



Universidade Federal
do Rio de Janeiro
Escola Politécnica

Determinação da relação tensão- deformação em ligas de Al-Mg-Si pelo método da laminação de cunhas

Matheus Deforme Zuliani

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários a obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico.

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas

Rio de Janeiro

Março de 2015

DETERMINAÇÃO DA RELAÇÃO TENSÃO-DEFORMAÇÃO EM LIGAS DE AL-
MG-SI PELO MÉTODO DA LAMINAÇÃO DE CUNHAS

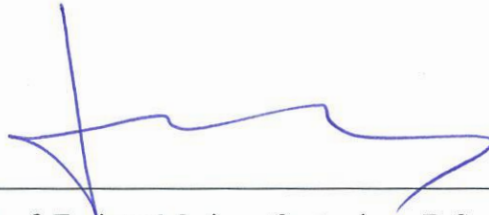
Matheus Deforme Zuliani

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE
ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO
METALÚRGICO.

Examinada por:



Prof. Juan Carlos Garcia de Blas, Dr.Ing. (Orientador).



Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc



Kioshy Santos de Assis, M.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL.

MARÇO DE 2015

Zuliani, Matheus Deforme

Determinação da relação tensão-deformação em ligas de Al-Mg-Si pelo método da laminação de cunhas/ Matheus Deforme Zuliani. – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2015.

VIII, 55 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas

Projeto de graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Engenharia Metalúrgica, 2015.

Referências Bibliográficas: p. 53-55.

1. Ensaio de laminação de cunha. 2. Ligas de Al-Mg-Si. 3. Curva tensão-deformação. 4. Envelhecimento natural. I Blas, Juan Carlos Garcia. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III Título.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, a Deus, o Criador de todas as coisas, onisciente, onipresente e onipotente, pela vida e todas as outras bênçãos.

À minha família, principalmente aos meus pais Tânia e Carlos, as pessoas em que mais confio nessa vida, pelo companheirismo, pela ajuda em todos os momentos, pelos conselhos preciosos, e por suprirem minhas necessidades físicas e emocionais.

Aos meus professores por transmitirem com afinco e dedicação o conhecimento que detêm. Em especial ao professor Juan por toda ajuda, paciência e atenção empregada para me orientar nesse projeto, e ao professor Lula por se dedicar como orientador acadêmico, ambos tornaram-se cruciais na minha vida acadêmica. Às professoras Renata, Isabel e Rossana por solucionarem muitas questões acadêmicas relacionadas ao projeto.

Ao pessoal dos laboratórios TERMIC e de Propriedades Mecânicas, em especial Laércio, João, Marcus e Carlos Carvalhal, por todo trabalho que tiveram ao me ajudar no projeto, tanto na parte experimental ensinando e orientando na realização das atividades laboratoriais, como na parte escrita dando sugestões de bibliografias e dicas de sobre o que pesquisar.

Aos amigos de classe que indiretamente me ajudaram, dentre eles Pedro Arlen, Erica Oshiro, Paloma Estebanez, Carlos Louback e Katarina Fernandes, pelos momentos de descontração, pelas conversas divertidas e agradáveis, pelas trocas de ideias e experiências, sem dúvida fazendo o ambiente universitário parecer mais agradável.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado ao DEMM/EP/UFRJ como parte integrante dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheiro Metalúrgico

DETERMINAÇÃO DA RELAÇÃO TENSÃO-DEFORMAÇÃO EM LIGAS DE AL-MG-SI PELO MÉTODO DA LAMINAÇÃO DE CUNHAS

Matheus Deforme Zuliani

Março/2015

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas

Curso: Engenharia Metalúrgica

Processos de deformação plástica severa vêm sendo extensamente estudados já que conferem significativos aumentos de resistência mecânica e tenacidade a partir do refino de grão. Para compreender o comportamento do encruamento de um metal submetido a esses processos, ensaios mecânicos próprios para grandes deformações serão necessários. Nesse trabalho, ensaios de laminação de cunhas foram empregados à temperatura ambiente para determinar a relação tensão-deformação das ligas de Al AA6061, AA6060 e AA1050, após serem solubilizadas ou estabilizadas. Dados experimentais confiáveis de tensão-deformação foram obtidos em deformações efetivas de até 1,6. Curvas de ajuste foram obtidas a partir dos dados experimentais. As curvas tensão-deformação ajustadas possibilitaram a investigação dos endurecimentos por solução sólida supersaturada e por envelhecimento natural de 15 dias das ligas AA6061 e AA6060 sujeitas a grandes deformações plásticas.

Palavras-chave: ensaio de laminação de cunha, ligas de Al-Mg-Si, curva tensão-deformação, envelhecimento natural.

Abstract of Undergraduate Project presented to DEMM/POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Metallurgical Engineer.

DETERMINATION OF THE STRESS-STRAIN RELATION IN AL-MG-SI ALLOYS
BY THE WEDGE ROLLING METHOD

Matheus Deforme Zuliani

March/2015

Advisor: Juan Carlos Garcia de Blas

Course: Metallurgical Engineering

Severe plastic deformation processes have been widely studied since they provide significant mechanical strength and toughness increases by grain refinement. In order to understand the strain hardening behavior of a metal under these processes, mechanical tests proper for high strains will be required. In this work, wedge rolling tests have been employed at room temperature to determine the stress-strain relation of the aluminum alloys AA6061, AA6060 and AA1050 after being solutionized or overaged. Reliable stress-strain experimental data were obtained at effective strains of up to 1,6. Fitting curves were obtained from the experimental data. The fitting stress-strain curves enabled the investigation of the supersaturated solid solution hardening and of the 15 days natural aging of AA6061 and AA6060 alloys subjected to great plastic deformations.

Keywords: wedge rolling tests, Al-Mg-Si alloys, stress-strain curves, natural aging.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1	Endurecimento por refino de grão	3
2.1.1	Contornos de grão.....	3
2.1.2	Equação de Hall-Petch.....	3
2.2	Endurecimento por solução sólida.....	4
2.3	Precipitação nas ligas Al-Mg-Si	5
2.3.1	Endurecimento por precipitação	5
2.3.2	Efeito da temperatura no endurecimento por precipitação	7
2.3.3	Efeito da deformação no envelhecimento natural	9
2.3.4	Sequência de precipitação das ligas de Al-Mg-Si	10
2.3.5	Envelhecimento natural	11
2.4	Deformação plástica severa (DPS)	12
2.4.1	Processamento por Extrusão Angular em Canal (EAC).....	13
2.4.2	Curvas tensão-deformação	14
2.4.3	Curva de ajuste	15
2.5	Ensaio mecânicos para grandes deformações	16
2.5.1	Ensaio de compressão axial homogênea	16
2.5.2	Ensaio de compressão em deformação plana	19
2.5.3	Ensaio de torção.....	20
2.5.4	Ensaio de laminação de cunhas	21
3	MATERIAIS E MÉTODOS	24
3.1	Material e amostras	24
3.2	Tratamentos termomecânicos	25
3.2.1	Tratamentos térmicos	25
3.2.2	Tratamento mecânico	25

3.3	Medição	26
3.3.1	Medidas das dimensões da cunha e tiras	26
3.3.2	Medida de dureza Vickers	28
3.4	Programa	29
4	RESULTADOS	31
4.1	Verificação do cálculo da deformação.....	31
4.2	Deformação verdadeira	33
4.3	Dureza	36
4.4	Curvas tensão-deformação.....	37
4.4.1	Coeficientes de ajuste	39
4.4.2	Taxa de encruamento.....	39
4.5	Endurecimento por solução sólida supersaturada (SSSS)	40
4.6	Envelhecimento natural	42
5	DISCUSSÃO.....	43
5.1	Verificação do cálculo da deformação.....	43
5.2	Deformação verdadeira	43
5.3	Dureza	45
5.4	Curvas tensão-deformação.....	46
5.5	Mudança de estágio na curva tensão-deformação	48
5.6	Endurecimento por solução sólida supersaturada (SSSS)	49
5.7	Envelhecimento natural	50
6	CONCLUSÕES.....	52
7	BIBLIOGRAFIA.....	53

1 INTRODUÇÃO

A resistência mecânica das ligas de Al-Mg-Si pode ser modificada por quatro mecanismos básicos de endurecimento: elementos de liga em solução sólida, precipitação de segunda fase, encruamento e refino de grão.

Nessas ligas o refino de grão pode ser obtido através da imposição de elevadas deformações durante o trabalho a frio, o que ativaria o mecanismo de recuperação dinâmica. Contudo, processos termomecânicos convencionais, como laminação e extrusão, são limitados devido à necessidade de redução acentuada das dimensões da seção transversal para a impor grandes deformação, além da reduzida trabalhabilidade em baixas temperaturas.

Por outro lado, os recém-desenvolvidos processos de deformação plástica severa (DPS) se caracterizam pela capacidade de impor elevadas deformações sem alterações significativas nas dimensões da seção transversal (mesmo em baixas temperaturas de processamento), e refinar o grão a nível submicrométrico pela ativação da recuperação dinâmica.

O processo de DPS mais promissor na atualidade para aplicações industriais é o de Extrusão Angular em Canal (EAC), em inglês *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP), porque: (i) poderá ser aplicado em tarugos de grandes dimensões, permitindo numa primeira etapa homogeneizar a microestrutura bruta de fusão para posteriormente usar os tarugos na produção de componentes estruturais de maior espessura; (ii) é um procedimento relativamente simples, podendo ser aplicado tanto em metais de elevada pureza quanto nas suas ligas; (iii) é possível alcançar elevado grau de deformação plástica sem instabilidade dimensional e/ou diminuição da espessura; (iv) recebe muitos investimentos para pesquisa em laboratório a fim receber adaptações necessárias para aplicação em diferentes níveis de produção, inclusive industrial em larga escala; (v) devido ao acentuado refino de grão permitem que metais comercialmente puros adquiram um acentuado endurecimento sem adição de elementos de liga; (vi) o acentuado refino de grão também poderá proporcionar ao metal características de superplasticidade, que são de grande interesse em operações de conformação mecânica (estampagem) com elevado grau de deformação sem instabilidade plástica e fratura mesmo em condições de baixa temperatura e alta taxa de deformação (VALIEV e LANGDON, 2006).

O processo de EAC, apesar de ser eficaz na aplicação de DPS, só fornece informações para valores discretos de deformação verdadeira, os quais dependem da geometria da matriz. Portanto, o processo de EAC não produz dados de tensão-deformação suficientes para avaliar o comportamento do encruamento do material. Além disso, a pressão de extrusão não depende apenas da resistência à deformação do material, porém também do atrito entre a amostra e a matriz, da geometria da matriz, e da geometria de deformação (DIETER, 1988, p. 519). Portanto, não é trivial determinar a resistência à deformação através da pressão de extrusão.

A fim de se obter dados suficientes para avaliar o comportamento do encruamento para deformações que não são fornecidas pelo EAC, foram feitos ensaios de laminação de cunhas. Através desse ensaio, foi possível determinar a curva tensão-deformação de três ligas de Al – AA6061, AA6060 e AA1050 – nas condições estabilizada e solubilizada, atingindo deformações de até 1,6.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Endurecimento por refino de grão

2.1.1 Contornos de grão

Os metais são normalmente compostos por vários grãos, os quais possuem a mesma estrutura cristalina e parâmetros de rede, porém com orientações diferentes entre si. A natureza do contorno de grão, portanto, dependerá da desorientação entre os grãos que o formam (DIETER, 1988, p. 185-186).

Quando o ângulo de desorientação é menor que $10-15^\circ$, o contorno de grão é chamado de baixo ângulo. A energia desse contorno aumenta com o ângulo de desorientação. Acima de $10-15^\circ$, a energia de contorno é constante, e o contorno de grão é chamado de alto ângulo (PORTER e EASTERLING, 1992, p. 116-120).

Os contornos de baixo ângulo são considerados simplesmente um arranjo regular de discordâncias. Eles têm uma estrutura bem mais ordenada que dos contornos de alto ângulo, sendo, portanto, de baixa energia (PORTER e EASTERLING, 1992, p. 116-117).

2.1.2 Equação de Hall-Petch

O modelo descrito pela equação de Hall-Petch (Eq. 2.1) mostra a dependência da tensão de escoamento σ_y com o diâmetro médio de grão d em qualquer deformação plástica até a fratura dúctil. Ela se baseia no princípio de que os contornos de grãos atuam como barreiras para o movimento de discordâncias. σ_y é inversamente proporcional ao d , uma vez que a quantidade de contornos de grão aumenta com o refino do grão; σ_0 e k' são constantes que dependem do metal (DIETER, 1988, p. 189-191; REED-HILL *et al.*, 2009, p. 180-182).

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad \text{Eq. 2.1}$$

A equação de Hall-Petch funciona bem com contornos de alto ângulo porque o endurecimento causado por eles é especialmente intenso. Devido a grande diferença de orientação, as discordâncias se empilham nesses contornos e produzem uma tensão de recuo que se opõe ao movimento de novas discordâncias. A continuidade do deslizamento se dá pela nucleação de novas discordâncias no grão oposto, o que exige

um aumento da tensão aplicada (CALLISTER e RETHWISCH, 2014, p. 229-230; DIETER, 1988, p. 181-183).

2.2 Endurecimento por solução sólida

Uma solução sólida de uma liga metálica ocorre quando átomos de soluto estão introduzidos na rede do átomo de solvente. Quando a quantidade de átomos de soluto é maior que o limite de solubilidade, o qual depende da temperatura, a matriz fica supersaturada e, no equilíbrio, ocorre a precipitação de uma segunda fase (BROOKS, 1984, p. 95-100). A tendência de formação de uma solução sólida pode ser prevista por regras propostas por Hume-Rothery que levam em consideração características dos átomos de soluto e solvente (CALLISTER e RETHWISCH, 2014, p. 109).

Existem dois tipos de solução sólida: substitucional e intersticial. O primeiro ocorre quando o átomo de soluto ocupa uma posição na rede pertencente a um átomo de solvente, e o segundo quando o átomo de soluto é muito menor que o de solvente e ocupa uma posição intersticial na rede matricial (DIETER, 1988, p. 203; REED-HILL *et al.*, 2009, p. 261-262).

Um átomo de soluto distorce a região na rede adjacente a ele, produzindo um campo de deformação. Átomos substitucionais grandes ou intersticiais comprimem a rede, enquanto que átomos substitucionais pequenos e lacunas a tracionam. Por outro lado, uma discordância em aresta produz próximo ao seu núcleo dois campos de deformação em regiões opostas em relação ao plano de deslizamento, um trativo e outro compressivo (REED-HILL *et al.*, p. 267-269).

É energeticamente favorável que o campo de deformação de um átomo de soluto se cancele com o campo de deformação oposto de uma discordância já que diminuiria a energia de deformação total da rede. Portanto, os átomos de soluto tendem a se posicionar em torno de uma discordância. Essa grande concentração de átomos de soluto acima da concentração de equilíbrio em torno da discordância é denominada atmosfera de soluto (DIETER, 1988, p. 180).

