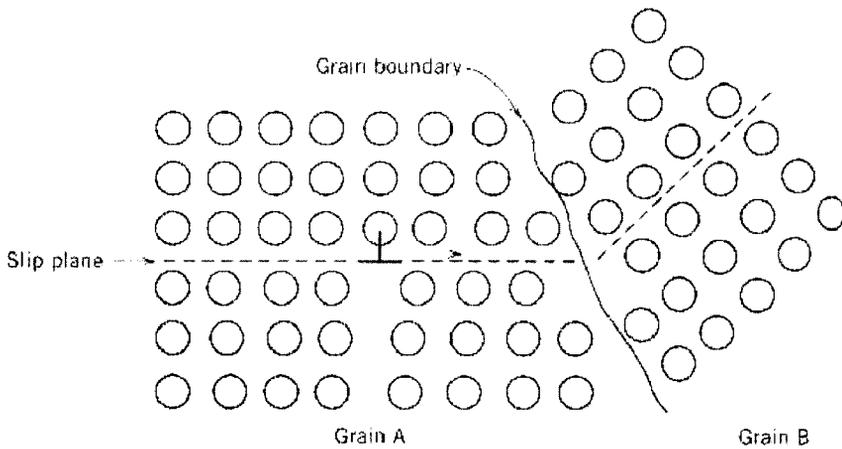


Figura 9 - Desenho mostrando o contorno de grão atuando como barreira para o movimento das discordâncias⁽⁷⁾.

Um material composto de um fino grão é mais duro ou resistente do que um material com um grão grosseiro, desde que haja uma área suficiente para impedir o movimento das discordâncias.

Também deve ser mencionado que a redução do tamanho de grão promove não somente o endurecimento, mas também um aumento na tenacidade de algumas ligas.

Para muitos materiais, a tensão de escoamento (ou a dureza) varia em função do tamanho de grão com qualquer deformação plástica até que ocorra uma fratura dútil. Esta relação é dada pela expressão de Hall-Petch:

$$\sigma_0 = \sigma_i + \kappa' d^{-1/2}$$

onde:

σ_0 = tensão interna ou tensão de fricção de oposição ao movimento de discordâncias

σ_i = tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias

κ' = constante que representa uma medida de extensão do empilhamento de discordâncias barradas

d = média do diâmetro do grão⁽⁶⁾

Por sua vez, o termo σ_0 pode ser considerado como um somatório de várias outras parcelas, de modo que esta equação pode ser reescrita da seguinte forma:

$$\sigma_0 = (\sigma_r + \sigma_{ss} + \sigma_{ppt} + \sigma_{disc}) + \kappa' d^{-1/2}$$

onde σ_r refere-se ao endurecimento próprio da rede, σ_{ss} o endurecimento por solução sólida, σ_{ppt} o endurecimento por precipitação e σ_{disc} o endurecimento por discordâncias.

Dentro de cada um destes termos recém comentados, existem outros fatores inseridos que são responsáveis por cada tipo de endurecimento.

No caso do endurecimento por solução sólida, a diferença de tamanho entre os átomos de soluto e de solvente interfere nesta parcela, bem como a presença de perturbações na estrutura eletrônica, que é normalmente expressa em termos da diferença nos módulos de cisalhamento entre o soluto e o solvente.

Os elementos que mais se pronunciam neste aspecto são os átomos que se localizam intersticialmente, como o C, N, H e B que, em geral, causam distorção assimétrica no reticulado. Quanto aos átomos substitucionais, a maior contribuição se deve ao Si, Cu, Mn e Mo, que causam uma distorção simétrica na rede cristalina.

No endurecimento por precipitação, o incremento das tensões devido aos precipitados cresce com o aumento da fração dos precipitados.

O endurecimento por discordâncias está associado à sua densidade. As discordâncias podem ser introduzidas por diferenças na expansão térmica entre as partículas e a matriz, mudanças de volume que acompanham as precipitações e a partir das deformações produzidas por transformações que ocorrem em temperaturas baixas. O efeito das discordâncias se dá, principalmente, pela interação destas discordâncias com os precipitados ou átomos de soluto, os quais podem aprisioná-las e, assim, impedir o seu movimento^(6,7,9,11).

2.5. PROCESSOS TERMOMECÂMICOS

2.5.1. Recuperação

A recuperação é um processo que ocorre quando um material é encruado, onde ocorrem mudanças em quase todas as propriedades físicas e mecânicas deste material. Neste estágio, temos um rearranjo e aniquilação de algumas discordâncias causando uma sensível variação nas propriedades elétricas, sem uma variação sensível nas propriedades mecânicas.

2.5.2. Recristalização

A recristalização é um processo que ocorre também quando há encruamento no material. Ela consiste na nucleação e na formação de novos grãos equiaxiais com baixa densidade de discordâncias.

Este processo irá depender da temperatura envolvida, do grau de encruamento e da composição química do material.

O tamanho de grão recristalizado dependerá do grau de encruamento do tamanho de grão inicial e da composição química do material.

2.6. "FRICTION STIR WELDING"

2.6.1. Processo

O "Friction Stir Welding" é uma técnica de soldagem relativamente recente que foi desenvolvida e patenteada em 1991 pela TWI (The Welding Institute) em Cambridge, que deriva do método de soldagem por fricção⁽⁹⁾.

A abreviação FSW vai ser usada durante todo o decorrer do presente trabalho com referência do processo de "Friction Stir Welding".

Este processo de FSW é realizado a partir de uma ferramenta com formato cilíndrico, que é constituído basicamente por um ressalto com rebaixo e um pino central (figuras 10), ambos de aço ferramenta. O diâmetro do pino deverá ser em torno de um terço do diâmetro do ressalto e normalmente o seu comprimento é um pouco menor que a espessura das chapas que irão ser soldadas (normalmente 90% da espessura da chapa)⁽¹⁰⁾.

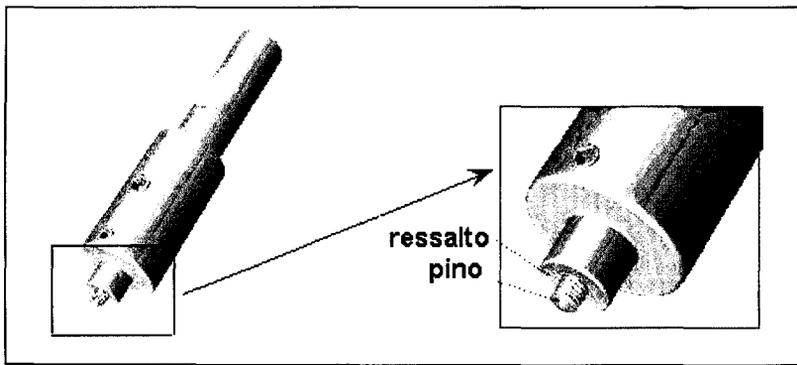


Figura 10 - Desenho esquemático mostrando a ferramenta utilizada no processo e, no detalhe, o ressalto e o pino.

Para que a soldagem ocorra é necessário, primeiramente, dispor de uma mesa de apoio estável e resistente para que nela sejam colocados os materiais a serem soldados. No caso, por exemplo, de uma soldagem do tipo topo de duas chapas, deve-se fixar firmemente essas chapas nesta mesa, de modo que a superfície lateral de cada chapa fique em contato direto com a superfície lateral da outra chapa, formando assim uma linha de união entre os materiais.

Após realizado isto, a ferramenta é rotacionada em alta velocidade (entre 300 e 2000 rpm) e mergulhada lentamente na linha de união dos materiais. O pino é introduzido até o momento em que a superfície do ressalto entre em contato com a superfície dos materiais que irão ser soldados. Então, somente depois de isto acontecer, a ferramenta é movimentada transversalmente na direção da linha de solda, promovendo, a soldagem propriamente dita, como pode ser observado na figura 11.^(12,13)

O processo é finalizado quando depois de realizada toda a extensão da solda desejada, a ferramenta é erguida até que não se obtenha mais o contato entre a superfície da chapa e o pino. E uma consequência desta retirada é o aparecimento de um orifício que se situará no final da linha de solda.

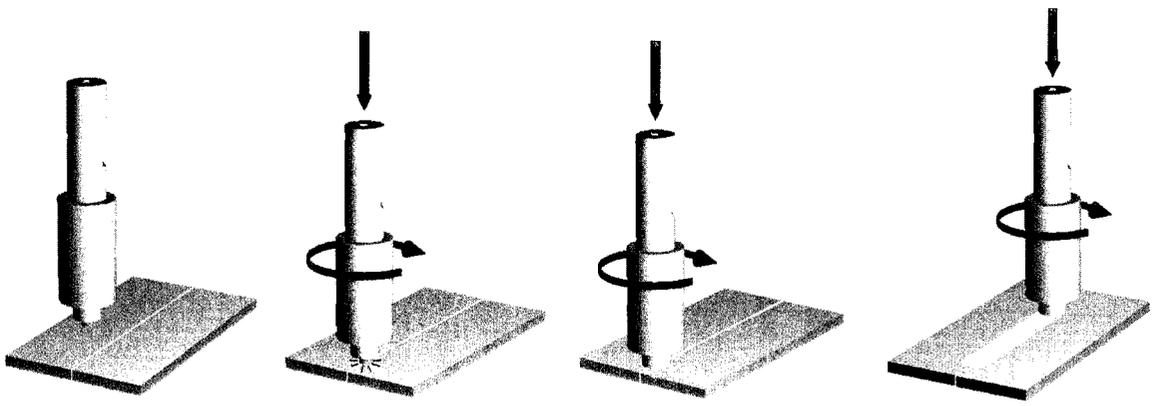


Figura 11 – Desenho esquemático mostrando os passos que são executados durante o processo de FSW.

Durante a execução de todo o processo de soldagem, devido à alta rotação do ressalto e do pino, é produzido um calor de fricção entre os mesmos e os materiais. Este calor de fricção produzido é suficientemente elevado e é capaz de promover a plasticidade dos materiais. Com isso, o material que se encontra na forma plastificada é redistribuído pelo pino, e o ressalto irá conduzir o transporte deste material plastificado. E é isto que promoverá a soldagem.