Quando uma discordância se movimenta, sua atmosfera de soluto tende a se mover com ela. Contudo, para que a atmosfera saia da inércia e se mova com a discordância é preciso superar a tensão efetiva aplicada pelos átomos de soluto que puxam a discordância na direção oposta ao seu movimento. Essa interação entre os campos de deformação da discordância e dos átomos de soluto provoca o endurecimento por solução sólida (REED-HILL *et al.*, p. 271-273).

A Fig. 2.1 mostra o endurecimento por solução sólida de ligas de Al binárias com elevada pureza. Os elementos endurecedores por solução sólida mais comumente usados no Al são Zn, Mg, Cu e Si. Atomicamente falando, Mn e Cu são os endurecedores mais efetivos (< 0,5%), enquanto que em peso Mg é comparativamente o endurecedor mais efetivo devido a sua relativamente alta solubilidade sólida. Zn também tem elevada solubilidade contudo endurece pouco (POLMEAR, 2005, p. 29-32).

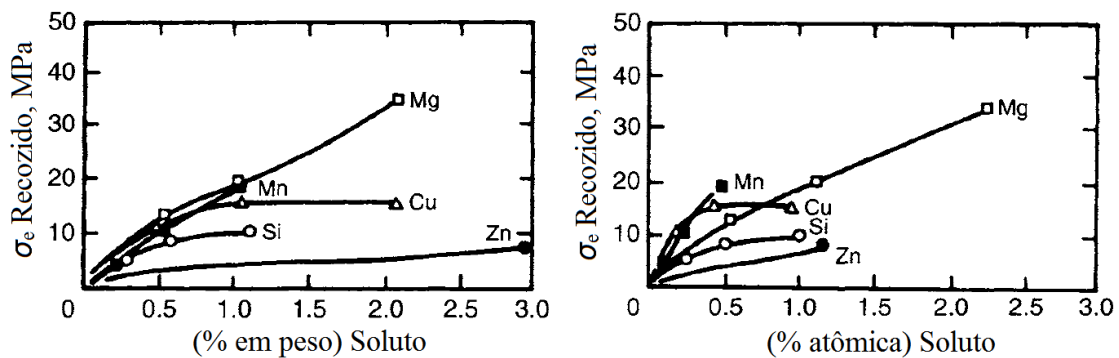


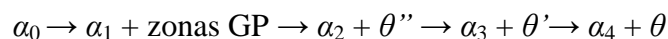
Fig. 2.1 – Endurecimento por solução sólida de ligas de Al binárias com elevada pureza (POLMEAR, 2005, p. 32).

2.3 Precipitação nas ligas Al-Mg-Si

2.3.1 Endurecimento por precipitação

Assim como nas ligas de Al-Mg-Si, as ligas de Al-Cu exibem uma complexa sequência de precipitação quando envelhecidas. Contudo, além das sequências de precipitação das ligas de Al-Mg-Si serem particularmente complexas, as das ligas de Al-Cu têm sido estudadas a mais tempo e são frequentemente usadas nas obras literárias para explicar o endurecimento por precipitação (POLMEAR, 2004). Por esse motivo a liga de Al-4Cu (% em peso) será usada nesse projeto para explicá-lo.

Um processo de endurecimento por precipitação realizado em três etapas – (i) tratamento de solubilização a 540°C; (ii) têmpera em água; (iii) envelhecimento artificial a 130°C – é usado para essa liga Al-4Cu. A liga exibirá a sequência de precipitação a seguir.



Na sequência, α_0 é a matriz em SSSS inicial, e α_1 , α_2 , α_3 e α_4 são a matriz em equilíbrio com zonas GP, θ'' , θ' e θ respectivamente. As transições de fases são responsáveis pelas mudanças no endurecimento como pode ser observado na Fig. 2.2.

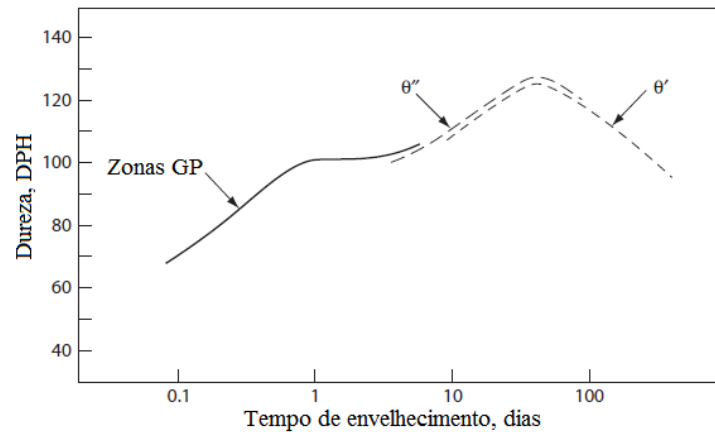


Fig. 2.2 – Curva de envelhecimento isotérmico a 130°C da liga Al-4Cu, % em peso (REED-HILL *et al.*, 2009, p. 507).

Imediatamente após a têmpera a principal resistência ao movimento das discordâncias é ocasionada pela distorção da rede causada pela SSSS. A dureza é baixa porque há apenas o endurecimento por SSSS atuando (DIETER, 1988, p. 213-214).

A formação das zonas GP ocasiona o primeiro aumento de dureza logo no início da curva de envelhecimento. Elas são pequenas partículas com formato de disco com diâmetro nanométrico e espessura de poucas camadas atômicas, são paralelas aos planos $\{001\}_\alpha$ e coerentes com α , causando apenas uma leve distorção na rede adjacente (deformações de coerência). Elas se formam em grande número e ficam dispersas em α . O endurecimento se deve às deformações de coerência, as quais resultam das interações entre as discordâncias e os campos de tensões adjacentes às zonas GP (DIETER, 1988, p. 213; PORTER e EASTERLING, 1992, p. 306; REED-HILL *et al.*, p. 504-506).

A formação dos precipitados θ'' promove o segundo aumento de dureza logo após o patamar onde a dureza é constante. Os precipitados θ'' têm formato de placas dispostas ao longo dos planos $\{001\}_\alpha$, sendo coerentes com α ao longo desses planos. A formação dos precipitados θ' também ocorre durante o segundo aumento da dureza na curva. O início de sua formação se dá pouco depois do início de θ'' e as duas fases coexistem numa ampla região da curva. Os precipitados θ' têm formato de placas formadas nos planos $\{001\}_\alpha$, sendo semicoerentes ao longo desses planos. O pico de

dureza na curva é atingido quando a quantidade de θ'' (principal fase endurecedora) é máxima, entretanto a microestrutura de pico também é composta por θ' (POLMEAR, 2005, p. 57; REED-HILL *et al.*, 2009, p. 508).

Zonas GP e precipitados θ'' e θ' causam aumento do endurecimento não só porque produzem deformações de coerência na matriz, mas também porque podem atuar como obstáculos para passagem das discordâncias. Ao se deparar com um desses obstáculos a discordância pode cortá-lo – quando são pequenos e coerentes, como as zonas GP – ou passar por entre eles pelo mecanismo de Orowan – quando são grandes (POLMEAR, 2005, p. 53-55; REED-HILL *et al.*, 2009, p. 515)

Após o pico de dureza, além dos precipitados θ'' serem substituídos por θ' , ocorre a diminuição da quantidade de precipitados θ' os quais coalescem e crescem. A distância média entre os precipitados θ' aumenta com o tempo de envelhecimento, provocando a diminuição da dureza, já que o movimento das discordâncias é facilitado. No superenvelhecimento, os precipitados estáveis θ (Al_2Cu) substituem os precipitados θ' . Apesar de ambos os precipitados terem a mesma estrutura cristalina (tetragonal) e composição química, θ é totalmente incoerente com a matriz. Como os precipitados estáveis θ são grosseiros e incoerentes, a dureza da liga diminui significativamente (REED-HILL *et al.*, 2009, p. 508).

2.3.2 Efeito da temperatura no endurecimento por precipitação

As reações de precipitação envolvem nucleação e crescimento, e são consequentemente dependentes da temperatura. Para ilustrar esse fato, considera-se novamente as ligas de Al-Cu. A Fig. 2.3 mostra a parte rica em Al do diagrama de fases Al-Cu. Nesse diagrama estão incluídas também as linhas *solvus* metaestáveis das zonas GP, θ'' e θ' .

A nucleação de uma fase a partir da SSSS é favorecida numa faixa de temperaturas específica. As fases mais estáveis (com menor energia livre) são menos coerentes com a matriz. Por serem menos coerentes, a sua formação requer uma barreira energética de ativação e um raio crítico do núcleo maiores. Isso é alcançado em temperaturas mais elevadas onde a mobilidade atômica permite a nucleação dessas fases menos coerentes. Por esse motivo, as fases mais estáveis têm faixas de temperaturas mais elevadas.

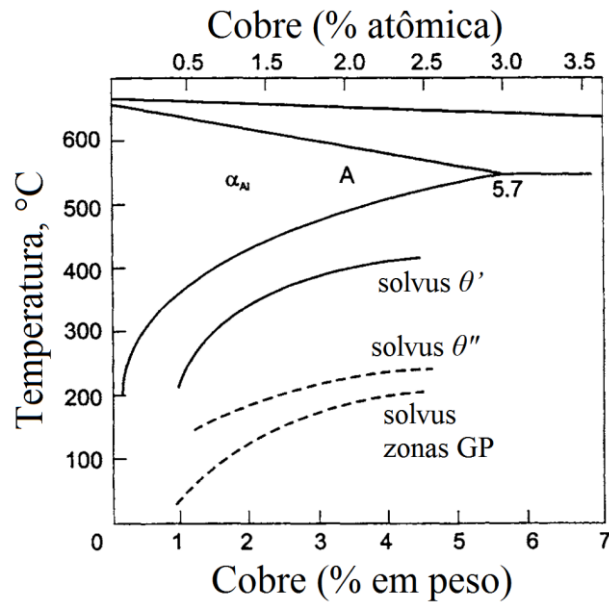


Fig. 2.3 – Parte rica em Al do diagrama de fases Al-Cu incluindo as linhas *solvus* das fases metaestáveis zonas GP, θ'' e θ' (POLMEAR, 2005, p. 31).

A Fig. 2.4 mostra o endurecimento em função do tempo de uma liga AA2014-T4 (%Cu = 4.4, %Si = 0.8, %Mn = 0.8, %Mg = 0.5) envelhecida em diferentes temperaturas.

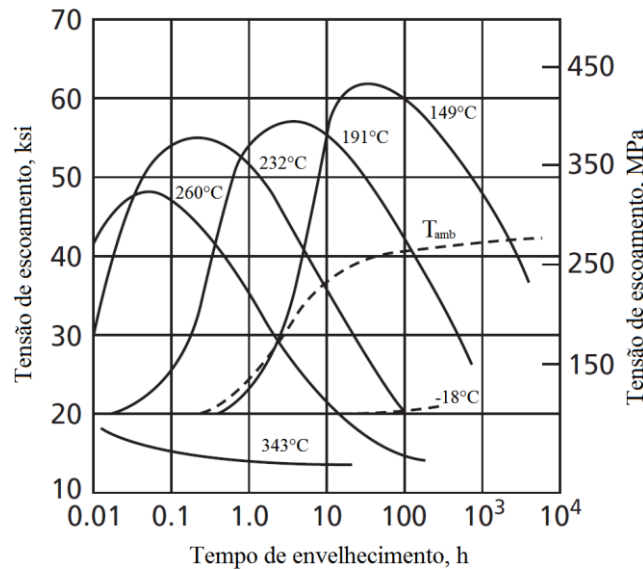


Fig. 2.4 – Dureza em função do tempo em diferentes temperaturas de envelhecimento (POLMEAR, 2005, p. 32).

Observa-se que pico de envelhecimento é alcançado em tempos menores com aumento da temperatura de envelhecimento já que a precipitação é acelerada. Além disso, verifica-se que a dureza máxima diminui com aumento da temperatura, já que os precipitados θ'' ficam mais grosseiros, reduzindo o endurecimento por dispersão. Repara-se também que no início do envelhecimento natural a dureza aumenta rapidamente e depois estabiliza, não havendo um pico de envelhecimento nesse caso, uma vez que a temperatura não é alta o bastante para formar θ'' .

2.3.3 Efeito da deformação no envelhecimento natural

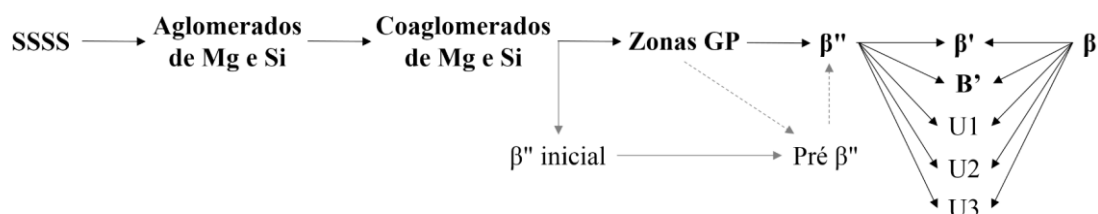
O endurecimento das ligas de Al-Mg-Si é significativamente influenciada pela introdução de deformação. As discordâncias produzidas pela deformação (encruamento) diminuem as energias de ativação para as reações de aglomeração, formação de zonas GP e precipitados metaestáveis já que: (i) as discordâncias atuam como sítios de nucleação heterogênea; (ii) segregam átomos de soluto, provocando a formação de fases metaestáveis nelas; (iii) são canais de curto-circuito para átomos de soluto através dos quais difundem mais rapidamente (PORTER e EASTERLING, 1992, p. 274).

Contudo, a nucleação em discordâncias requer um bom ajuste entre a fase e a matriz α em pelo menos um plano. Portanto são mais efetivas na formação de interfaces coerentes e semicoerentes (PORTER e EASTERLING, 1992, p. 274). A atmosfera de soluto ao redor das discordâncias aumenta a taxa de precipitação nas proximidades delas mediante um aumento da força motriz química local. Por outro lado, devido a microsegregação de átomos de soluto nas discordâncias, haverá a redução do número de átomos de soluto disponíveis para compor os precipitados no interior das células de discordâncias. Portanto, a introdução de deformação reduz a energia de ativação e a taxa de formação de precipitados coerentes no interior das células (YASSAR *et al.*, 2005).

As discordâncias também estão relacionadas com o excesso de lacunas originado da solubilização. Para que os aglomerados e zonas GP se formem é preciso que os átomos de soluto migrem na matriz por difusão. A difusão dos átomos de soluto por sua vez é assistida pelo excesso de lacunas. De fato, a rápida formação dos aglomerados e zonas GP em baixas temperaturas só é possível graças a essa supersaturação de lacunas. Contudo, as discordâncias funcionam como sumidouros de lacunas em excesso. Isso significa que, com a presença de discordâncias, a quantidade de lacunas em excesso será menor, comprometendo a formação em baixas temperaturas de aglomerados e zonas GP (PORTER e EASTERLING, 1992, p. 303-304).