A estrutura produzida pelo FSW no material não será simétrica em relação à linha central da solda. Isto ocorre devido à redistribuição do material plastificado pelo pino e ao transporte dado ao mesmo pelo ressalto.

Devido a este fato, fica caracterizada a existência de dois lados diferenciados na estrutura formada. Um lado da solda, que é denominado de lado de avanço, corresponde ao lado onde a velocidade de rotação da ferramenta é na mesma direção da velocidade de avanço da solda. O outro lado é conhecido como lado de retração, que corresponde ao lado da solda onde a velocidade de rotação do ressalto é oposta a velocidade de avanço da solda. Assim, existe o fluxo do material plastificado que se desloca do lado de avanço em direção ao lado de retração.⁽¹⁴⁾ Isso pode ser observado na figura 12.

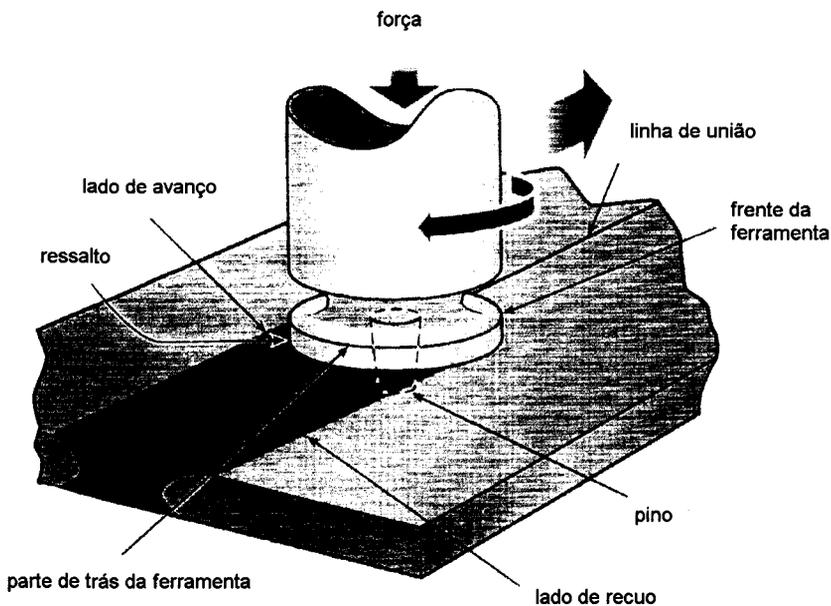


Figura 12 - Desenho esquemático da ferramenta do FSW mostrando o lado de retração e o lado de avanço ⁽¹⁵⁾.

2.6.2. Parâmetros do Processo

Os parâmetros do processo diferem de caso para caso, onde variam-se as condições de operação do equipamento variam de acordo o material empregado.

Em relação ao material empregado, deve-se ter em mente as características do mesmo, como tipo, ponto de fusão, condutividade térmica, etc.

Já em relação ao equipamento utilizado para a soldagem, é necessário preocupar-se com a geometria da solda além das velocidades de rotação e de soldagem, entre outros.

Para que se obtenha uma solda de qualidade é necessário relacionar e otimizar todas estas condições do material com os parâmetros do equipamento utilizado⁽¹³⁾.

2.6.3. Mudanças Microestruturais

A microestrutura oriunda de FSW não pode ser classificada como a das outras técnicas de soldagens por fusão. Mesmo entre diferentes tipos de materiais soldados por FSW, existem diferenças na classificação dos mesmos, pois cada um apresenta suas próprias características frente o FSW.

As propriedades mecânicas e a microestrutura final das diferentes regiões da solda são caracterizadas pela comparação destas com o material base. Após a soldagem, a microestrutura da região que sofreu a solda e suas adjacências não continuam possuindo as mesmas características da microestrutura original. Como durante o processo é introduzido um gradiente de temperatura, o material sofre mudanças microestruturais, sendo que a temperatura empregada localmente irá determinar a microestrutura final. Com isso há o aparecimento de regiões que são afetadas somente pelo calor gerado durante o processo e outras que, além de serem afetadas pelo calor, ainda sofrem deformação^(12,16).

A microestrutura encontrada nas ligas de alumínio é tipicamente dividida em 4 regiões principais, como pode ser visto na figura 13.

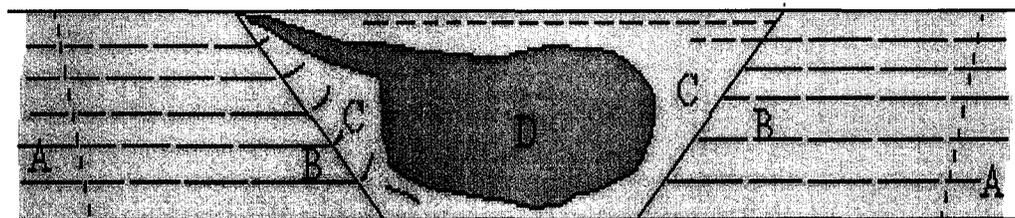


Figura 13 – Desenho esquemático onde se podem observar as 4 principais regiões compreendidas pela solda⁽¹⁷⁾.

A região identificada pela letra A situa-se longe do centro da solda e é constituída pelo material de base, o qual não sofreu nenhum efeito térmico-mecânico durante a soldagem.

A região B representa a zona termicamente afetada (ZTA). Esta zona corresponde à região que foi atingida pelos ciclos térmicos ocorridos durante o

processo. Entretanto não é observada nenhuma deformação nesta região. Esta região possui uma maior espessura na parte superior em relação à superfície inferior da chapa devido ao contato da mesma com o ressalto e também pela diminuição do diâmetro do pino.

A região C indica a zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA), onde houve deformação plástica devido ao ressalto do equipamento de solda por FSW e ao calor oriundo do processo. É observada uma deformação dos grãos. Nesta área não ocorre a recristalização do material pois, no caso de ligas de alumínio é possível obter uma significativa deformação plástica sem que haja uma recristalização desta região ⁽¹⁸⁾.

A região D é denominada como “nugget” e corresponde a área onde o pino penetrou através do material. Esta região também pertence a zona termo-mecanicamente afetada, mas a diferença é que a deformação na estrutura foi suficientemente elevada para promover a recristalização dinâmica. Esta região é facilmente observada em algumas ligas de alumínio, pois esta região possui um formato esférico que é comumente chamado de “onion ring”, devido ao aspecto de vários anéis concêntricos. ^(9,15,18)

A microestrutura desta região é composta de finos grãos equiaxiais e se ao fato de ter ocorrido à recristalização dos grãos em decorrência da energia térmica e da deformação plástica produzida durante o processo de soldagem. Com isso, os grãos que anteriormente estavam na forma alongada, passaram a ter uma forma equiaxial e o seu tamanho é reduzido drasticamente se comparado ao tamanho do grão anterior ao processo.

A deformação plástica e a energia térmica impostas proporcionaram uma força motriz e cinética suficiente para que a recristalização dos grãos acontecesse nesta região. Estes dois fatores contribuem para que houvesse uma alteração na estrutura interna do material, pois os cristais plasticamente deformados, que estão cheios de discordâncias e outras de imperfeições, possuem mais energia que os cristais não deformados. Havendo esta oportunidade, os átomos desses cristais se acomodam de forma a se ter um arranjo perfeito e não deformado, no caso,

novos grãos. Além disso, agitação térmica mais elevada do reticulado em temperaturas altas permite o rearranjo dos átomos em grãos menos deformados.

Essas mudanças na microestrutura ocorridas durante o FSW geram, também, muitas mudanças nas propriedades mecânicas dos materiais, como a resistência mecânica, fadiga, fluência, etc.^(10,14,16)

2.6.4. Vantagens

As vantagens do FSW resultam do fato de que as temperaturas envolvidas durante o processo se localizam abaixo da temperatura de fusão dos materiais que serão soldados. Trata-se de um fator primordial na aplicação do mesmo em materiais que apresentam dificuldades nos processos convencionais de soldagem que envolvem fusão. Com isso FSW pode ser utilizado para a união de vários tipos e combinações de materiais. Desta maneira, esta técnica oferece uma série de vantagens frente aos outros sistemas convencionais de soldagem (TIG, MIG, etc).

Dentre todas as vantagens, uma das principais são as melhores propriedades mecânicas em todas as da região solda frente aos outros processos.

Durante a soldagem não há a produção de gases e o processo não requer um grande desprendimento energia. Além disso, não é necessária a utilização de nenhum material consumível, e, no caso das ligas de alumínio da série 6000, o ressalto e o pino podem ser utilizados até que se complete 1000 m de comprimento de linha de solda.

Como este processo é simples, a automatização do mesmo torna-se acessível e a adaptação para o uso de robôs é facilitada.

Também não há o surgimento de defeitos na solda, como trincas, porosidades, distorções e tensões residuais elevadas, etc.

Outra vantagem é a possibilidade de se soldar em um único passe várias espessuras de materiais e, no caso do alumínio, isto pode acontecer de 1,2 mm até 50 mm sem que haja nenhuma preparação para a soldagem. Espessuras

acima de 100 mm podem ser unidas usando dois passes, um de cada lado (figura 14)^(14,15,19).

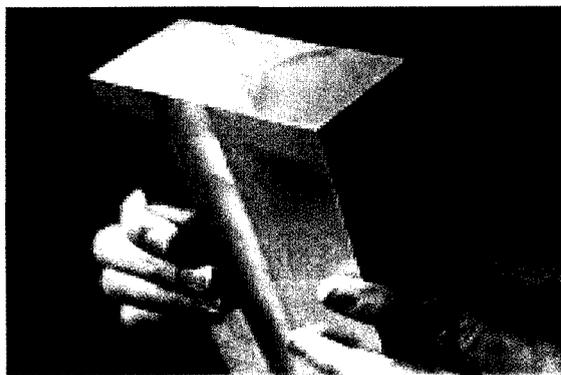


Figura 14 – Imagem mostrando a soldagem realizada através de dois passes em um material de espessura considerável⁽¹⁷⁾.

Uma vez que a gravidade não exerce nenhuma influência no processo que acontece no estado sólido, ele pode ser usado em todas as posições: horizontal, vertical e sobre-cabeça.