2.3.4 Sequência de precipitação das ligas de Al-Mg-Si

Uma liga de Al-Mg-Si solubilizada exibirá no envelhecimento uma sequência de reações de precipitação, as quais diminuirão gradativamente a energia livre do sistema. As fases metaestáveis provenientes dessas reações são capazes de endurecer consideravelmente a liga. BANHART *et al.* (2010) analisaram os trabalhos de vários pesquisadores e propuseram a sequência de precipitação apresentada a seguir.



Contudo, essa sequência não é válida em qualquer temperatura de envelhecimento já que algumas fases podem não se formar caso a temperatura seja muito baixa. Além disso é comum haver a coexistência de mais de uma fase. As principais fases dessa sequência (destacadas em negrito) serão descritas a seguir.

Assim que o envelhecimento se inicia, aglomerados de átomos de soluto começam a se desenvolver na matriz α em SSSS. Acredita-se que o processo se inicie mesmo antes do envelhecimento, isto é, durante a têmpera. Primeiramente, surgem aglomerados individuais de Si e Mg. E depois, esses aglomerados individuais se desenvolvem para coaglomerados de Mg e Si (BANHART *et al.*, 2010; EDWARDS *et al.*, 1998; POLMEAR, 2005, p. 62-63).

As zonas GP, as quais se formam a partir dos coaglomerados, têm célula unitária monoclinica ($a = 1,48$ nm, $b = 0,405$ nm, $c = 0,648$ nm, $\beta = 105,3^\circ$). Contudo, o termo “zonas GP” (ou “GP-I”) não é específico, havendo ambiguidade na literatura quanto a sua utilização. Tem sido usado para nomear todas as estruturas baseadas na rede CFC da matriz α (HUIS *et al.*, 2007; VISSERS *et al.*, 2007).

Os precipitados β'' (também conhecidos como zonas GP-II) têm formato de agulhas alinhadas ao longo da direção $\langle 001 \rangle_\alpha$ com dimensões de $\sim 4 \times 4 \times 50$ nm, e sua célula unitária é monoclinica ($a = 1,516$ nm, $b = 0,405$ nm, $c = 0,674$ nm, $\beta = 105,3^\circ$). Essa fase é totalmente coerente com α ao longo do eixo b (o qual é também o eixo da agulha) e semicoerente ao longo dos eixos a e c . Esses precipitados são os principais endurecedores e estão sempre presentes no pico de envelhecimento (MARIOARA *et al.*, 2005; VISSERS *et al.*, 2007).

Os precipitados β' têm formato de bastonetes de até 1 μm de comprimento, e sua célula unitária é hexagonal ($a = 0.715 \text{ nm}$, $c = 1.215 \text{ nm}$; $(001)_{\beta'}/(100)_{\alpha}$ e $[100]_{\beta'}/[011]_{\alpha}$). Essa fase é coerente com a direção $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ ao longo do eixo c , porém pode ser semicoerente caso seja grande o bastante (EDWARDS *et al.*, 1998; POLMEAR, 2005, p. 58; VISSER *et al.*, 2007).

Os precipitados B' têm formato de ripa com seção transversal retangular dispostas ao longo da direção $\langle 001 \rangle_{\alpha}$, e sua célula unitária é hexagonal ($a = 1,04 \text{ nm}$, $c = 0,405 \text{ nm}$). É observado que B' se forma juntamente com β' (também é observada a formação de outros precipitados metaestáveis como $U1$ e $U2$). Essas fases estão relacionadas com o início da redução da dureza após o pico do envelhecimento (EDWARDS *et al.*, 1998; MARIOARA *et al.*, 2005; POLMEAR, 2005, p. 58).

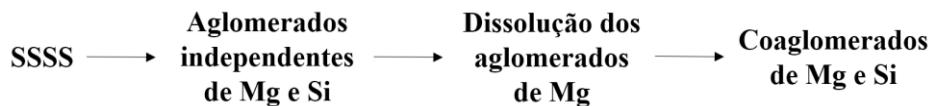
Os precipitados estáveis β (Mg_2Si) têm formato de placas ou cubos nos planos $\{100\}_{\alpha}$ de 10-20 μm de comprimento, e sua célula unitária é CFC do tipo CaF ($a = 0.639 \text{ nm}$; $(100)_{\beta}/(100)_{\alpha}$ e $[110]_{\beta}/[100]_{\alpha}$). Por serem precipitados grosseiros de equilíbrio, estão relacionados com a diminuição da dureza causada pelo superenvelhecimento (EDWARDS *et al.*, 1998; POLMEAR, 2005, p. 59; VISSERS *et al.*, 2007).

2.3.5 Envelhecimento natural

O envelhecimento natural das ligas de Al-Mg-Si depende da migração dos átomos de Mg e Si em SSSS na matriz α para formar os aglomerados e zonas GP (HUIS *et al.*, 2007; MARIOARA *et al.*, 2005). Como a concentração de lacunas em equilíbrio é pequena em baixas temperaturas, a difusão precisará ser assistida pelo excesso de lacunas introduzido pela solubilização (PORTER e EASTERLING, 1992, p. 303-304).

BANHART *et al.* (2010) estudaram a partir de vários métodos experimentais o envelhecimento natural de duas ligas de Al-Mg-Si, as quais denominaram F e H, a primeira com alta quantidade de Si e Mg, e a segunda com baixa. Eles propõem etapas para o envelhecimento natural das ligas de Al-Mg-Si: (i) rápida formação de aglomerados individuais de Si quando a quantidade de Si na liga é alta (inexistente na liga H); (ii) a difusão do Mg na solução sólida, a qual é mais lenta, ganha importância e leva a formação de coaglomerados de Si e Mg; (iii) progressivo ordenamento dentro dos coaglomerados associado a migração das lacunas de dentro deles para a solução sólida, e depois para sumidouros onde se aniquilam.

EDWARDS *et al.* (1998) envelheceram a 70°C uma liga AA6061 e observaram que aglomerados independentes de Mg e Si se formam primeiro, seguido da formação de coaglomerados. Eles também verificaram que a razão Mg:Si nos coaglomerados aumenta com o avançar do envelhecimento, e finalmente atingem um valor próximo de 1. Acreditam que os aglomerados de Mg se dissolvam, deixando os átomos de Mg livres para combinar com os aglomerados de Si e formar os coaglomerados. Eles propuseram a sequência de aglomeração a seguir.



Os coaglomerados são inicialmente esféricos e compartilham as mesmas posições da rede CFC da matriz. Eles crescem a medida que mais átomos de Mg e Si se somam a eles e substituem átomos de Al (reação de ordem-desordem). Assim, os coaglomerados crescem de esferas para agulhas. Por fim, as zonas GP se formam a partir dos coaglomerados (HUIS *et al.*, 2007).

2.4 Deformação plástica severa (DPS)

Os processos de DPS são procedimentos de conformação metálica com característica única de impor grandes deformações sem mudança significativa das dimensões da peça de trabalho. O uso de ferramentas com geometrias especiais que impedem o livre escoamento do material e mantêm a forma da peça de trabalho produzem uma significativa pressão hidrostática. Essa pressão é essencial para atingir grandes deformações e introduzir a alta densidade de defeitos de rede necessários para o refino de grão. Portanto, processos de DPS permitem a produção relativamente fácil de materiais compactos com grãos ultrafinos.

Tais materiais apresentam tamanho de grão médio menor que 1 µm. Seus grãos podem ser submicrométricos (na faixa de 100 a 1000 nm) ou mesmo nanométricos (menor que 100 nm). Eles têm uma microestrutura razoavelmente homogênea e equiaxial, com a maioria dos contornos de grão sendo de alto ângulo. A presença de uma alta fração de contornos de alto ângulo é importante para aumento da resistência mecânica (Eq. 2.1) e da tenacidade (VALIEV e LANGDON, 2006).

2.4.1 Processamento por Extrusão Angular em Canal (EAC)

A EAC é atualmente a técnica mais desenvolvida de processamento por DPS. Nessa técnica a peça de trabalho é forçada a passar por um canal contido dentro de uma matriz metálica. O canal apresenta duas partes, havendo uma mudança de orientação na interseção delas. As duas partes do canal formam um ângulo de curvatura Φ e um arco externo com ângulo Ψ na intercessão (Fig. 2.5). Como as dimensões da seção transversal não mudam, repetidas extrusões podem ser feitas para obtenção de deformações excepcionalmente altas.

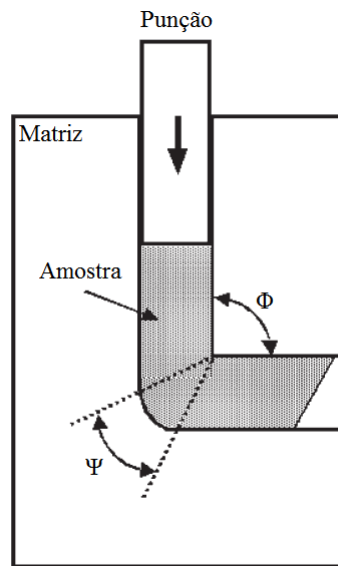


Fig. 2.5 – Representação esquemática da EAC (VALIEV e LANGDON, 2006).

Uma deformação cisalhante é introduzida quando a peça de trabalho passa pela região de interseção entre as duas partes do canal. A deformação equivalente ε introduzida pela EAC é dada pela Eq. 2.2, onde N é o número passes realizados. Durante repetidos passes, a deformação cisalhante fica acumulada, o que conduz a uma estrutura de grãos ultrafinos.

$$\varepsilon = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cotg \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right] \quad \text{Eq. 2.2}$$

Dependendo da rotação da peça de trabalho para reinserção no canal para o passe seguinte, diferentes sistemas de deslizamento podem ser introduzidos. Existem quatro rotas de processamento básicas: A, B_A, B_C e C (VALIEV e LANGDON, 2006).

2.4.2 Curvas tensão-deformação

O modo como o encruamento dos metais se comporta pode ser descrito pela resistência à deformação em função da deformação, temperatura e taxa de deformação. A resistência à deformação das ligas de Al e de outros metais CFC policristalinos é determinada primeiramente pelo número de discordâncias e pelas suas interações térmica e atermicamente ativadas.

As curvas tensão-deformação das ligas de Al são subdivididas em cinco estágios (Fig. 2.6a). A fim de se separar os diferentes estágios, a taxa de encruamento (Eq. 2.3), θ , e a sensibilidade à taxa de deformação (Eq. 2.4), m , são plotados em função da tensão (Fig. 2.6b).

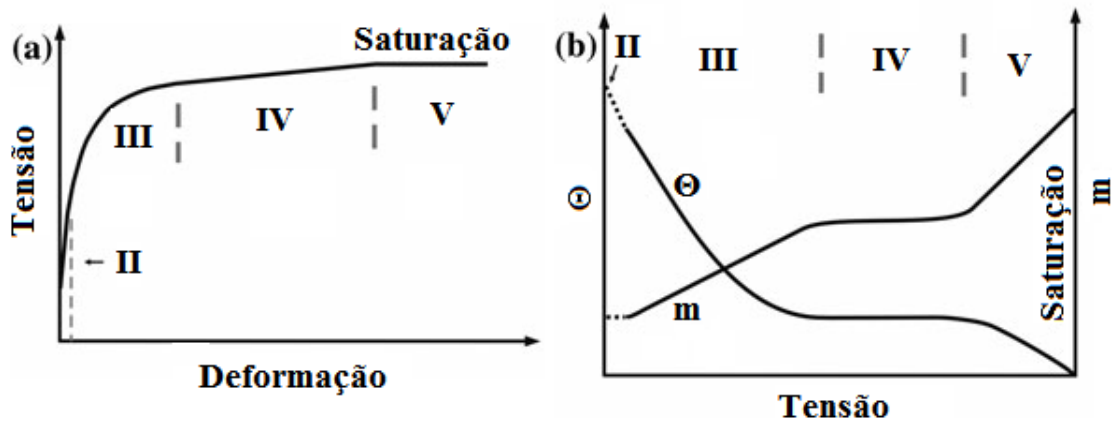


Fig. 2.6 – Gráficos esquemáticos mostrando os estágios do encruamento para altas deformações de um metal CFC policristalino. (a) Curva tensão-deformação. (b) θ e m em função da tensão (HOCKAUF e MEYER, 2010).

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad \text{Eq. 2.3}$$

$$m = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\varepsilon}} \quad \text{Eq. 2.4}$$

O estágio I representa a região na curva de deslizamento fácil e é caracterizado por uma leve inclinação (pequeno encruamento). Esse estágio é observado em monocristais e é praticamente omitido nos policristais já que os contornos de grão não permitem o deslizamento fácil. Os estágios de II a V ocorrem tanto em poli quanto em monocristais (DIETER, 1988, p. 142).

O estágio II é representado por uma inclinação muito íngreme (encruamento linear), a qual é resultante do deslizamento múltiplo, causando uma pronunciada multiplicação e acúmulo de discordâncias em pacotes e redes. Os processos envolvidos nesse estágio são independentes da temperatura e taxa de deformação, e, portanto, m é constante (HOCKAUF e MEYER, 2010).

No estágio III, o aumento da resistência à deformação é reduzido e se torna não linear (θ diminui). Esse comportamento é atribuído ao deslizamento cruzado, o qual é dependente da temperatura e da taxa de deformação (m aumenta). Através do deslizamento cruzado, discordâncias em aresta conseguem passar por cima de empilhamento de discordâncias. Além disso, mais e mais discordâncias com sinais opostos se aniquilam, causando recuperação dinâmica. A microestrutura nesse estágio é caracterizada por densas camadas de discordâncias (parede das células) orientadas paralelamente à direção de deslizamento (HOCKAUF e MEYER, 2010).

O estágio IV é análogo ao estágio II, exibindo um encruamento linear (θ constante) devido à um adicional aumento da densidade de discordâncias. As discordâncias em espiral ficam presas dentro das paredes de discordâncias durante o deslizamento intercelular, levando a decomposição dessas em parciais em espiral e aresta. Esse mecanismo aumenta a desorientação entre as células vizinhas ocasionando a formação de contornos de grão de alto ângulo. A contribuição termicamente ativável fica inalterada (m constante) porque o deslizamento cruzado do estágio III prossegue enquanto que o acúmulo de discordâncias é atérmico (HOCKAUF e MEYER, 2010).

No estágio V a resistência à deformação se aproxima de um valor de saturação (θ diminui até zerar). A densidade de lacunas induzidas por deformação começa a aumentar logo no início desse estágio. Isso possibilita a escalagem de discordâncias em aresta e um aumento adicional das desorientações entre os contornos de grão. A contribuição termicamente ativável aumenta (m aumenta) porque a difusão de lacunas depende da temperatura e da taxa de deformação (HOCKAUF e MEYER, 2010).

2.4.3 Curva de ajuste

A relação macroscópica de tensão-deformação ($\sigma-\varepsilon$) de uma liga de Al (e também de outros metais CFC como Au, Cu e Ni) pode ser ajustada pela Eq. 2.5, onde σ_0 , σ_1 , ε_c e o expoente n são parâmetros de ajuste, e a deformação ε é tomada como uma quantidade absoluta relativa ao estado inicial sem encruamento. Fisicamente, σ_0 é a

tensão de escoamento (0,2% de deformação plástica) representando o início da deformação plástica.