Em superfícies planares, é permitida a soldagem em diversas espessuras, sendo também possível unir materiais em diversas geometrias, como solda em topo, solda de seções em T, solda de materiais sobrepostos, como pode ser visto na figura 15.

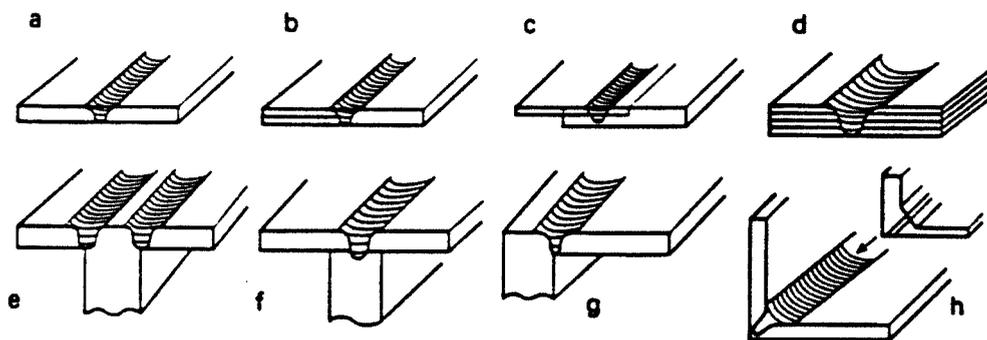


Figura 15 – Desenho esquemático mostrando as diversas maneiras que pode ser realizado a soldagem utilizando o FSW⁽²⁰⁾.

Além das superfícies planares, também são passíveis de serem soldadas superfícies não planares como apresentado na figura 16.

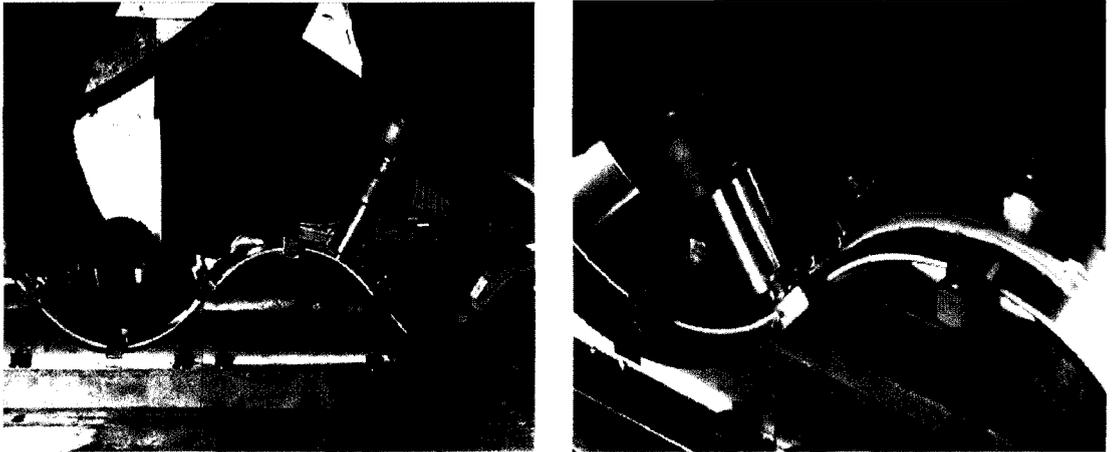


Figura 16 – Fotografia da soldagem de uma superfície não planar.

2.6.5. Desvantagens

As limitações do FSW estão sendo reduzidas uma vez que intensas pesquisas que estão sendo realizadas em cima deste processo. No entanto, uma das principais limitações reside no fato da velocidade de soldagem de alguns materiais ser relativamente lenta se for comparada com outras técnicas, além de da espessura do material também influir neste ponto.

Existe a necessidade de que a ferramenta de FSW seja estável e que também possua uma significativa força para fazer com que a ferramenta seja inserida no material e para que depois ela seja movimentada transversalmente ao sentido de união das chapas.

Nos pontos de inserção e de retirada da ferramenta do material é produzida uma cavidade, que dependendo da aplicação, devem ser eliminados.

Outra desvantagem é a necessidade de uma mesa de apoio resistente, pois é necessário que o material esteja muito bem suportado por ela^(15,19,20).

2.6.6. Aplicações

A partir da introdução do processo de FSW, vários setores da indústria podem ser beneficiados com o desenvolvimento comercial desta técnica.

Em muitas áreas onde o alumínio não podia ser utilizado por causa dos problemas relacionados às propriedades da solda, agora, com o desenvolvimento do FSW, podem ser exploradas mais profundamente pois muitos dos problemas podem ser minimizados.

A construção de navios e a indústria marinha foram os primeiros setores que adotaram o processo para aplicações comerciais, sendo vastamente utilizado na confecção de seções de navios, em carcaças, estruturas, plataformas para helicópteros, etc.

No momento, a indústria aeroespacial está estudando a introdução do FSW, pois cria muitas oportunidades de utilização tanto civil quanto militar. Esta aplicação pode se dar em fuselagens, em tanques de combustível de aviões e também criogênicos^(14,17,19,21).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. MATERIAIS

Os materiais soldados foram chapas de alumínio AA6056 cuja a composição química se encontra na tabela 2. Estas chapas possuíam dimensões de 150x300mm, com 4mm de espessura e com uma extensão da linha de solda foi de 100mm.

Tabela 2 – Composição química da liga AA6056.

Composição Química (% em peso)										
Elemento	Si	Mg	Mn	Fe	Zn	Cu	Pb	Zr	Ti	Al
Porcentagem	0.954	0.764	0.563	0.24	0.194	0.768	0.003	0.11	0.012	bal

As chapas soldadas encontram-se em três condições diferentes, uma soldagem foi realizada com material na condição T4; a outra soldagem também foi executada com material na condição T4, mas após a soldagem das chapas foi realizado um tratamento térmico para condição T6. Neste tratamento térmico, as chapas já soldadas foram colocadas em um forno de tratamento térmico à temperatura de 190°C durante 4 horas. A outra soldagem foi realizada com o material na condição T6.

Os parâmetros de soldagem e os tratamentos térmicos diferenciados foram realizados com o objetivo de comparar as mudanças microestruturais aplicadas no material soldado.

3.2. EQUIPAMENTOS

A soldagem por FSW foi realizada pelo robô denominado Tricept 805, que é apresentado na figura 17, que tem capacidade de aplicar força de 45 kN no eixo vertical e 10kN no eixo horizontal.

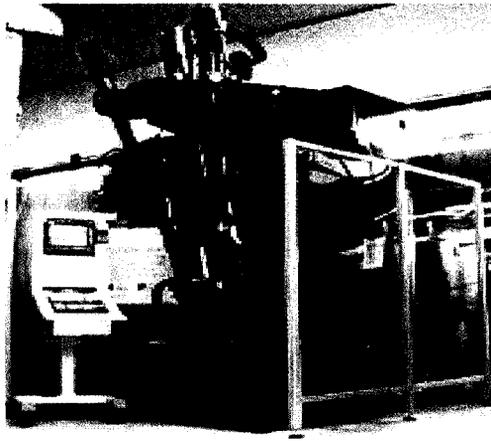


Figura 17 – Fotografia do Tripet 805.

Os tratamentos térmicos realizados nos corpos de prova foram feitos em fornos de tratamento térmico do tipo mufla com circulação de ar.

3.2.1. Parâmetros do Processo

Foram empregadas duas condições de soldagem, com velocidades de rotação e de soldagem diferenciadas, como pode ser observado na tabela que segue.

Tabela 3 – Condições de soldagens aplicadas.

Condições de Soldagem	P1	P2
Velocidade de Rotação (rpm)	1600	2000
Velocidade de Soldagem (mm/min)	800	500

3.2.2. Metalografia

A partir das chapas soldadas, foram obtidas seções transversais à solda para a confecção de corpos de prova. Estes corpos de provas foram embutidos à frio em resina para facilitar a preparação metalográfica dos mesmos.

Esta preparação metalográfica consiste em lixamento em lixas d'água com granulometria na seguinte seqüência: 120, 220, 320, 420, 600, 1000, 1500 e 2000. Após isto, os corpos de prova foram polidos com pasta de diamante de 4 μm e

1 μ m, respectivamente. Em seguida ao procedimento metalográfico, estas amostras foram atacadas com reagente químico Flick em torno de 20 segundos. Este reagente consiste em 10 ml de HF, 15 ml de HCl e 90 ml de H₂O. Em seguida estas amostras foram observadas em microscópio ótico.

3.2.3. Microscopia Ótica

Os corpos de prova foram observados em microscopia ótica utilizando-se de um microscópio Karl Zeiss DSM 962 e um Union Versamet 3, ambos com capacidade de aumento de até 1000x.

Estes corpos de prova sofreram toda a preparação metalográfica padrão, lixamento polimento e por fim, ataque químico.

3.2.4. Ensaio de Microdurezas

Foram utilizados dois microdurômetros para a realização dos perfis de microdureza, um HMV 200 Shimadzu Struers e outro da marca Buehler modelo 1600-6100.

Estes perfis foram realizados com indentador Vickers, com carga de 100 gf ao longo de toda a seção transversal da solda. Estes perfis se localizaram a 2 mm da extremidade inferior do corpo de prova e a distância entre as indentações foi de 0,5 mm, como pode ser observado na figura 18

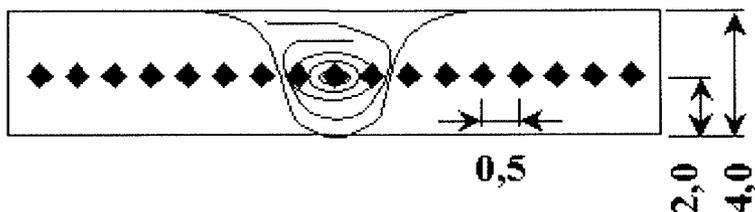


Figura 18 – Desenho esquemático mostrando a localização do perfil de microdureza nos corpos de prova.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. MICROSCOPIA ÓTICA

Após a preparação metalográfica todas as amostras foram observadas em microscópio ótico.