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_1 \left\{ 1 - \left[\exp - \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} \right)^n \right] \right\} \quad \text{Eq. 2.5}$$

Examinando a Eq. 2.5 comprova-se que quando $\varepsilon \rightarrow \infty$, a resistência à deformação tenderá para um valor de saturação ($\sigma_{\text{sat}} = \sigma_0 + \sigma_1$). A Eq. 2.5 incorpora as bem conhecidas equações dos tipos Hollomon e Voce (Eq. 2.6 e 2.7, respectivamente).

$$\sigma = \sigma_0 + K \varepsilon^n \quad \text{Eq. 2.6}$$

$$\frac{\sigma_{\text{sat}} - \sigma}{\sigma_{\text{sat}} - \sigma_0} = \exp \left(- \frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} \right) \quad \text{Eq. 2.7}$$

A Eq. 2.6 se ajusta bem aos dados em pequenas deformações (até 0,2) típicas de ensaios de tração, e é obtida expandindo a Eq. 2.5 em séries de Taylor. Já a Eq. 2.7, a qual é obtida tomando $n = 1$ na Eq. 2.5, apesar de oferecer um ajuste grosseiro em deformações elevadas, prevê um valor de saturação para a resistência à deformação (CHINH *et al.*, 2004; CSANÁDI *et al.*, 2014).

2.5 Ensaios mecânicos para grandes deformações

Os ensaios mecânicos têm como objetivo determinar a curva tensão-deformação de um metal. Cada ensaio mecânico apresenta vantagens e limitações, as quais precisam ser devidamente avaliadas. A seguir serão descritos alguns ensaios mecânicos úteis para obtenção da curva tensão-deformação em deformações elevadas, destacando os pontos positivos e negativos de cada.

2.5.1 Ensaio de compressão axial homogênea

Uma amostra cilíndrica com diâmetro e altura iniciais D_0 e h_0 respectivamente são comprimidos por pratos de compressão (superfícies planas) para uma altura h . Conseqüentemente, o diâmetro aumenta para um valor D . De acordo com a constância de volume a Eq. 2.8 precisa ser obedecida.

$$D_0^2 h_0 = D^2 h \quad \text{Eq. 2.8}$$

Existem forças de atrito nos contatos da amostra com os pratos de compressão durante a deformação as quais se opõem ao escoamento do metal. Essas forças de atrito criam zonas não deformadas próximas às superfícies dos pratos de compressão. Porém, na meia altura da amostra, o metal escoá sem restrições, causando o abaulamento da amostra (Fig. 2.7).

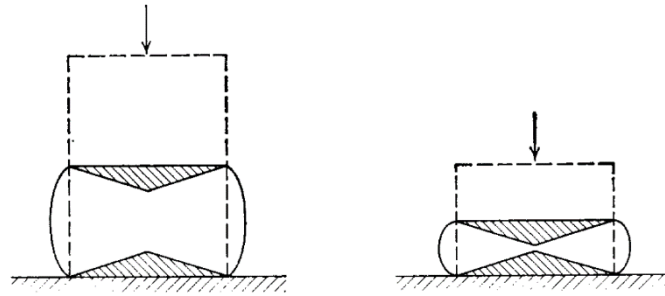


Fig. 2.7 – Regiões não deformadas (sombreadas) devido ao atrito nas extremidades da amostra (DIETER, 1988, p. 520).

Para minimizar o abaulamento e a deformação não-uniforme causada pelo atrito é conveniente usar amostras com razão D_0/h_0 baixos (DIETER, 1988, p. 541), havendo um limite prático de $D_0/h_0 \approx 0,5$, abaixo da qual a amostra flambará ao invés de abaular. Contudo, cuidado deve ser tomado com razões $D_0/h_0 < 1$, nas quais a deformação homogênea não é garantida (DIETER, 1988, p. 551). Além disso, o atrito pode ser reduzido utilizando lubrificantes, pratos de compressão lisos e endurecidos, abrindo ranhuras nas extremidades da amostra para reter mais lubrificante e conduzindo o ensaio em incrementos o que possibilita a troca da lubrificação entre os incrementos.

Segundo DIETER (1988, p. 521), tomando esses cuidados nesse ensaio é possível alcançar deformações em torno de $\varepsilon = 1$ com apenas um leve abaulamento. Por outro lado, HOCKAUF *et al.* (2010), mostraram que na compressão de cilindros de ligas de Al com $D_0/h_0 \approx 1,0$ e boa lubrificação, a influência do atrito era observada para deformações a partir de $\varepsilon \approx 0,5$.

A resistência à deformação, σ , é calculada pela Eq. 2.9, na qual P é a carga compressiva aplicada, e a deformação efetiva, ε , é calculada na Eq. 2.10.

$$\sigma = \frac{4Ph}{\pi D_0^2 h_0} \quad \text{Eq. 2.9}$$

$$\varepsilon = \ln \frac{h_0}{h} \quad \text{Eq. 2.10}$$

A medida que a amostra é deformada essas zonas se aproximam, até que quando elas se sobrepõem ocorre um aumento acentuado na força para um dado incremento de deformação e a curva carga-deformação é torcida para cima (como é ilustrado na Fig. 2.8). A partir de então, uma grande fração da carga aplicada na deformação da amostra é usada para vencer o atrito, o que inviabiliza o cálculo da resistência à deformação do metal pela Eq. 2.9 (DIETER, 1988, p. 520-522).

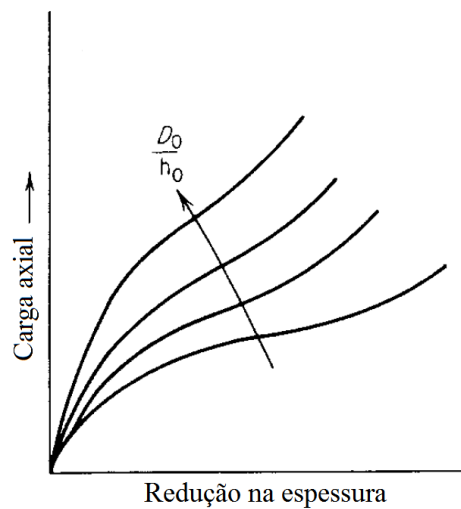


Fig. 2.8 – Curvas carga-deformação de ensaios de compressão com diferentes valores de D_0/h_0 .

A taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, é expressa pela Eq. 2.11, onde v é a velocidade do prato de compressão e h a altura do cilindro. No ensaio de compressão de cilindros com v constante, $\dot{\varepsilon}$ aumenta com a deformação já que h diminui. O aumento de $\dot{\varepsilon}$ não é desejado, uma vez que ocasiona o aumento da resistência à deformação do metal, e também o aumento da temperatura da amostra devido ao aquecimento adiabático (DIETER, 1988, p. 530).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{h} \quad \text{Eq. 2.11}$$

2.5.2 Ensaio de compressão em deformação plana

Tal ensaio mecânico é apropriado para materiais na forma de chapas. Uma amostra com formato de chapa é comprimida por punções estreitos porém mais largos que a chapa metálica. As regiões não deformadas adjacentes aos punções impedem a deformação da chapa na direção da largura, contudo existem deformações na direção da espessura e comprimento da chapa. Portanto, a deformação da amostra por compressão é plana (ensaio esquematizado na Fig. 2.9).

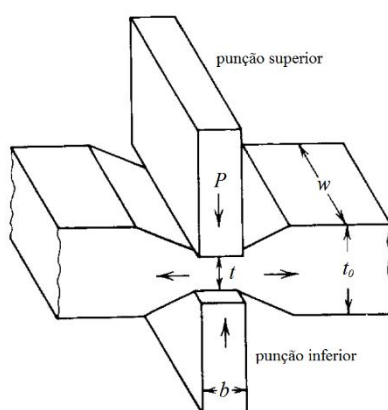


Fig. 2.9 – Desenho esquemático do ensaio de compressão em deformação plana (DIETER, 1988, p. 522).

Esse ensaio não apresenta problemas de abaulamento e de aumento rápido da carga total de deformação como no caso do ensaio de compressão de cilindros porque a área de contato da amostra com os punções é constante do início ao fim do ensaio. Contudo, se não for mantida uma boa lubrificação, uma zona morta se formará na amostra próximo à face dos punções devido ao atrito. Portanto, esse teste é normalmente conduzido em incrementos, a fim de renovar a lubrificação para o próximo incremento que utilizará uma carga superior.

Segundo DIETER (1988, p. 522-523), duas condições devem ser obedecidas para que o ensaio seja válido: (i) a razão w/b deve ser maior que 5 para que a condição de deformação plana seja mantida; (ii) a razão t/b deve estar compreendida entre 0,25 e 0,5 para que a tensão compressiva axial seja simplesmente a carga dividida pela área de contato dos punções. Caso essas condições sejam satisfeitas é possível calcular a tensão e deformação efetivas, $\bar{\sigma}$ e $\bar{\epsilon}$, respectivamente pelas Eq. 2.12 e 2.13.

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{3} P}{2 wb} \quad \text{Eq. 2.12}$$

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h} \quad \text{Eq. 2.13}$$

O limite superior para t/b de 0,5 garante que a deformação é homogênea (DIETER, 1988, p. 551) e o limite inferior de 0,25 está relacionado com o atrito (DIETER, 1988, p. 541). Desta maneira, para atender os limites acima referidos torna-se necessária a troca dos punções durante o ensaio, a qual em conjunto com uma adequada renovação da lubrificação possibilita o atingimento de deformações de engenharia na espessura por volta de 90%, o que corresponde a uma deformação verdadeira efetiva de ~2,7 (DIETER, 1988, p. 523). Entretanto, esse procedimento, além de ser trabalhoso, demanda um ferramental mais complexo. Num ensaio sem troca de punções, respeitando-se a razão t/b é possível obter uma deformação efetiva de até 0,8.

No ensaio de compressão em deformação plana, a taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, é expressa pela Eq. 2.14, onde v é a velocidade do punção e h a altura do cilindro. Verifica-se que com v constante, $\dot{\varepsilon}$ aumenta com a deformação já que h diminui (DIETER, 1988, p. 522-523; HOSFORD, 1966).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2 v}{\sqrt{3} h} \quad \text{Eq. 2.14}$$

2.5.3 Ensaio de torção

O equipamento do teste de torção consiste de um cabeçote com um mandril o qual prende a amostra cilíndrica ou tubular em uma de suas extremidades e aplica um torque (ou momento de torção), T , na amostra, e uma célula de carga com garras na outra extremidade para medir esse torque aplicado.

Esse ensaio não sofre com problemas relacionados com o atrito, contudo a principal dificuldade que enfrenta é o fato da tensão e deformação variarem com a distância radial na amostra. Se uma amostra cilíndrica for utilizada haverá um acentuado gradiente de tensão ao longo do raio, sendo nula no centro do cilindro e máxima na superfície. Esse problema de tensão e deformação não uniforme pode ser

contornado usando amostras tubulares ao invés de cilíndricas, porém deve-se ter cuidado de usar amostras curtas para que não ocorra flambagem.

O ensaio é capaz de produzir deformações muito grandes da ordem de $\varepsilon = 20$. Como as dimensões da amostra não mudam durante o ensaio, a taxa de deformação permanece constante para uma velocidade de rotação constante. Taxas de deformação variando de 10^{-5} a 10^3 s^{-1} são facilmente atingíveis.

A tensão cisalhante, τ , é determinada pela Eq. 2.15 que a relaciona com T . Contudo a Eq. 2.15 não pode ser integrada diretamente já que τ depende do raio, r . Portanto o cálculo de τ não é trivial, sendo a principal dificuldade desse ensaio. Por outro lado, a deformação cisalhante, γ , é facilmente calculada pela Eq. 2.16, na qual L é o comprimento da amostra e r o raio.

$$T = 2\pi \int_0^R \tau r^2 dr \quad \text{Eq. 2.15}$$

$$\gamma = \frac{r\theta}{L} \quad \text{Eq. 2.16}$$

A tensão e deformação efetivas, σ e ε , são obtidas através da tensão e deformação cisalhantes τ e γ mediante as Eq. 2.17 e 2.18 baseadas no critério de von Mises (DIETER, 1988, p. 523-524; HOSFORD, 2010, p. 53).

$$\sigma = \sqrt{3}\tau \quad \text{Eq. 2.17}$$

$$\varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad \text{Eq. 2.18}$$

2.5.4 Ensaio de laminação de cunhas

Nesse trabalho, o ensaio de laminação de cunhas foi empregado como um método de determinação da relação tensão-deformação para grandes deformações. Esse ensaio é baseado no procedimento utilizado por AKBARI *et al.* (1997), quando estudam a influência da deformação na microestrutura de um aço. Consiste na laminação de uma amostra com formato de cunha, resultando em uma tira que apresenta um gradiente de deformação ao longo do seu comprimento, como é mostrado esquematicamente na Fig. 2.10.

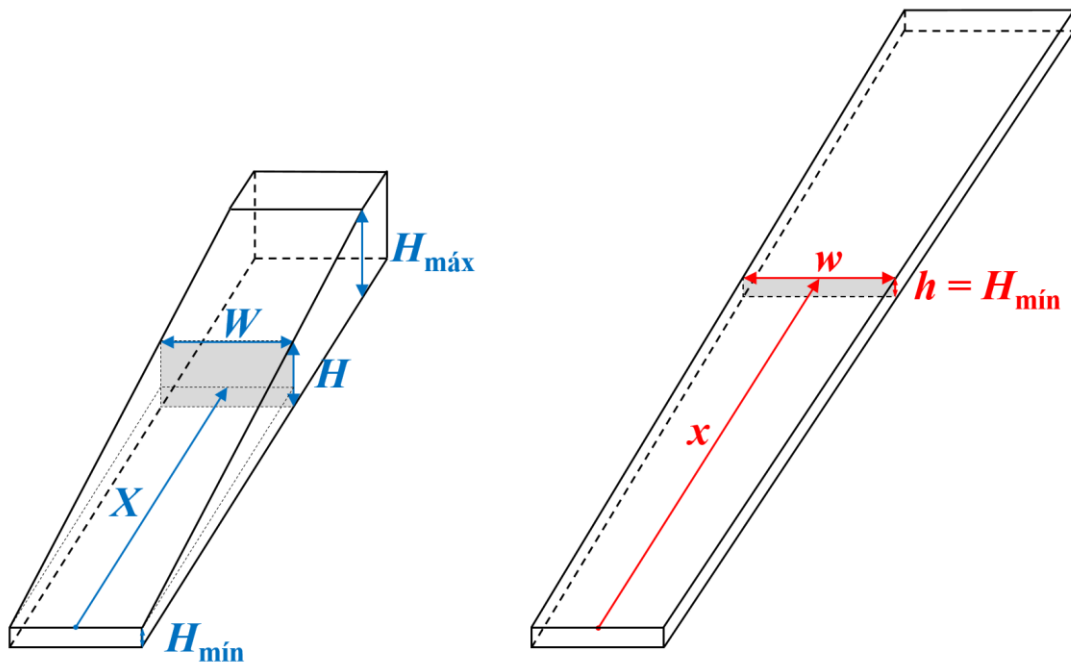


Fig. 2.10 – Representação esquemática da cunha (esquerda) e da tira deformada (direita).