A partir destas micrografias foi possível constatar que a microestrutura que compreende toda a região da solda e suas adjacências mostrou-se semelhante para todas condições térmicas e parâmetros de soldagem. A microestrutura apresentou as quatro zonas distintas: material base, zona termicamente afetada, zona termo-mecanicamente afetada e “nugget”. Estas regiões podem ser observadas nas figuras 19 a 24.



Figura 19 – Macrografia do material na condição T4 soldada com a condição P1. Em “A” encontra-se o material base, em “B” a zona termicamente afetada, em “C” a zona termo-mecanicamente afetada e em “D”, o “nugget”. Ataque: Reagente Flick.

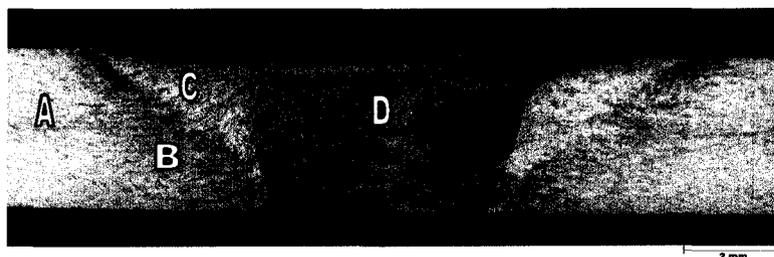


Figura 20 – Macrografia do material na condição T4 com a condição de soldagem P2. Em “A” encontra-se o material base, em “B” a zona termicamente afetada, em “C” a zona termo-mecanicamente afetada e em “D”, o “nugget”. Ataque: Reagente Flick.

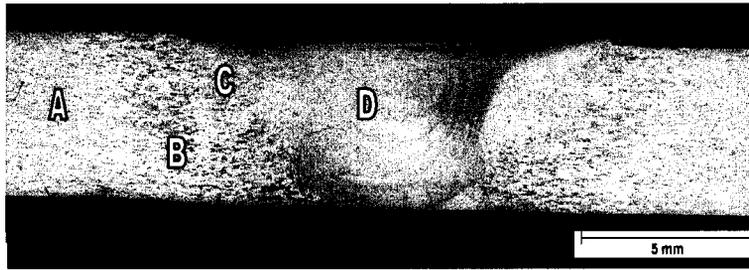


Figura 21 – Macrografia do material T4 soldado com a condição P1 e após sofrer tratamento térmico para a condição T6. Em “A” encontra-se o material base, em “B” a zona termicamente afetada, em “C” a zona termo-mecanicamente afetada e em “D”, o “nugget”. Ataque: Reagente Flick.

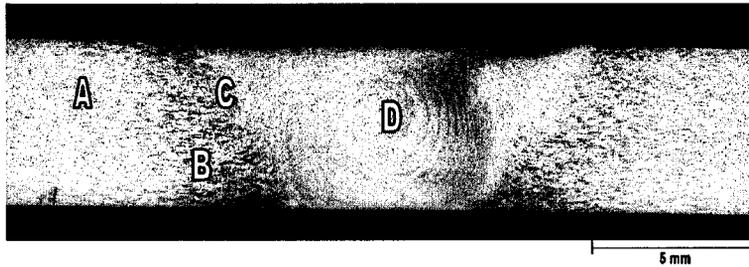


Figura 22 – Macrografia do material na condição T4 soldado com a condição P2 e após sofrer tratamento térmico para a condição T6. Em “A” encontra-se o material base, em “B” a zona termicamente afetada, em “C” a zona termo-mecanicamente afetada e em “D”, o “nugget”. Ataque: Reagente Flick.

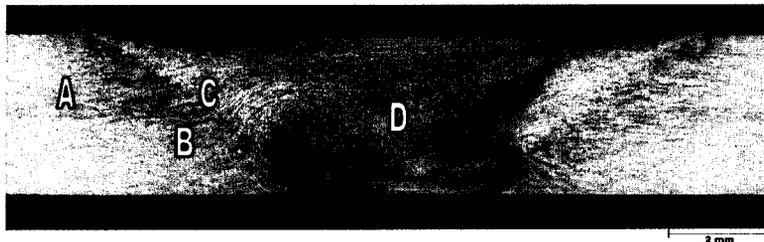


Figura 23 – Macrografia do material na condição T6 soldado com a condição P1. Em “A” encontra-se o material base, em “B” a zona termicamente afetada, em “C” a zona termo-mecanicamente afetada e em “D”, o “nugget”. Ataque: Reagente Flick.

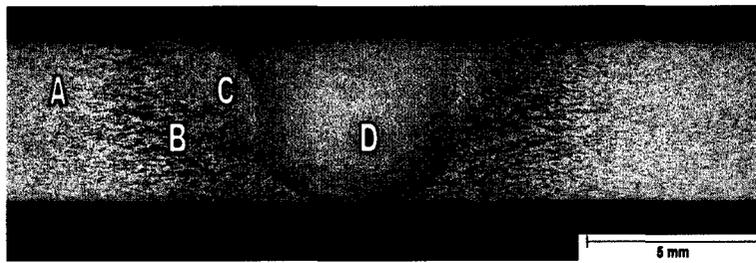


Figura 24 – Macrografia do material na condição T6 com a condição de soldagem P2. Em “A” encontra-se o material base, em “B” a zona termicamente afetada, em “C” a zona termo-mecanicamente afetada e em “D”, o “nugget”. Ataque: Reagente Flick.

A microestrutura encontrada na região do material base se mostrou muito semelhante em todos os casos analisados, como pode ser observado nas figuras 25 a 29. Observou-se uma microestrutura composta por grãos alongados e uma segunda fase escura dispersa na matriz α , que provavelmente inclusões oriundas do processo de fusão que foram dissolvidas pelo ataque químico realizado.

As dimensões desta fase escura (inclusões dissolvidas) mostraram-se diferentes devido aos tempos usados de exposição de cada amostra ao reagente químico para a visualização dos contornos de grão.



Figura 25 – Micrografia do material base do material na condição T4 que foi soldado com a condição P1. Ataque: Reagente Flick.



Figura 26 – Micrografia retirada na região do material base material na condição T4 que foi soldado com a condição P2 mostrando os grãos alongados. Ataque: Reagente Flick.

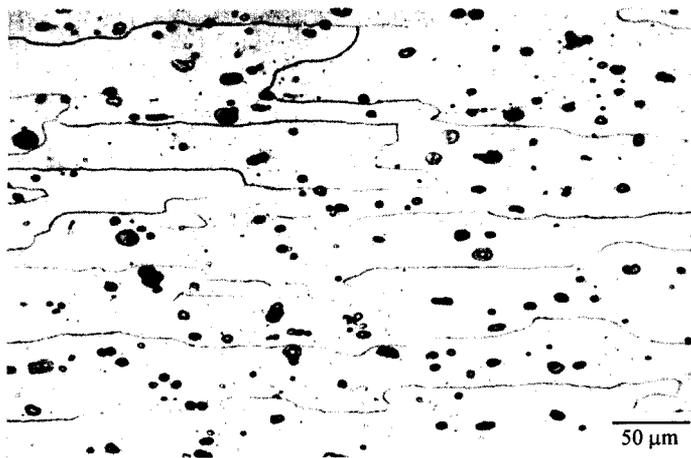


Figura 27 – Micrografia do material base na condição T4 que foi soldado com a condição P1 e após isto, foi tratado termicamente para a condição T6. Ataque: Reagente Flick.

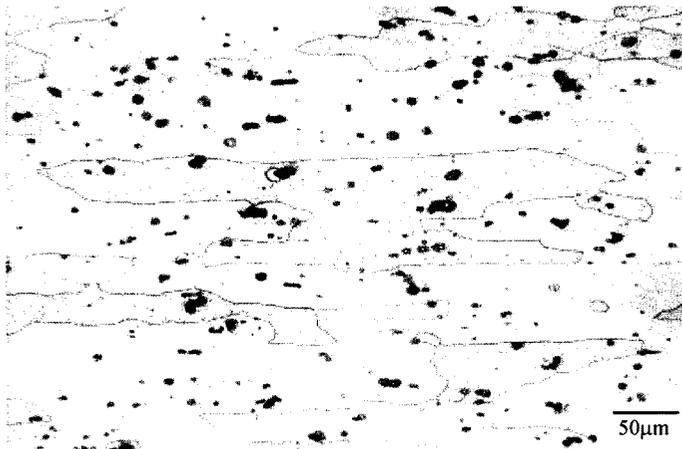


Figura 28 – Micrografia do material base mostrando os grãos alongados do material na condição T4 que foi soldado com a condição P2 e após isto, foi sofreu tratamento térmico para a condição T6. Ataque: Reagente Flick.



Figura 29 – Micrografia do material base mostrando o material na condição T6 que foi soldado com a condição P1. Observam-se grãos alongados e as inclusões dispersas na matriz α . Ataque: Reagente Flick.

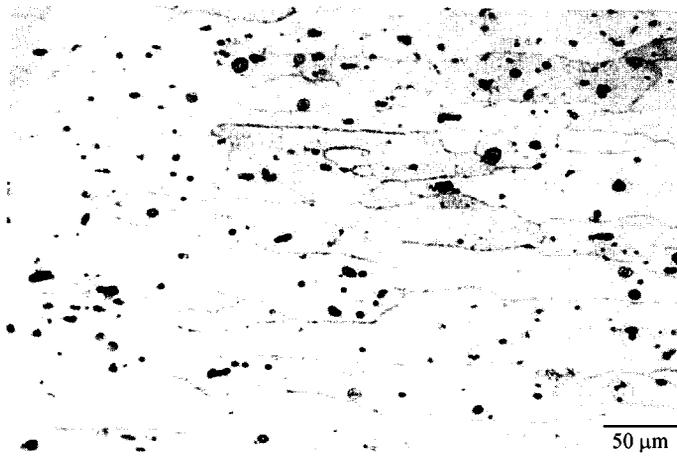


Figura 30 – Micrografia do material base mostrando os grãos alongados do material na condição T6 que foi soldado com a condição P2. Ataque: Reagente Flick.

Na zona afetada termicamente (ZAT) foi observada uma microestrutura semelhante ao do material base em todos os casos, com grãos também alongados e fase escura provavelmente correspondente a inclusões dissolvidas pelo reagente químico dispersas na matriz α (figuras 31 a 36).



Figura 31 – Micrografia obtida material na condição T4 que foi soldado com a condição P1 na zona afetada termicamente (ZAT). Observam-se os grãos alongados e a fase escura correspondente as inclusões dissolvidas. Ataque: Reagente Flick.

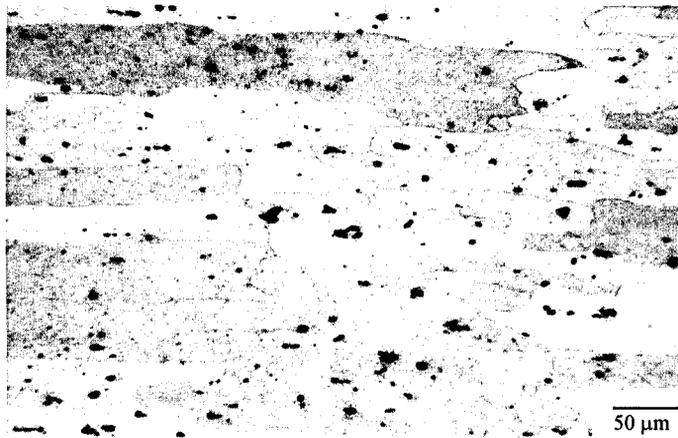


Figura 32 – Micrografia retirada da zona afetada termicamente (ZAT) material na condição T4 que foi soldado com a condição P2. Ataque: Reagente Flick.



Figura 33 – Micrografia retirada da zona afetada termicamente (ZAT) material na condição T4 que foi soldado com a condição P1 e após isto, foi tratado termicamente para a condição T6. Ataque: Reagente Flick.

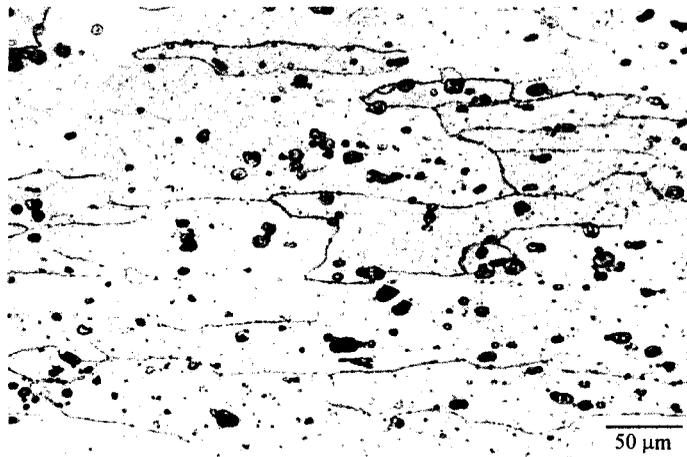


Figura 34 – Micrografia da zona afetada termicamente onde se observam os grãos alongados do material na condição T4 que foi soldado com a condição P2 e após isto, foi tratado termicamente para a condição T6. Ataque: Reagente Flick.



Figura 35 – Micrografia da zona afetada termicamente do material na condição T6 que foi soldado com a condição P1. Ataque: Reagente Flick.



Figura 36 – Micrografia da zona afetada termicamente onde observam-se os grãos alongados do material na condição T6 que foi soldado com a condição P2. Ataque: Reagente Flick.

A zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) apresentou em todas as situações uma fase escura que devem ser inclusões e grãos com formas alongadas, mas não no mesmo sentido do que foi observado na ZTA e no material base. Tal aspecto deve-se ao processo de recuperação ocorrido nesta região.

A microestrutura da região composta pelo “nugget” mostrou-se com finos grãos equiaxiais e com a presença de uma fase escura correspondente as inclusões dispersas na matriz α . Esta microestrutura é oriunda do processo de recristalização a qual o material foi imposto nesta região. As figuras 37 a 42 mostram tais microestruturas.

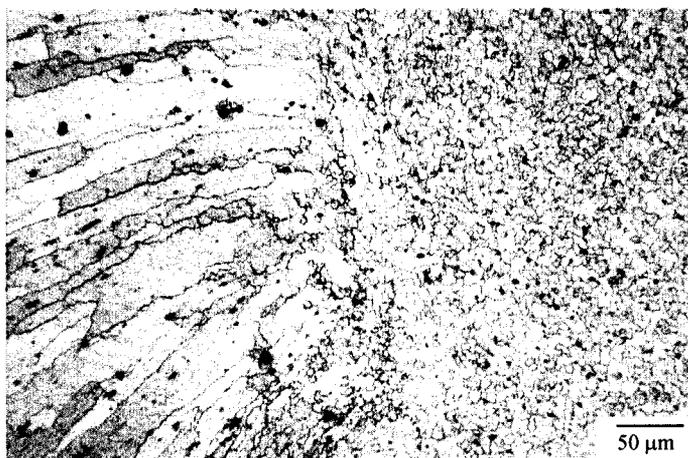


Figura 37 - Micrografia mostrando a interface entre a zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e o “nugget” material na condição T4 que foi soldado com a condição P1. Observam-se, à esquerda, os grãos recuperados correspondentes a ZTMA e, à direita, os finos grãos equiaxiais do “nugget”. Ataque: Reagente Flick.

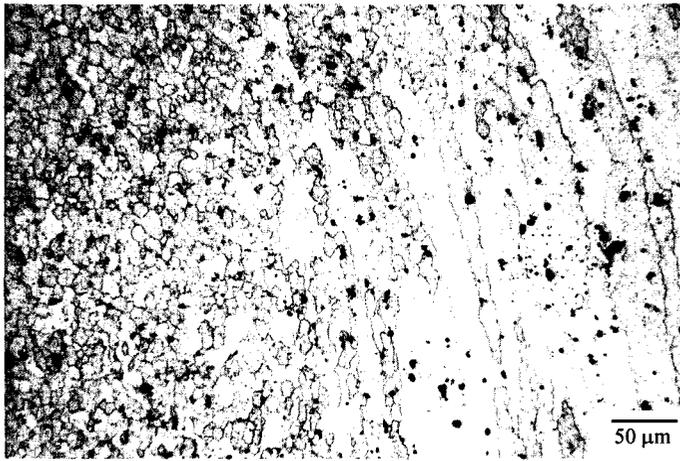


Figura 38 – Micrografia mostrando a região compreendida pela interface da zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e o nugget material na condição T4 que foi soldado com a condição P2. Observa-se à direita os alongados que foram recuperados. À esquerda, no “nugget”, nota-se os grãos equiaxiais. Ataque: Reagente Flick.

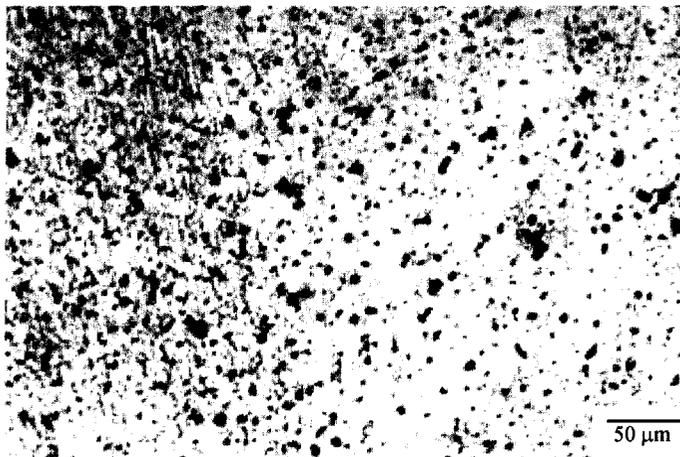


Figura 39 – Micrografia mostrando a interface entre a zona termo-mecanicamente afetada (à esquerda) e o nugget (à direita) material na condição T4 que foi soldado com a condição e, após isto, foi tratado termicamente para a condição T6. Ataque: Reagente Flick.

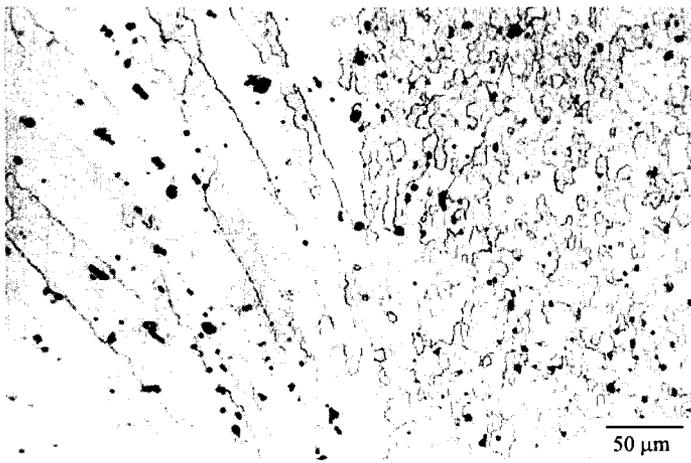


Figura 40 – Micrografia mostrando a interface entre a zona termo-mecanicamente afetada (à esquerda) e o nugget (à direita) material na condição T4 que foi soldado com a condição P2 e, após isto, foi tratado termicamente para a condição T6. Ataque: Reagente Flick.

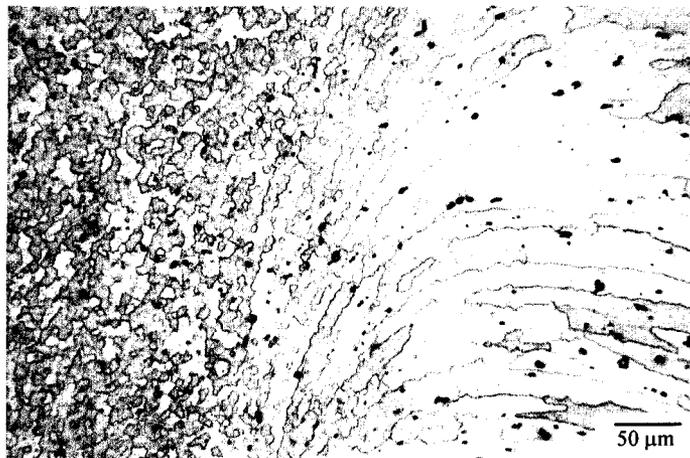


Figura 41 – Micrografia mostrando a interface entre a zona termo-mecanicamente afetada (à esquerda) e o nugget (à direita) material na condição T6 que foi soldado com a condição. Ataque: Reagente Flick.