A espessura da cunha é mínima (H_{\min}) em uma de suas extremidades, e aumenta linearmente ao longo do comprimento até um valor máximo (H_{\max}), como é ilustrado na Fig. 2.10. Por outro lado, a tira atingirá uma espessura constante em todo seu comprimento e igual H_{\min} da cunha. Escolhendo valores adequados de H_{\min} e H_{\max} , é possível obter grandes valores de deformação.

Como consequência do gradiente de deformação imposto, haverá também um gradiente de durezas que é obtido realizando ensaios de dureza ao longo do comprimento da tira. A dureza é uma propriedade que está relacionada com a resistência mecânica do material, havendo inclusive para as ligas de Al equações que convertem valores de dureza em valores de resistência à deformação (CABIBBO, 2013). Para determinar a relação entre a dureza (tensão) e deformação é necessário calcular os valores de deformação efetiva em cada ponto da tira.

Os eixos ao longo do comprimento relacionados a cunha e tira, isto é, X e x , respectivamente, são visualizados na Fig. 2.10. A origem do eixo X fica na extremidade mais fina da cunha, e a origem do eixo x fica na extremidade correspondente da tira. Para cada valor de X haverá uma espessura e uma largura correspondentes, $H(X)$ e

$W(X)$. Da mesma forma, uma espessura e uma largura estarão relacionadas a cada valor de x , isto é, $x(h)$ e $w(x)$.

A deformação ao longo da cunha é calculada pela correspondência entre valores de X e x . Essa correspondência é descrita pela Eq. 2.19 fundamentada na constância de volume (AKBARI *et al.*, 1997). Mais adiante (no capítulo de MATERIAIS E MÉTODOS) será explicado com detalhes como a deformação verdadeira ao longo da cunha é calculada.

$$\int_0^X HWdX = \int_0^x hw dx \quad \text{Eq. 2.19}$$

A determinação da resistência à deformação a partir de valores medidos de dureza é interessante pelo fato de eliminar problemas relacionados com o atrito. Em outras palavras é um ensaio que mede diretamente a resistência (resposta) do material à aplicação de uma tensão. Nos ensaios de compressão, a tensão é medida pela carga aplicada durante os ensaios, a qual não corresponde exatamente à resistência à deformação do material uma vez que parte dela se deve ao atrito inerente ao ensaio. Se o atrito for pequeno o bastante, poderá ser desprezado, contudo se for muito alto, fará com que a tensão aplicada seja maior que a verdadeira tensão de resistência à deformação do material (DIETER, 1988, p. 519).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material e amostras

Os materiais usados foram duas ligas de Al-Mg-Si nas especificações AA6061, AA6060 e AA1050. As ligas AA6061 e AA1050 foram fornecidas pela empresa Alcoa, enquanto que a liga AA6060 foi obtida no comércio. Elas foram recebidas na forma de barras com seção transversal quadrada com lados medindo 12,7 mm. As composições químicas (% em peso) dessas duas ligas estão na Tab. 3.1. A porcentagem em peso de Mg_2Si precipitável e de Si em solução sólida (calculado pela Eq. 3.1), Si_{SS} , após precipitação completa estão também incluídos nessa tabela.

$$\%Si_{SS} = \%Si_{total} - \%Si_{Mg_2Si} - \frac{\%Fe + \%Mn}{4} \quad \text{Eq. 3.1}$$

Tab. 3.1 – Composição química das ligas AA6061, AA6060 e AA1050, do precipitado estável Mg_2Si e do Si em solução sólida na condição estabilizada (% em peso).

Liga	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Mn	Mg_2Si	Si_{SS}
AA6061	0,9	0,72	0,27	0,22	0,07	0,03	1,42	0,12
AA6060	0,42	0,48	0,34	0,06	0,02	0,05	0,66	0,14
AA1050	0,04	0,11	0,16	0,05	—	0,03	—	—

As amostras desses materiais têm forma de cunha. Para confeccionar as cunhas, as barras são cortadas transversalmente, obtendo-se tarugos de 120 mm de comprimento. Posteriormente as cunhas são usinadas numa plaina para a confecção de dois tipos de cunha, isto é, pequenas (com menores dimensões) com objetivo de se obter mais dados em menores deformações, e grandes, as quais produzem dados em deformações elevadas porém poucos em menores deformações (vide Fig. 3.1).

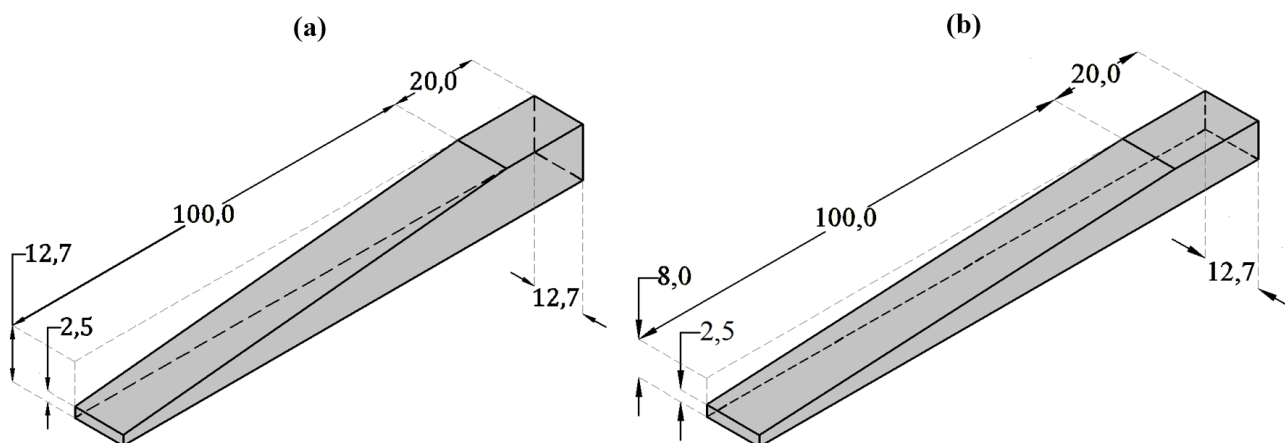


Fig. 3.1 – Desenho das cunhas. (a) Cunha grande. (b) Cunha pequena.

A fim de se obter um melhor acabamento superficial após o tratamento térmico (remover oxidação na superfície), as cunhas são lixadas (até a lixa de 320).

3.2 Tratamentos termomecânicos

3.2.1 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados visando duas condições iniciais dos materiais. A condição solubilizada (S) consiste na manutenção da amostra no forno a 540°C (solubilização) por 2 h e têmpera em água até a temperatura ambiente. A condição estabilizada (E) consiste na manutenção da amostra no forno a 540°C (solubilização) por 2 h, resfriamento lento no forno até 300°C por 2 h, manutenção a 300°C por 2 h e resfriamento lento até a temperatura ambiente dentro do forno desligado e fechado.

3.2.2 Tratamento mecânico

A deformação foi realizada à temperatura ambiente em laminador FENN com cilindros de diâmetro igual a 133 mm girando a 30 rpm.

A distância entre os cilindros foi ajustada de tal forma a produzir amostras laminadas com aproximadamente 3 mm de espessura. Nesse ajuste levou-se em consideração a folga dos cilindros, porque durante a deformação eles se afastam um pouco. Os cilindros foram previamente lixados, limpados com estopa embebida em álcool etílico, secados com papel e lubrificadas com vaselina. A vaselina atua como lubrificante, reduzindo o atrito das amostras com os cilindros. A redução do atrito é

importante para se aproximar da condição ideal de deformação plana, isto é, sem deformação lateral.

As amostras na condição S são imediatamente laminadas após a têmpera porque sua microestrutura é instável. Para prevenir a influência do aquecimento adiabático sobre a SSSS, as amostras na condição S eram resfriadas em água com gelo imediatamente após a saída do passe. Medidas de dureza Vickers são feitas logo em seguida. Permite-se que a amostra deformada envelheça naturalmente por pelo menos 15 dias para realizar novas medidas de dureza.

As amostras na condição E são estáveis, logo não precisam ser necessariamente laminadas imediatamente após o tratamento térmico de estabilização. Como não há envelhecimento natural, medidas de dureza são feitas apenas uma vez após a laminação.

A Fig. 3.2 mostra esquematicamente os dois tratamentos termomecânicos utilizados nesse projeto, isto é, laminação de amostras nas condições S e E. O termo “HV” se refere a realização de medidas de dureza Vickers.

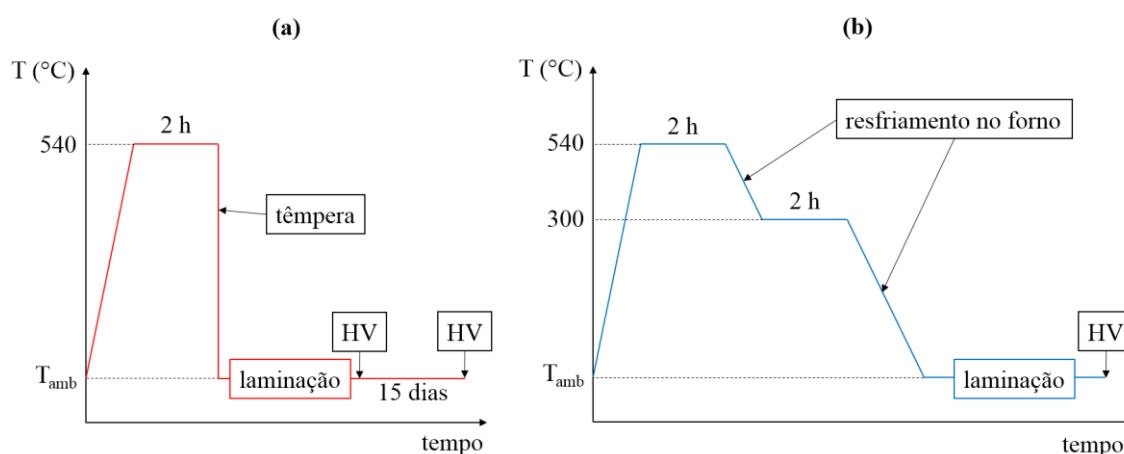


Fig. 3.2 – Tratamentos termomecânicos realizados. (a) Condição S. (b) Condição E.

3.3 Medição

3.3.1 Medidas das dimensões da cunha e tiras

As cunhas e tiras são medidas em vários pontos ao longo de seu comprimento. Em cada ponto da cunha são medidas as dimensões X , H e W , enquanto que em cada ponto da tira são medidas as dimensões x , h e w (vide Fig. 2.10).

Com o objetivo de obter referências para medidas posteriores pequenas marcas são feitas com a ponta de um punção nas laterais das cunhas ao longo de seu comprimento

em posições pré-determinadas. Após a laminação essas marcas permanecerão nas tiras, porém achatadas. As coordenadas no eixo x das marcas de punção nas tiras foram denominadas P (Fig. 3.3).

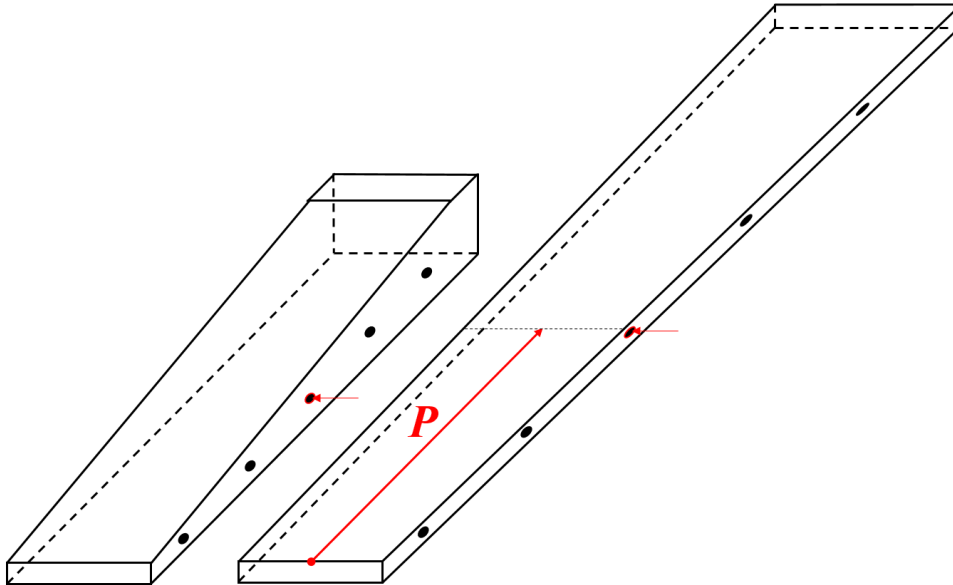


Fig. 3.3 – Desenho esquemático mostrando as marcas de punção na cunha (esquerda) e tira (direita).

A largura W da cunha é constante e igual a 12,7 mm para qualquer X . Entretanto, a largura w da tira varia com x . O ideal, contudo, seria que a tira não sofresse deformação lateral, ou seja, que o estado de deformação fosse plano. A espessura da tira é quase constante, variando um pouco, na ordem de décimos de milímetros. Portanto, as três dimensões em cada ponto da tira precisam ser devidamente medidas.

Os pontos medidos na cunha distavam 10 mm entre si na direção do comprimento. As dimensões X foram medidas com régua de acrílico com precisão de 1 mm, enquanto que as dimensões H e W foram medidas com paquímetro com precisão de 0,05 mm.

Como as tiras são muito compridas, elas foram cortadas transversalmente com serra. As tiras grandes (provenientes das cunhas grandes) foram cortadas em quatro pedaços, enquanto que as tiras pequenas (provenientes de cunhas pequenas) foram cortadas em três pedaços. A divisão das tiras em pedaços é necessária para realizar os ensaios de dureza Vickers.

As tiras não são idealmente planas, portanto uma régua de papel com precisão de 1 mm é posicionada sobre sua superfície (com sua origem na extremidade onde $x = 0$)

para medir as dimensões x . Por haver uma perda significativa de material com o corte, as tiras foram anteriormente riscadas com estilete e a posição x do risco é marcado na régua de papel, de tal maneira que os riscos (que permanecerão visíveis após o corte) servirão como referência para medir as dimensões x após o corte. As dimensões x , h e w são medidas nos pontos da tira onde se localizam as endentações de dureza. As dimensões h e w são medidas com paquímetro.

3.3.2 Medida de dureza Vickers

A tira cortada em pedaços é submetida a ensaios de dureza Vickers a fim de determinar a resistência mecânica ao longo de seu comprimento.

Os ensaios de dureza Vickers foram realizadas numa máquina de teste de dureza universal produzida pela empresa *Indentec (Universal Hardness Tester from Indentec)*. No ensaio de dureza Vickers, um endentador de diamante é forçado sobre a superfície da amostra produzindo uma impressão ou endentação. Os ensaios foram realizados aplicando uma pré-carga de 30 kg por 30 s sobre a superfície das amostras deformadas.