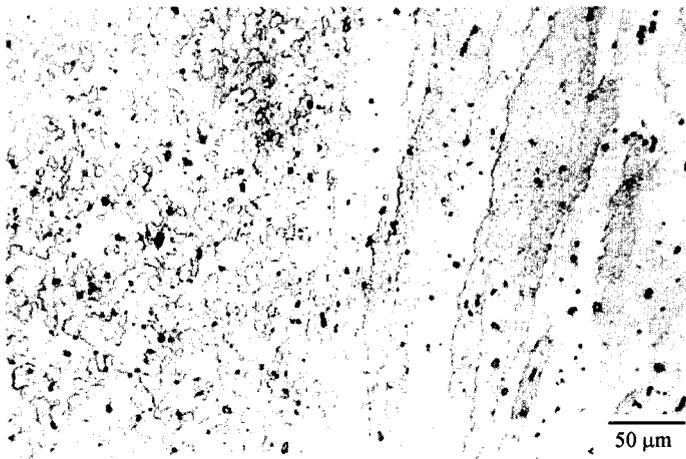


Figura 42 – Micrografia mostrando a interface entre a zona termo-mecanicamente afetada (à esquerda) e o nugget (à direita) material na condição T6 que foi soldado com a condição P2. Ataque: Reagente Flick.

4.2. ENSAIOS DE MICRODUREZA

A partir dos dados obtidos no ensaio de microdureza Vickers foram realizados gráficos de microdureza versus distância, como podem ser observados a seguir.

Ao observarmos a figura 43 do perfil de microdureza realizado 28 dias após o processo de soldagem no material que se apresentava na condição T4, nota-se que nas regiões referentes ao material base, não houve uma diferença nos valores de dureza encontrados, que permaneceram em torno de 105 HV_{0,05}. A região que compreende o “nugget”, os valores de dureza permaneceram muito semelhantes com os valores do material base, ficando em torno de 100 HV_{0,05}. Nessas duas regiões não foi observada uma diferença significativa dos valores se comparadas as duas condições de soldagem, P1 e P2.

As regiões adjacentes ao “nugget”, a ZTMA e a ZTA, que estão delimitadas aproximadamente por linhas tracejadas no gráfico; apresentaram um decaimento nestes valores. Na ZTMA, o menor valor encontrado foi 90 HV_{0,05} na condição de soldagem P1, e 80 HV_{0,05} na condição P2. Na ZTA, o menor valor observado na condição P1 foi 95 HV_{0,05} e na condição P2 foi 90 HV_{0,05}.

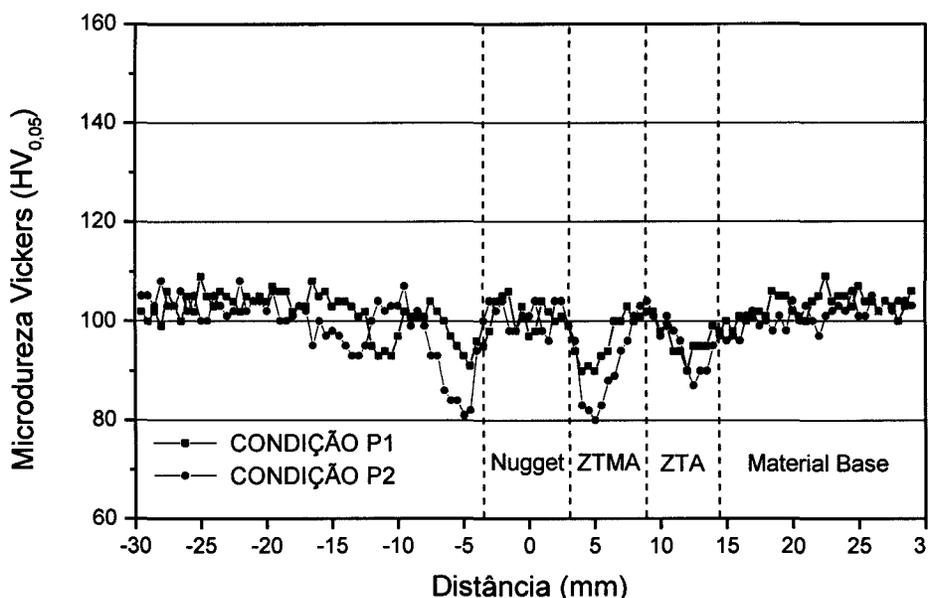


Figura 43 – Gráfico de microdureza Vickers realizado nas chapas na condição T4 nas duas condições de soldagem, P1 e P2.

Nas amostras que foram soldadas na condição T4 e que, posteriormente, sofreram tratamento térmico para a condição T6, o ensaio de microdureza, que foi realizado logo após o tratamento térmico, a dureza do material base permaneceu em torno de 120 HV_{0,1} como pode ser observado na figura 44.

A dureza da região compreendida pelo “nugget” também permaneceu próxima aos valores do material base, ficando em torno de 125 HV_{0,1}.

A zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) apresentou uma queda nos valores de dureza. O mesmo não aconteceu na zona termicamente afetada (ZTA), onde os valores mantiveram-se semelhantes ao do material base e, com isso, não foi possível identificar a localização desta região.

Neste caso também foi observado que o material soldado com a condição P1 apresentou um desempenho melhor do que a condição P2, principalmente no “nugget” e na ZTMA.

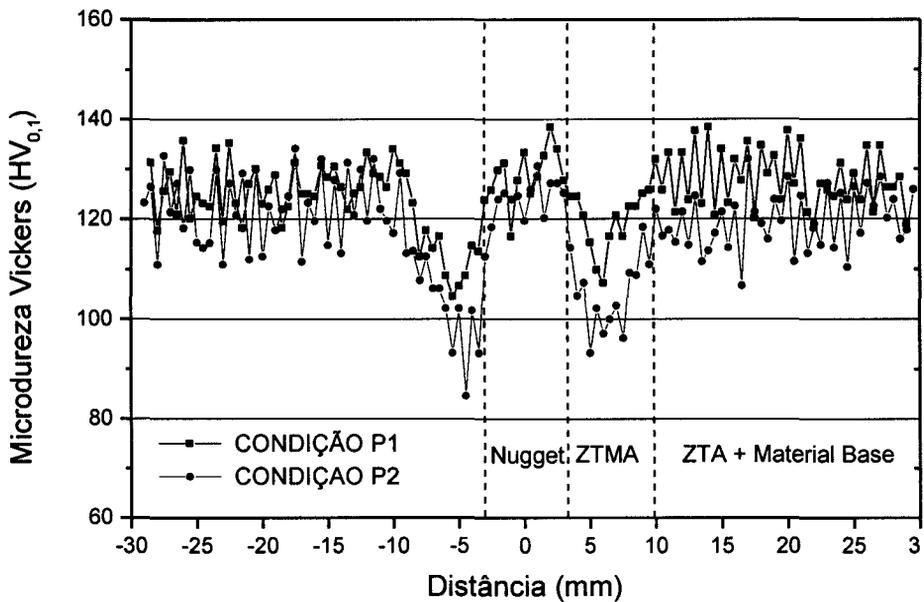


Figura 44 - Gráfico de microdureza Vickers realizado nas chapas que foram soldadas na condição T4 e após sofreram tratamento térmico para a condição T6 nas duas condições de soldagem.

A figura 45 apresenta os resultados das amostras que foram soldadas na condição T6, o perfil de microdureza que foi realizado um mês depois da soldagem, mostrou que os valores do material base ficaram em torno de 130 HV_{0,1}. Houve uma queda brusca nestes valores na região que foi termomecanicamente afetada pelo processo, chegando até o valor de 80 HV_{0,1}.

Na ZTA, os valores situaram-se na mesma faixa do material base, não sendo assim possível localizar esta região no gráfico.

Quando comparada à ZTMA, a região “nugget” sofreu uma elevação na dureza, ficando em torno de 110 HV_{0,1}, mas tais valores não atingiram os observados no material base.

Nesta condição não foi percebida nenhuma diferença significativa entre as durezas das duas condições de soldagem.

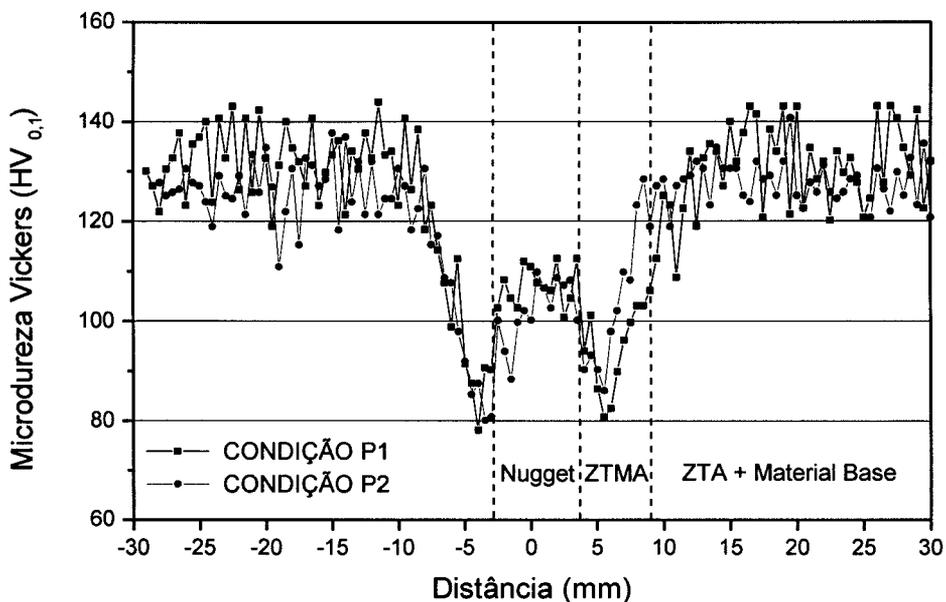


Figura 45 – Gráfico de microdureza Vickers realizado nas chapas na condição T6 nas duas condições de soldagem, P1 e P2.