Devido ao atrito entre a cunha e os cilindros durante a laminação a dureza na superfície da tira é ligeiramente superior que em seu interior. A carga de 30 kg é alta o suficiente para eliminar efeitos de superfícies, já que o endentador consegue penetrar bastante na amostra, o que diminui as dispersões nos resultados (MIRANDA, 2013).

Após a marcação das endentações, estas foram fotografadas em microscópio ótico. As diagonais da impressão produzida pelo diamante na superfície do metal foram medidas com ajuda de um *software* de análise de imagem, o *Image Pro Plus*. A dureza Vickers é calculada pela Eq. 3.2, onde D é a média das diagonais em milímetros e Q é a carga aplicada em quilograma-força.

$$HV = \frac{1854,4 Q}{D^2} \quad \text{Eq. 3.2}$$

Os valores de dureza Vickers, HV (em MPa), realizadas em ligas de alumínio das séries 1000 e 6000 podem ser convertidos em valores de resistência à deformação, σ_0 (em MPa), pelas Eq. 3.3 e 3.4, respectivamente (CABIBBO, 2013). Nessas equações, o valor HV precisa ser convertido de sua unidade original, kgf/mm^2 , para MPa ($1 \text{ kgf/mm}^2 = 9,80665 \text{ MPa}$).

$$\sigma_0 = \frac{HV}{3,04} \quad \text{Eq. 3.3}$$

$$\sigma_0 = \frac{HV}{2,99} \quad \text{Eq. 3.4}$$

3.4 Programa

Um programa foi escrito no ambiente de desenvolvimento integrado para Python (IDLE) com intuito de determinar as deformações verdadeiras causadas pela laminação ao longo da cunha deformada. O algoritmo desse programa será descrito em tópicos a seguir.

(i) Recebe os N_{cunha} valores medidos de X , $H(X)$ e $W(X)$, e os N_{tira} valores medidos de x , $h(x)$ e $w(x)$. Por interpolação linear, o programa aumenta o número de dados para n , isto é, $N_{\text{cunha}} \rightarrow n$ e $N_{\text{tira}} \rightarrow n$, onde $n \gg N_{\text{cunha}}$ e $n \gg N_{\text{tira}}$.

(iii) Calcula os n valores de volume $V(X_i) = \sum_{i=0}^n W_i H_i \Delta X_i$, e $V(x_j) = \sum_{j=0}^n w_j h_j \Delta x_j$.

(iv) Calcula valores de X_j correlacionados aos de x_j tal que $V(X_j) = V(x_j)$. X_j é calculado por interpolação linear já que se encontra entre valores conhecidos de X_i e X_{i+1} , de tal forma que $V(X_i) \leq V(X_j) \leq V(X_{i+1})$.

(v) Calcula os valores de $H(X_j)$ e $W(X_j)$ por interpolação linear: $H(X_j)$ fica compreendido entre valores conhecidos de $H(X_i)$ e $H(X_{i+1})$, enquanto que $W(X_j)$ fica compreendido entre valores conhecidos de $W(X_i)$ e $W(X_{i+1})$.

(vii) Calcula as deformações verdadeiras nas direções do comprimento, da espessura e da largura, ε_{x_j} , ε_{h_j} e ε_{w_j} , através das Eq. 3.5, 3.6 e 3.7, respectivamente, a partir dos valores X_j , $H(X_j)$ e $W(X_j)$ da cunha correspondentes aos valores x_j , $h(x_j)$ e $w(x_j)$ da tira, respectivamente.

$$\varepsilon_{x_j} = \ln \frac{x_j - x_{j-1}}{X_j - X_{j-1}} \quad \text{Eq. 3.5}$$

$$\varepsilon_{h_j} = \ln \frac{h_j}{H_j} \quad \text{Eq. 3.6}$$

$$\varepsilon_{w_j} = \ln \frac{w_j}{W} \quad \text{Eq. 3.7}$$

(viii) Calcula as deformações efetivas $\bar{\varepsilon}_j$ pela Eq. 3.8 (DIETER, 1988, p. 87) a partir dos valores de ε_{x_j} , ε_{h_j} e ε_{w_j} .

$$\bar{\varepsilon}_j = \sqrt{\frac{2}{3}(\varepsilon_{x_j}^2 + \varepsilon_{h_j}^2 + \varepsilon_{w_j}^2)} \quad \text{Eq. 3.8}$$

(ix) Calcula as taxas de deformação $\dot{\bar{\varepsilon}}_j$ pela Eq. 3.9 (YUE, 2005), onde D é o diâmetro do cilindro em milímetros, e U é a velocidade de rotação em rpm ($D = 133$ mm e $U = 30$ rpm).

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_j = \frac{2\pi U \bar{\varepsilon}_j}{60 \cos^{-1}\left[1 - \frac{H_j - h_j}{D}\right]} \quad \text{Eq. 3.9}$$

4 RESULTADOS

4.1 Verificação do cálculo da deformação

As Tab. 4.1, 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 apresentam as coordenadas x em milímetros das marcas de punção nas tiras medidas, P_{med} , e calculadas pelo programa (a partir das coordenadas X das marcas de punção na cunha), P_{calc} , as diferenças em milímetros entre os valores medidos e calculados ($P_{med} - P_{calc}$) e as diferenças percentuais.

Tab. 4.1 – Coordenadas x medidas e calculadas das marcas de punção nas tiras, suas diferenças em milímetros e diferenças percentuais. Tiras da liga AA6061 na condição E.

6061-E							
Pequena				Grande			
P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)	P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)
9,50	9,84	-0,34	3,62	10,00	10,12	-0,12	1,24
19,00	19,91	-0,91	4,80	24,00	24,73	-0,73	3,04
30,50	32,69	-2,19	7,20	37,50	36,62	0,88	2,35
42,00	43,12	-1,12	2,67	55,50	56,03	-0,53	0,96
56,50	57,20	-0,70	1,24	73,00	74,04	-1,04	1,42
70,00	70,87	-0,87	1,24	93,50	94,57	-1,07	1,15
85,50	87,06	-1,56	1,83	116,50	116,60	-0,10	0,09
101,00	101,90	-0,90	0,89	142,00	143,81	-1,81	1,28
119,50	120,94	-1,44	1,21	165,00	165,21	-0,21	0,13
138,50	138,97	-0,47	0,34	190,00	192,36	-2,36	1,24

Tab. 4.2 – Coordenadas x medidas e calculadas das marcas de punção nas tiras, suas diferenças em mm e diferenças percentuais. Tiras da liga AA6061 na condição S.

6061-S							
Pequena				Grande			
P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)	P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)
9,50	9,54	-0,04	0,45	10,50	10,12	0,38	3,63
19,00	19,98	-0,98	5,17	21,50	21,76	-0,26	1,20
30,50	30,95	-0,45	1,47	36,00	35,26	0,74	2,04
42,00	42,75	-0,75	1,80	52,00	50,68	1,32	2,55
56,50	57,27	-0,77	1,36	69,00	67,49	1,51	2,19
71,00	71,51	-0,51	0,72	86,00	86,72	-0,72	0,84

85,50	86,97	-1,47	1,72	104,00	103,98	0,02	0,02
102,50	103,72	-1,22	1,19	127,00	125,66	1,34	1,05
118,00	119,51	-1,51	1,28	146,50	145,53	0,97	0,66
136,00	135,77	0,23	0,17	170,00	168,47	1,53	0,90
				193,00	191,12	1,88	0,98

Tab. 4.3 – Coordenadas x medidas e calculadas das marcas de punção nas tiras, suas diferenças em mm e diferenças percentuais. Tiras da liga AA6060 na condição E.

6060-E							
Pequena				Grande			
P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)	P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)
14,00	13,65	0,35	2,50	11,50	10,80	0,70	6,12
26,50	27,91	-1,41	5,32	24,00	24,59	-0,59	2,45
43,00	44,09	-1,09	2,54	38,00	38,64	-0,64	1,70
58,00	58,78	-0,78	1,35	56,50	58,78	-2,28	4,04
76,50	77,50	-1,00	1,31	79,00	79,95	-0,95	1,20
93,00	93,77	-0,77	0,83	99,50	102,11	-2,61	2,62
114,00	114,57	-0,57	0,50	125,50	127,48	-1,98	1,57
132,50	132,96	-0,46	0,35	153,00	156,29	-3,29	2,15
152,00	153,45	-1,45	0,96	181,50	182,92	-1,42	0,78
172,50	174,45	-1,95	1,13	214,00	215,62	-1,62	0,76

Tab. 4.4 – Coordenadas x medidas e calculadas das marcas de punção nas tiras, suas diferenças em mm e diferenças percentuais. Tiras da liga AA6060 na condição S.

6060-S							
Pequena				Grande			
P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)	P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)
11,00	11,08	-0,08	0,74	10,00	10,79	-0,79	7,94
24,00	24,00	0,00	0,01	22,50	23,06	-0,56	2,49
37,00	38,68	-1,68	4,53	39,00	39,95	-0,95	2,43
51,50	52,25	-0,75	1,45	57,00	56,73	0,27	0,47
67,50	69,77	-2,27	3,36	75,00	77,57	-2,57	3,43
84,00	84,65	-0,65	0,77	96,00	98,56	-2,56	2,66
102,50	103,04	-0,54	0,52	118,00	120,68	-2,68	2,27
120,00	121,17	-1,17	0,98	140,50	143,12	-2,62	1,86
139,00	140,17	-1,17	0,84	170,00	172,05	-2,05	1,21
159,00	160,71	-1,71	1,07	197,00	198,69	-1,69	0,86

179,00	180,64	-1,64	0,92	
--------	--------	-------	------	--

Tab. 4.5 – Coordenadas x medidas e calculadas das marcas de punção nas tiras, suas diferenças em mm e diferenças percentuais. Tiras da liga AA1050 na condição E.

1050-E							
Pequena				Grande			
P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)	P_{med} (mm)	P_{calc} (mm)	Diferença (mm)	Diferença (%)
11,00	11,23	-0,23	2,09	10,00	10,39	-0,39	3,87
21,00	21,41	-0,41	1,97	21,00	21,58	-0,58	2,78
33,00	32,59	0,41	1,25	35,50	35,75	-0,25	0,70
44,00	45,10	-1,10	2,50	51,50	50,72	0,78	1,52
57,50	57,03	0,47	0,82	70,00	69,70	0,30	0,42
69,00	68,82	0,18	0,26	87,00	89,03	-2,03	2,33
83,00	83,99	-0,99	1,20	113,50	114,17	-0,67	0,59
97,00	97,62	-0,62	0,63	138,00	138,48	-0,48	0,35
112,50	114,06	-1,56	1,39	160,00	160,43	-0,43	0,27
128,00	128,75	-0,75	0,59	191,00	190,09	0,91	0,47
143,00	143,74	-0,74	0,52	218,00	218,56	-0,56	0,26

4.2 Deformação verdadeira

A Tab. 4.6 contém as dimensões das espessuras mínimas e máxima das cunhas (pequenas e grandes) antes da deformação, H_{min} e H_{max} , e a espessura média da tira, \bar{h} , das ligas AA6061 e AA6060 nas condições S e E, e da liga AA1050 na condição E.

Tab. 4.6 – H_{min} , H_{max} das cunhas, e \bar{h} das tiras pequenas e grandes das ligas AA6061 e AA6060 nas condições S e E, e da liga AA1050 na condição E.

Liga-Condição	Pequena			Grande		
	H_{min} (mm)	H_{max} (mm)	\bar{h} (mm)	H_{min} (mm)	H_{max} (mm)	\bar{h} (mm)
AA6061-E	2,00	7,20	2,99	2,65	12,70	3,09
AA6061-S	1,95	7,25	3,06	2,40	12,70	3,25
AA6060-E	3,80	8,50	3,10	2,50	12,70	3,14
AA6060-S	3,00	8,10	3,16	2,55	12,70	3,22
AA1050-E	6,75	12,70	7,22	1,90	12,70	3,43

As Fig. 4.1, 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 mostram os valores de deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$ de deformação na direção da largura ϵ_w e taxa de deformação $\dot{\bar{\epsilon}}$ em função de x .

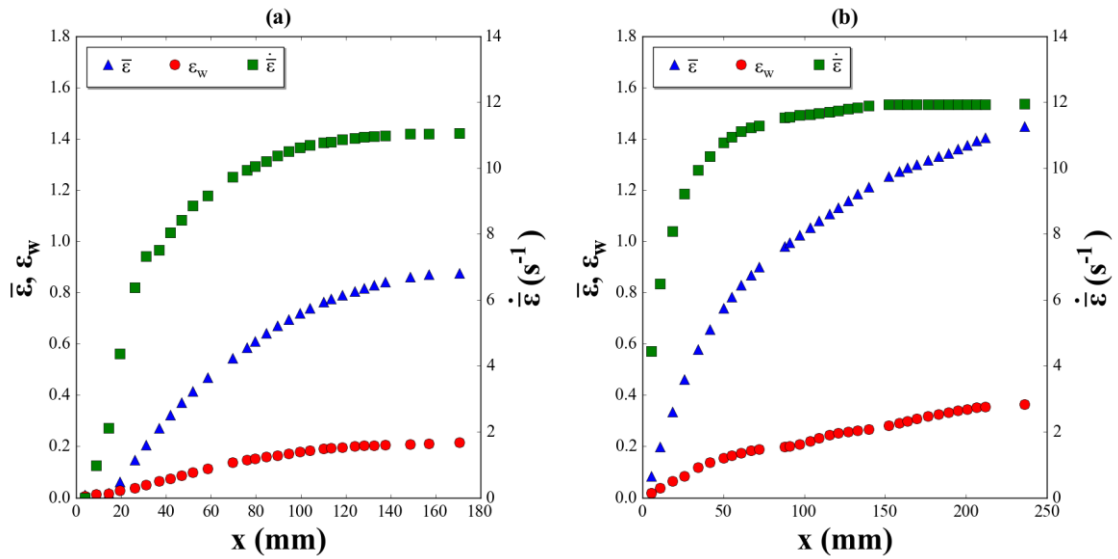


Fig. 4.1 – Deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$, deformação na direção da largura, ϵ_w , e taxa de deformação, $\dot{\bar{\epsilon}}$, em função de x das tiras da liga AA6061 na condição E. (a) Tira pequena. (b) Tira grande.