A comparação das figuras 43, 44 e 45 mostrou que as amostras soldadas na condição T4, e que sofreram tratamento térmico posterior para T6, apresentaram um comportamento superior aos demais. A dureza do material base apresentou valores em torno de 120 HV_{0,1}, e, além disso, os valores “nugget” ficaram na mesma faixa dos do material base. Houve somente uma diminuição destes valores na ZTMA.

Tais fatos não aconteceram na condição T6, pois mesmo com os valores do material base ficando em torno de 130 HV_{0,1}, o “nugget” não atingiu o patamar de dureza do material base. Além de ter havido uma queda acentuada nos valores da dureza na ZTMA. Já quando o material foi soldado na condição T4, onde o “nugget” atingiu o patamar da dureza do material base, os valores do material base foram inferiores, ficando em torno de 100 HV_{0,1}, além disso, a ZTA também apresentou uma decaimento, deixando assim o perfil bastante irregular.

Nas amostras que foram soldadas na condição T4 e nas que também foram soldadas na condição T4, mas que após sofreram um envelhecimento artificial, houve uma pequena diferença nos valores de dureza encontrados entre as duas condições de soldagem analisadas. Nestes casos, a condição P1 a foi que

apresentou um desempenho levemente superior a condição P2 nas adjacências do “nugget”. Já na condição T6 não foi encontrada uma diferença acentuada entre os valores de dureza nas duas condições de soldagem.

Em todas as situações analisadas, a região composta pelo material base sofreu um aumento na dureza quando foi aplicado o envelhecimento artificial, não importando se tal tratamento fosse realizado anteriormente ou não ao processo de soldagem. Este resultado era esperado, pois foi provocado um endurecimento por precipitação no material.

Em todas as situações, as regiões compostas pela ZTMA não conseguiram atingir os valores do material base. Isto aconteceu pois os grãos desta região sofreram o processo de recuperação. E, além disso, se levarmos em consideração a equação de Hall Petch citada anteriormente, esta queda nos valores pode ser explicada pelo fato de que as parcelas da equação foram alteradas. O coeficiente σ_0 , que se refere ao somatório do endurecimento da própria rede por solução sólida, por precipitação e por discordâncias, deve ter sido modificado, uma vez que esta região foi mecanicamente afetada pelo ressalto e também foi exposta a um ciclo térmico durante o processo de soldagem.

Foi possível determinar a ZTA somente no material soldado na condição T4, pois neste caso ela mostrou uma queda nos valores de dureza se compararmos com a do material base. Provavelmente tal fenômeno ocorreu pois os ciclos térmicos não foram suficientes para provocar um algum tipo de endurecimento e, além disso, não houve nenhum processo de envelhecimento artificial que possibilita-se um endurecimento por precipitação nesta região.

Como no “nugget” houve a recristalização dos grãos, os valores de dureza se mantiveram no mesmo patamar do material base, pois segundo a equação de Hall Petch, com a diminuição do tamanho de grão há um aumento na resistência e, conseqüentemente, na dureza. Tal fato não aconteceu na solda que foi realizada no material na condição T6, pois provavelmente esta região já tinha atingido seu ponto máximo de dureza durante o tratamento de envelhecimento anterior ao processo de soldagem e, com a posterior deformação aplicada durante o processo, juntamente com o calor, levaram o material a um estado de superenvelhecimento.

4.3. TRATAMENTO TÉRMICO

Após os resultados obtidos com os perfis de microdureza realizados, um grupo de amostras na condição T4 que haviam sido soldadas na condição de soldagem P1, foram submetidas a um tratamento térmico de envelhecimento artificial a diferentes temperaturas e tempos de exposição.

Tal experimento foi realizado com o objetivo de otimizar os parâmetros aplicados no tratamento térmico para a condição T6 após o processo de soldagem realizado na condição T4, uma vez que esta situação apresentou melhores resultados frente aos outros realizados.

As temperaturas empregadas nestes tratamentos foram de 160, 190, 260 e 320°C, e os tempos de exposição utilizados em cada uma destas temperaturas foram de 2, 4 e 10 horas.

Ao analisarmos a figura 46, que se refere aos tratamentos térmicos realizados na temperatura 160°C, observa-se que o resultado mais satisfatório é o referente ao tratamento aplicado durante 10 horas. Este perfil apresentou valores em torno de 120 HV_{0,1} nas regiões do material base e do “nugget”.

Notou-se, também, uma diminuição nestes valores, indo até 105 HV_{0,1} na ZTMA. Tal fato ocorreu também nos perfis para os outros dois tempos analisados, mas com valores inferiores.

Também não foi possível delimitar, em todos os perfis, a região composta da ZTA, pois os valores encontraram-se na mesma faixa dos do material de base.

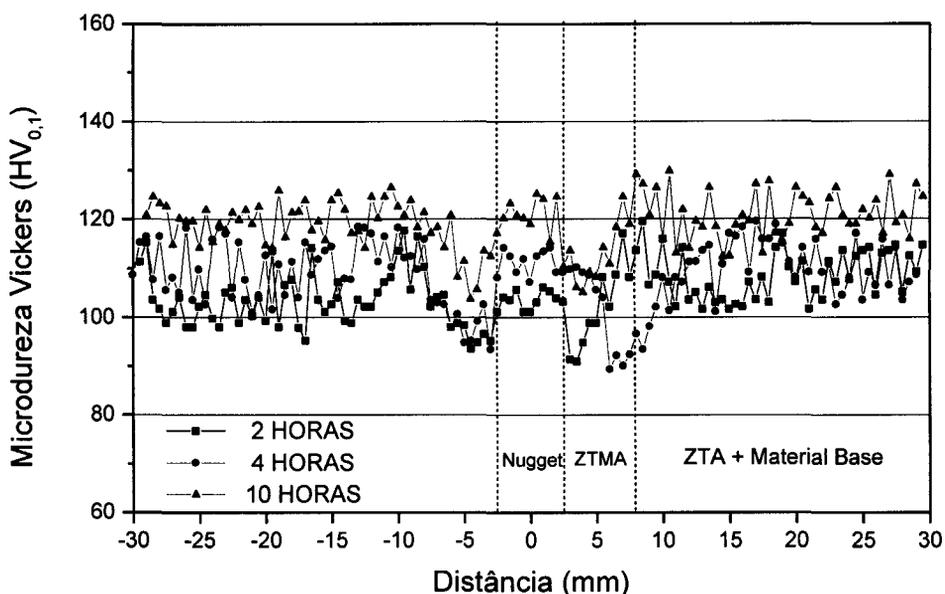


Figura 46 – Gráfico de microdureza Vickers das amostras que foram expostas à temperatura de 160°C durante 2, 4 e 10 horas.

Os perfis de microdureza das amostras que foram submetidas à temperatura de 190°C (figura 47) indicaram que não houve uma diferença significativa entre os três tempos aplicados (2, 4 e 10) horas, onde a dureza média permaneceu em 130 HV_{0,1} no material base e no “nugget”. Nos três casos também foi observada uma queda destes valores na ZTMA, onde o menor valor foi de 110 HV_{0,1}.

A ZTA não pode ser determinada, pois os valores são muito semelhantes aos do material base.

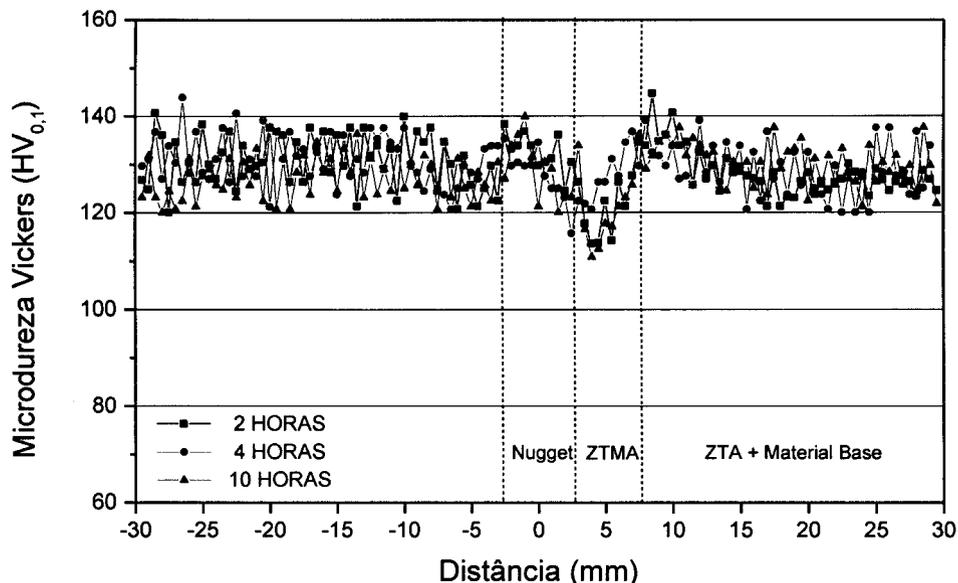


Figura 47 – Gráfico de microdureza Vickers das amostras que foram expostas à temperatura de 190°C durante 2, 4 e 10 horas após a soldagem.

O comportamento do perfil de microdureza das amostras tratadas à temperatura de 260°C apontou uma diferença nos perfis correspondentes a cada tempo, onde o tempo de 2 horas mostrou-se ligeiramente superior aos demais, onde a média dos valores do material base e do “nugget” concentraram-se em torno de 95 HV_{0,1} como pode ser observado na figura 48.

No perfil correspondente ao tempo de 4 horas, a média dos valores do material base e do “nugget” ficaram logo abaixo do perfil de 2 horas, com uma média de 90 HV_{0,1}. E no perfil referente à 10 horas, a média dos valores do material base e do “nugget” permaneceram na faixa de 80 HV_{0,1}.

Em todos os casos foi observada uma diminuição nos valores na região referente à ZTMA, e a ZTA apresentou valores na mesma faixa dos do material base, não sendo assim possível a diferenciação desta zona em relação as demais.