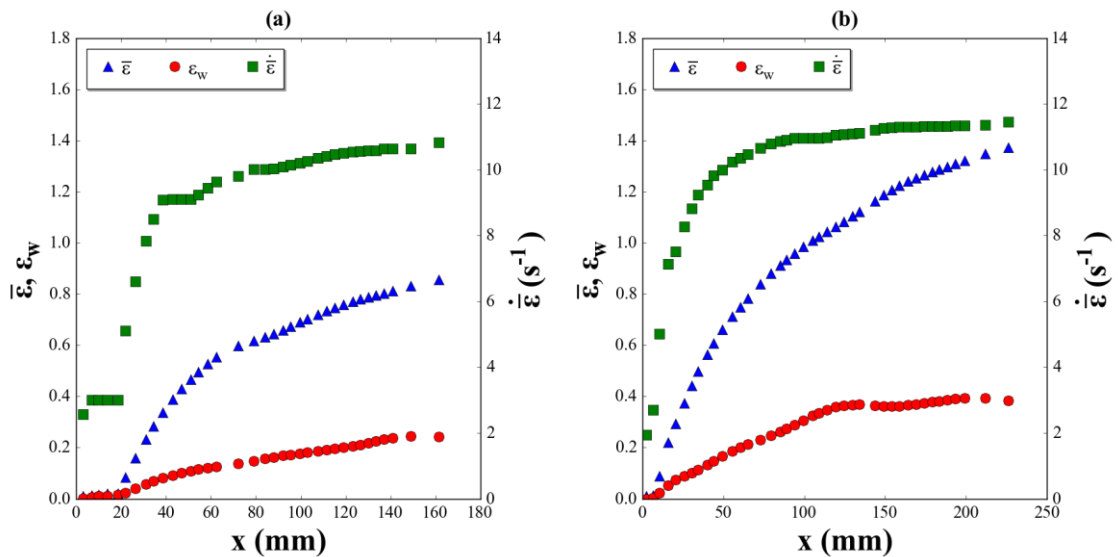


Fig. 4.2 – Deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$, deformação na direção da largura, ϵ_w , e taxa de deformação, $\dot{\bar{\epsilon}}$, em função de x das tiras da liga AA6061 na condição S. (a) Tira pequena. (b) Tira grande.

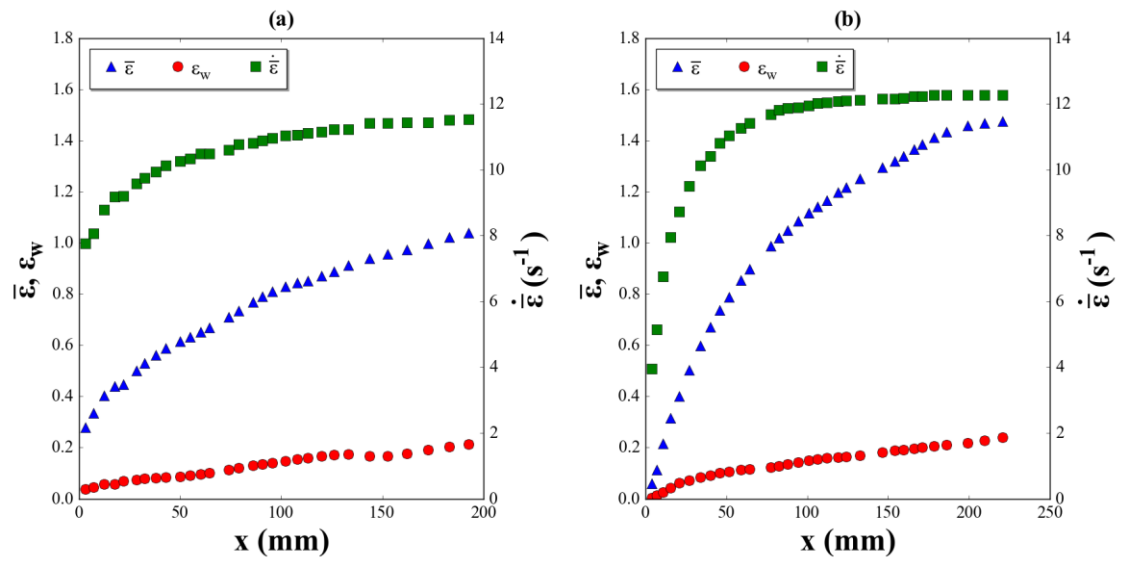


Fig. 4.3 – Deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$, deformação na direção da largura, ϵ_w , e taxa de deformação, $\dot{\bar{\epsilon}}$, em função de x das tiras da liga AA6060 na condição E. (a) Tira pequena. (b) Tira grande.

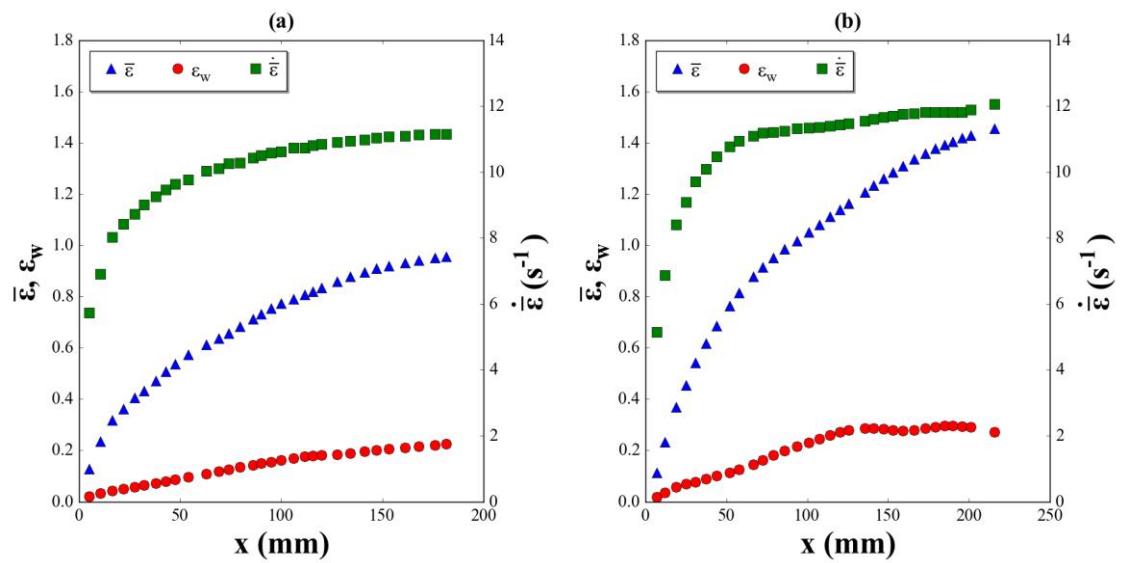


Fig. 4.4 – Deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$, deformação na direção da largura, ϵ_w , e taxa de deformação, $\dot{\bar{\epsilon}}$, em função de x das tiras da liga AA6060 na condição S. (a) Tira pequena. (b) Tira grande.

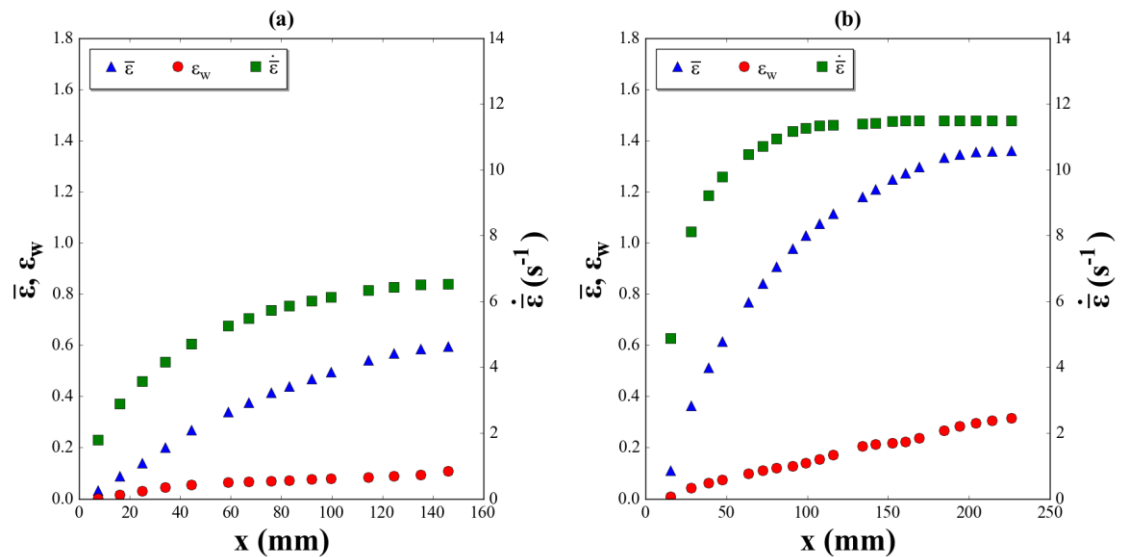


Fig. 4.5 – Deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$, deformação na direção da largura, ϵ_w , e taxa de deformação, $\dot{\epsilon}$, em função de x das tiras da liga AA1050 na condição E. (a) Tira pequena. (b) Tira grande.

4.3 Dureza

As Fig. 4.6 e 4.7 apresentam os valores de dureza Vickers (HV30) em função da deformação efetiva $\bar{\epsilon}$ calculada pelo programa.

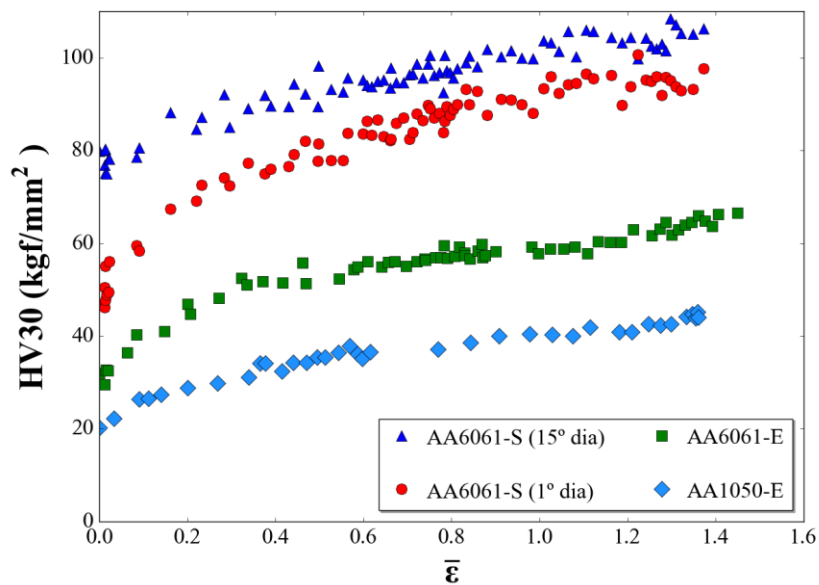


Fig. 4.6 – Medidas de dureza HV em função da deformação efetiva $\bar{\epsilon}$ da liga AA6061 nas condições E e S e da liga AA1050 na condição E.

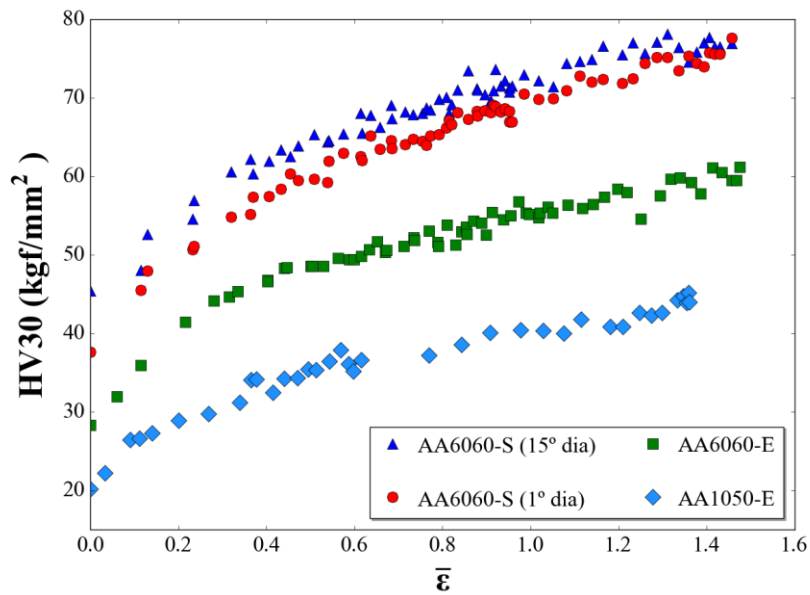


Fig. 4.7 – Medidas de dureza HV em função da deformação efetiva $\bar{\epsilon}$ da liga AA6060 nas condições E e S e da liga AA1050 na condição E.

4.4 Curvas tensão-deformação

Os valores de resistência à deformação foram calculados a partir dos valores medidos de dureza Vickers (Eq. 3.3 e 3.4). As Fig. 4.8 e 4.9 apresentam respectivamente esses valores de resistência à deformação das ligas AA6061 e AA6061 (condições S e E), e as respectivas curvas tensão-deformação (ajustadas pela Eq. 2.3) em função da deformação efetiva $\bar{\epsilon}$. Os dados e curva tensão-deformação da liga AA1050 (condição E) também foram plotados para fins de comparação.

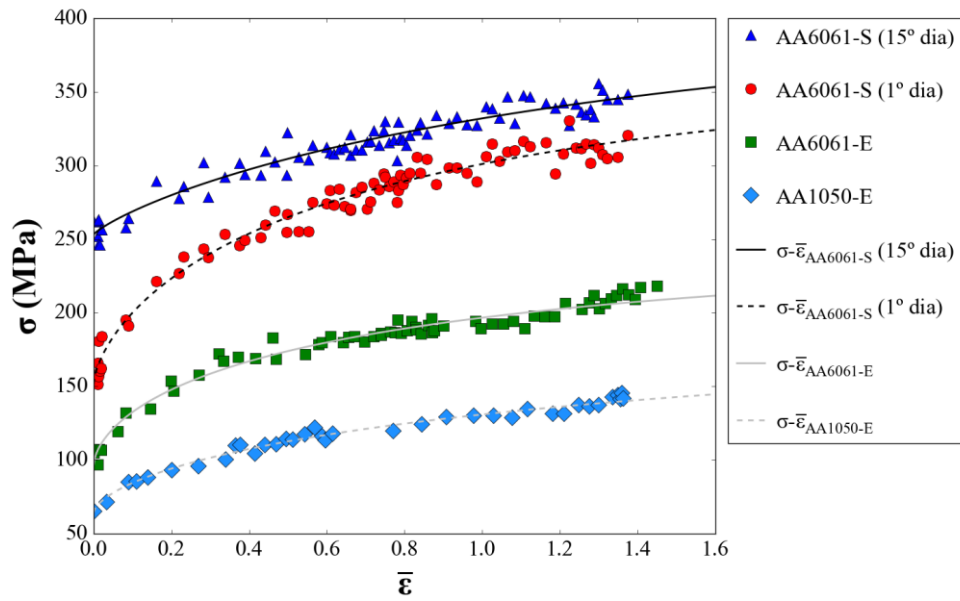


Fig. 4.8 – Dados e curva tensão-deformação da liga AA6061 nas condições E e S, e da liga AA1050 na condição E.