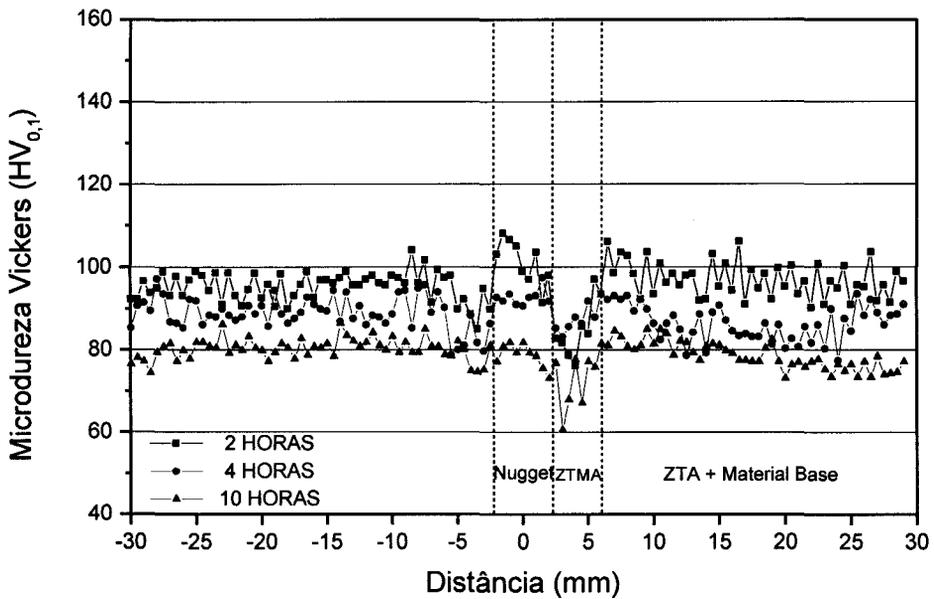


Figura 48 – Gráfico de microdureza Vickers das amostras que foram expostas à temperatura de 260°C durante 2, 4 e 10 horas.

Nos perfis referentes à temperatura de 320°C apresentados na figura 48, a média dos valores das durezas dos tempos de 2 e 4 horas apresentaram-se semelhantes, em torno de 70 HV_{0,1} na região do material base. Os valores encontrados no “nugget” no tempo de 2 horas ficaram em torno de 65 HV_{0,1} e no tempo de 4 horas, ficaram abaixo deste valor.

O perfil correspondente ao tempo de 10 horas foi o que apresentou os valores mais baixos, onde a dureza do material base ficou em torno de 60 HV_{0,1} e a do “nugget” ficou em torno de 55 HV_{0,1}.

As regiões correspondentes as ZTMAs apresentaram queda nos valores se comparadas aos do material base em todos os tempos analisados. E a ZTA também não foi determinada em nenhum dos casos, pois não apresentou uma diferença nos valores se comparados aos do material base.

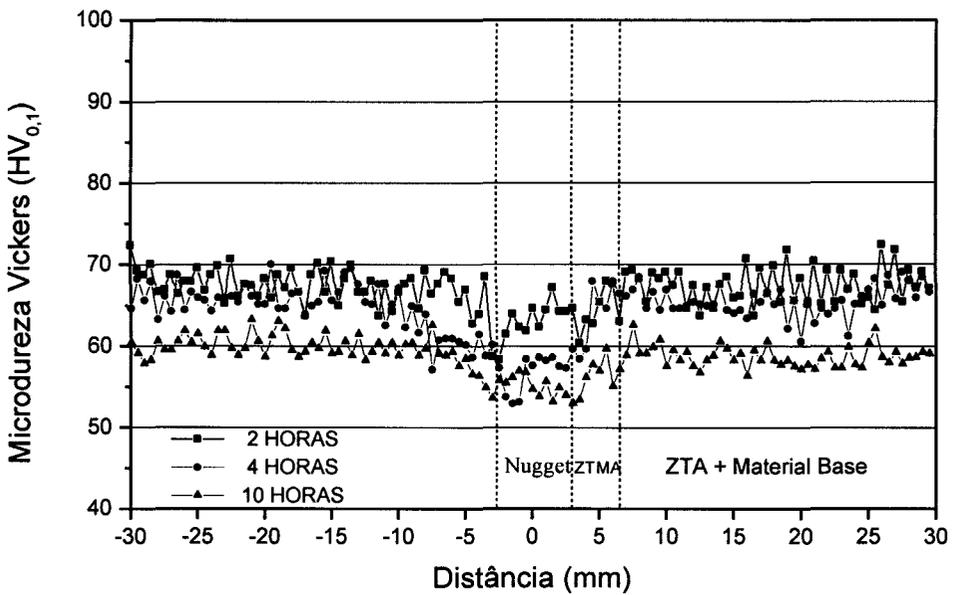


Figura 49 – Gráfico de microdureza Vickers das amostras que foram expostas à temperatura de 320°C durante 2, 4 e 10 horas.

A partir da comparação dos resultados de todos os perfis de microdureza dos tratamentos térmicos realizados foi possível constatar que a temperatura que resultou em uma faixa de dureza superior as demais foi a de 190° C.

Os valores de dureza dos diferentes tempos de exposição analisados não apresentaram diferença entre si. Tal fato indica que pode-se realizar o tratamento de envelhecimento artificial desta liga durante 2 horas e que se terá a mesma resposta.

Isto mostra que esta temperatura é a que apresenta um maior efeito endurecedor, não importando o tempo em que ela é aplicada ao material.

5. CONCLUSÕES

Com as micrografias realizadas foi possível concluir que ao se alterar as condições de tratamento térmico e de soldagem aplicados, a microestrutura de cada região da solda - zona termicamente afetada, zona termo-mecanicamente afetada e “nugget” - não apresentou uma mudança significativa.

As regiões do material base e da zona termicamente afetada apresentaram uma microestrutura semelhante, com grãos alongados e inclusões dispersas na matriz. A zona termo-mecanicamente afetada mostrou-se composta de grãos recuperados, e na região do “nugget” foram observados finos grãos equiaxiais resultantes da recristalização ocorrida pelo processo.

Dentre todas as condições analisadas, a que apresentou melhores resultados para o tipo de liga soldada foi a soldagem do material envelhecido naturalmente, com condição de soldagem P1 (velocidade de rotação de 1600 rpm e velocidade de soldagem de 800 mm/min) e com um posterior tratamento térmico de envelhecimento artificial à temperatura de 190°C durante 2 horas.

A razão da diminuição nos valores de dureza das regiões da solda não puderam ser tratadas nesta obra com exatidão em função de estarem relacionadas à difusão dos átomos e a precipitação de nano e micro partículas.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Caracterização da precipitação de nano e micro partículas ao longo de toda a extensão da solda na liga AA6056.
- Análise da soldagem por “Friction Stir Welding” desta liga em outras condições de tratamento térmico.
- Análise da soldagem por “Friction Stir Welding” desta liga em outras condições de soldagem.
- Análise de ciclos térmicos ocorridos durante o processo de “Friction Stir Welding”.

7. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

- (1) "ASM Handbook: Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", ASM, Vol. 2, 1990.
- (2) ROLIM, L. C., "Metalografia e Tratamentos térmicos III – Metais e Ligas Não Ferrosas"
- (3) CAHN, R. W., HAASEN P. and KRAMER, E. J., "Material Science and Technology – Structure and Properties of Nonferrous Alloys", 1996.
- (4) REED – HILL, R. E. and ABBASCHIAN, R., "Physical Metallurgy Principles", 1994.
- (5) MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., "Mechanical Behavior of Materials", Prentice Hall, 1999.
- (6) DIETER, G. E., "Metairgia Mecânica", Guanabara Dois, 1981.
- (7) CALLISTER, W. D. Jr, "Materials Science and Engineering", John Wiley, 2000.
- (8) TOURRUCOO, M., "Estudo de Chapas de Aço de Elevada Resistência para a Indústria Automobilística", Dissertação de Mestrado, PPGEM, 1999.
- (9) MATSUDA, K., GAMADA, H., and SATO, T. "High Resolution Electron Microscopy on the Structure of Guiner-Preston Zones in an Al 1.6 Pct Mg₂Si Alloy", Metallurgical and Materials Translations A, 1998.
- (10) SATO, Y. S., KOKAWA, H. and ENOMOTO, M., " Microstructure Evolution of 6063 Al during Friction Stir Welding", Metallurgical and Materials Translations A, 1999.

- (11) PEREIRA, L. C., *“Relações Microestrutura – Propriedades Mecânicas de Aços Submetidos a Tratamentos Termomecânicos”*, Notas de aula, COPPE, RJ, 1997.
- (12) NELSON, T.W., HUNSAKER, B. and FIELD, D.P., *“Local Texture Characterization of Friction Stir Welding in 1100 Aluminium”*, First International Symposium on Friction Stir Welding, 1999.
- (13) CHAO, Y.J. and FUKUDA, T. *“Heat Transfer and Thermo-Mechanical Analysis of Friction Stir Joining of AA6061-T6 Plates”*, First International Symposium on Friction Stir Welding, 1999.
- (14) FUKUDA, T. *“Friction Stir Welding Process”*, Welding International, 2001.
- (15) DAWES, C. and THOMAS, W. *“Bulletin 6”*, Bulletin TWI, 1995.
- (16) COLLIGAN, K. *“Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminium”*, Welding Journal, 1999.
- (17) Página da internet: www.twi.co.uk
- (18) CEDERQVIST, L. and REYNOLDS, A. P. *“Properties of Friction Stir Welding Aluminum Lap Joints”*.
- (19) MIDLING, O. T., OOSTERKAMP, L. D. and BERSAAS, J. *“Friction Stir Welding Aluminium – Process and Applications”*, 7^o Conference on Joints in Aluminium, 1998.
- (20) THOMAS, W., DAWES, C. and ANDREWS, D., *“Friction Stir Welding – where we are, and where we’re going ...”*, Bulletin TWI, 1998.
- (21) THEADGILL, P. L. *“Friction Stir Welding – The state of the art”*, 1999.