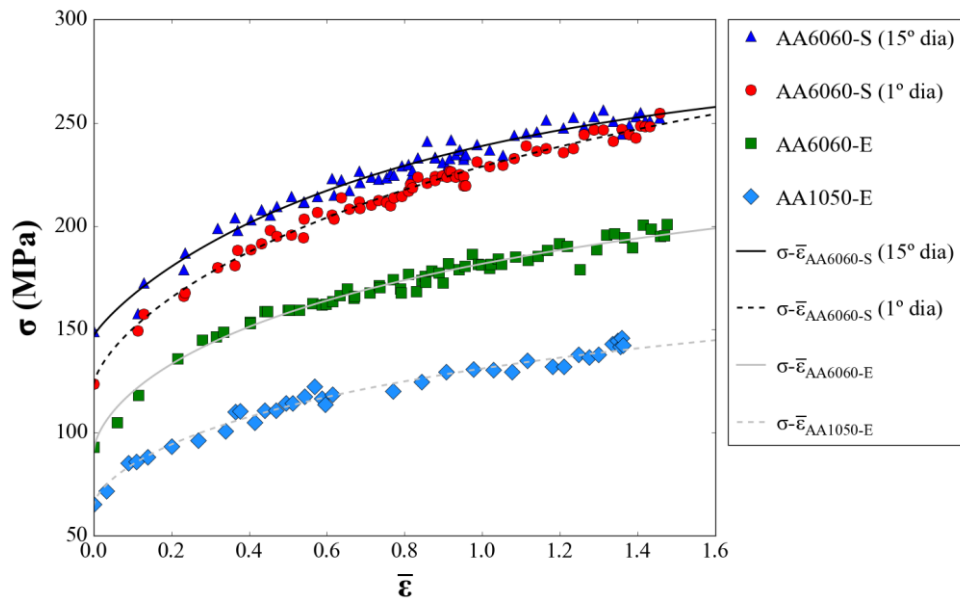


Fig. 4.9 – Dados e curva tensão-deformação da liga AA6060 nas condições E e S, e da liga AA1050 na condição E.

4.4.1 Coeficientes de ajuste

A Tab. 4.7 contém os valores dos parâmetros σ_0 , σ_1 , ε_c e n e seus respectivos erros (representados por **E**), obtidos usando mínimos quadrados não-linear para ajustar a Eq. 2.3 aos dados de tensão-deformação obtidos pelo ensaio de laminação de cunha.

Tab. 4.7 – Valores dos parâmetros de ajuste σ_0 , σ_1 , ε_c e n obtidos pela Eq. 2.3.

Liga-condição	$\sigma_0 \pm \mathbf{E}_{\sigma_0}$ (MPa)	$\sigma_1 \pm \mathbf{E}_{\sigma_1}$ (MPa)	$\varepsilon_c \pm \mathbf{E}_{\varepsilon_c}$	$n \pm \mathbf{E}_n$
6061-E	95,9 ± 4,3	149,4 ± 25,6	0,83 ± 0,35	0,6 ± 0,09
6061- S (1° dia)	151,4 ± 5,7	214,4 ± 34,0	0,76 ± 0,26	0,67 ± 0,1
6061- S (15° dia)	253,0 ± 3,9	150,7 ± 74,0	1,43 ± 1,31	0,83 ± 0,21
6060-E	90,2 ± 3,2	160,2 ± 31,1	1,31 ± 0,64	0,62 ± 0,08
6060- S (1° dia)	122,8 ± 2,9	217,4 ± 42,6	1,78 ± 0,77	0,7 ± 0,06
6060- S (15° dia)	146,4 ± 3,7	136,5 ± 15,8	0,87 ± 0,18	0,86 ± 0,09
1050-E	63,9 ± 2,8	127,5 ± 42,3	1,60 ± 1,30	0,63 ± 0,10

4.4.2 Taxa de encruamento

As Fig. 4.10 e 4.11 mostram os gráficos das taxas de encruamento ($\Theta = d\sigma/d\varepsilon$) em função da resistência à deformação, σ , das ligas AA6061 e AA6060 nas condições E e S, e da liga AA1050 na condição E, e também os pontos onde ocorre a transição entre os estágios III e IV da curva tensão-deformação.

Os pontos de transição entre os estágios III e IV de todas as curvas foi determinado utilizando-se um mesmo, isto é, considerou-se que esse ponto ocorre quando a diferença entre a inclinação da curva Θ - σ em deformações altas, a qual é aproximadamente constante, e a inclinação para um ponto qualquer dessa curva é 0,5 unidades.

O ponto de transição entre os estágios III e IV é determinado em cada curva de Θ - σ (Fig. 4.10 e 4.11) por meio de um mesmo critério: é o ponto da curva cuja derivada é igual a derivada nas suas σ mais elevadas, a qual é constante, subtraída de 0,5 (a unidade da derivada é adimensional).

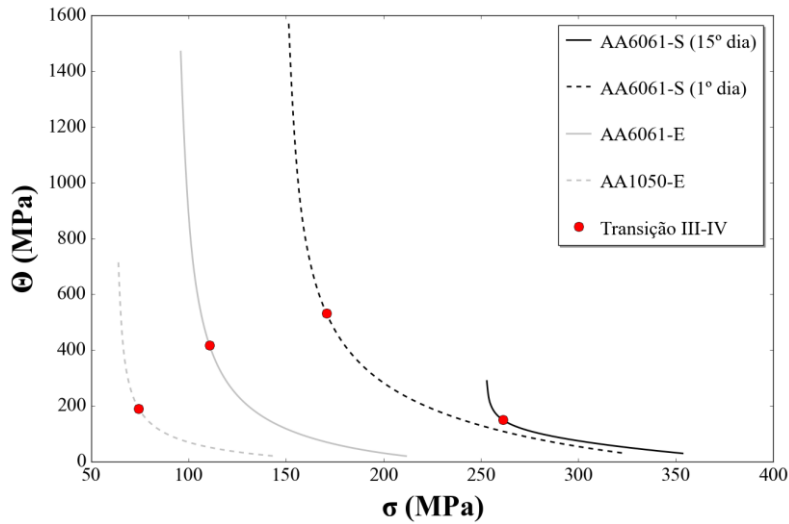


Fig. 4.10 – Taxa de encruamento, Θ , em função da tensão, σ , da liga AA6061 (condições S e E) e liga AA1050 (condição E), e pontos de transição entre os estágios III e IV da curva tensão-deformação.

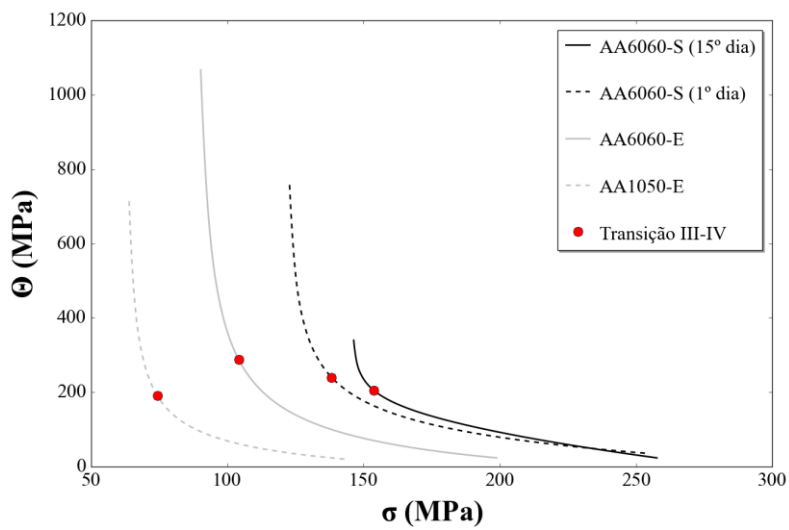


Fig. 4.11 – Taxa de encruamento, Θ , em função da tensão, σ , da liga AA6060 (condições S e E) e liga AA1050 (condição E), e pontos de transição entre os estágios III e IV da curva tensão-deformação.

4.5 Endurecimento por solução sólida supersaturada (SSSS)

A Fig. 4.12 mostra o gráfico com as diferenças das curvas tensão-deformação $\sigma_{AA6061-S}$ e $\sigma_{AA6060-S}$ (1º dia da condição S), com a curva tensão-deformação $\sigma_{AA1050-E}$, isto é, $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-1}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-1}$. A diferença entre essas diferenças também é mostrada.

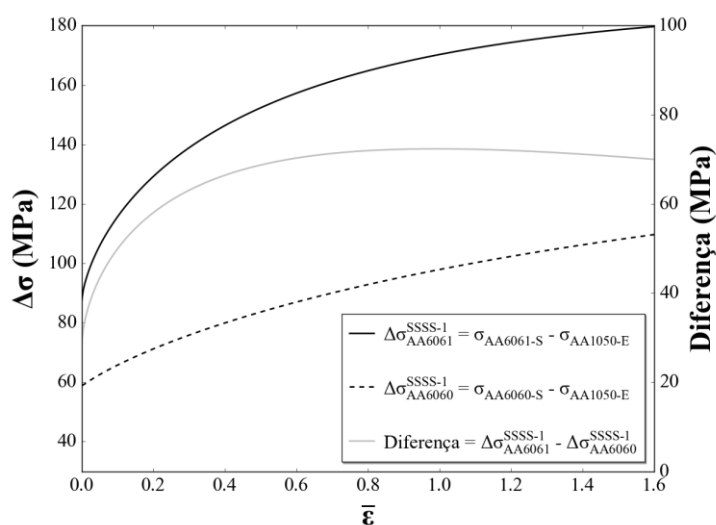


Fig. 4.12 –Diferenças das tensões $\sigma_{AA6061-S}$ ou $\sigma_{AA6060-S}$ (1º dia) com $\sigma_{AA1050-E}$ ($\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-1}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-1}$ respectivamente), e a diferença $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-1}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-1}$ em função de $\bar{\epsilon}$.

A Fig. 4.13 mostra o gráfico com as diferenças das curvas tensão-deformação $\sigma_{AA6061-S}$ e $\sigma_{AA6060-S}$ (1º dia da condição S), com as curvas tensão-deformação $\sigma_{AA6061-E}$ e $\sigma_{AA6060-E}$, isto é, $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-2}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-2}$. A diferença entre essas diferenças também é mostrada.

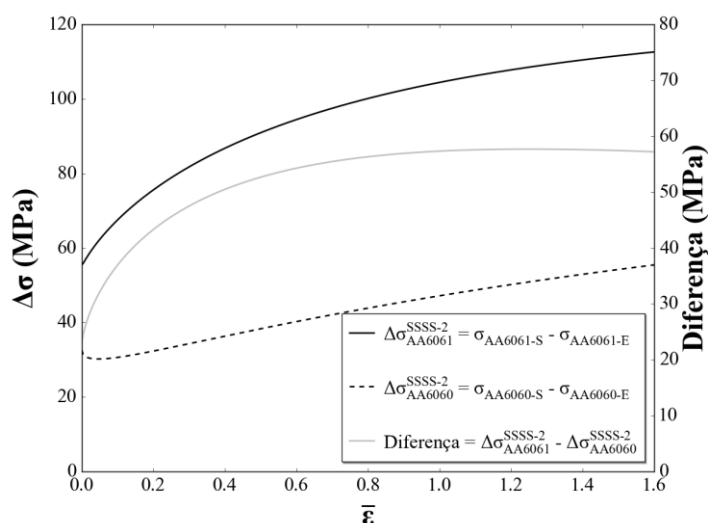


Fig. 4.13 – Diferenças das tensões $\sigma_{AA6061-S}$ e $\sigma_{AA6060-S}$ (1º dia) com σ_{6061-E} e σ_{6060-E} ($\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-2}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-2}$ respectivamente), e a diferença $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-2} - \Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-2}$ em função de $\bar{\epsilon}$.

4.6 Envelhecimento natural

A Fig 4.14 apresenta o ganho de resistência (dados experimentais e curvas de ajuste) causado pelo envelhecimento natural de 15 dias das ligas AA6061 e AA6060 na condição S, $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$, em função da deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$.

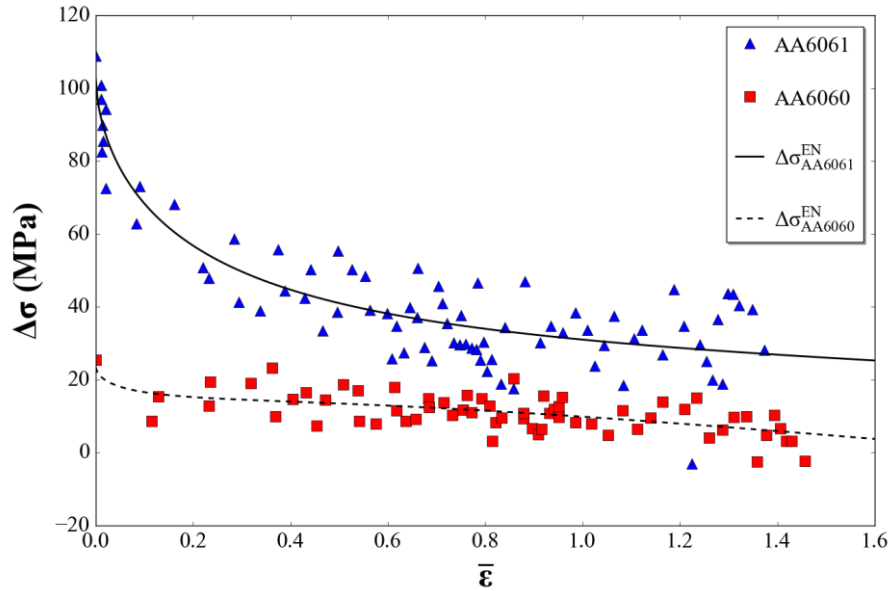


Fig. 4.14 – Ganho de resistência após envelhecimento natural de 15 dias das ligas AA6061 e AA6060 na condição S ($\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$ respectivamente) em função da deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$.

5 DISCUSSÃO

5.1 Verificação do cálculo da deformação

As diferenças absolutas entre os valores medidos e calculados das coordenadas x das marcas de punção, P_{med} e P_{calc} , respectivamente (Tab. 4.1-5), são pequenas com média de 1,03 mm e desvio padrão de 0,71 mm, e o valor máximo é de 3,29 mm (cunha grande AA6060-E em $P_{med} = 153,00$ mm), o qual é também um valor pequeno considerando erros de medida e o achatamento das marcas de punção. Esse achatamento causado pela laminação introduz incertezas nos valores medidos, sendo mais acentuado quanto maior é a deformação.

Observa-se também que, com exceção da cunha grande AA6061-S, a maioria das diferenças são negativas, isto é, os valores calculados subestimam os valores medidos.

A diferença percentual é importante de ser analisada já que considera não apenas a diferença absoluta, mas também P_{med} . Portanto, diferença percentual tende a diminuir com maiores valores de P_{med} . Nota-se que apesar da diferença percentual ser grande para pequenos valores medidos (chegando a 7,94% na cunha grande AA6060-S em $P_{med} = 10,00$ mm), as diferenças absolutas são pequenas (menores que 1 mm para $P_{med} < 25$ mm), o que não descaracteriza o cálculo da deformação.

5.2 Deformação verdadeira

Considerando cada tipo de tira (pequena e grande) individualmente, observa-se que para todas as ligas estudadas em diferentes condições, com exceção da tira pequena de liga AA1050 (condição E), os gráficos que relacionam a deformação efetiva $\bar{\epsilon}$ com x (Fig. 4.1 a 4.5) são muito semelhantes, como pode ser mais claramente observado na Fig. 5.1. Isso significa que o gradiente de deformação ao longo do comprimento da tira é dependente da geometria dela e da cunha, não havendo indícios de que a liga ou condição tenha qualquer influência sobre o gradiente.

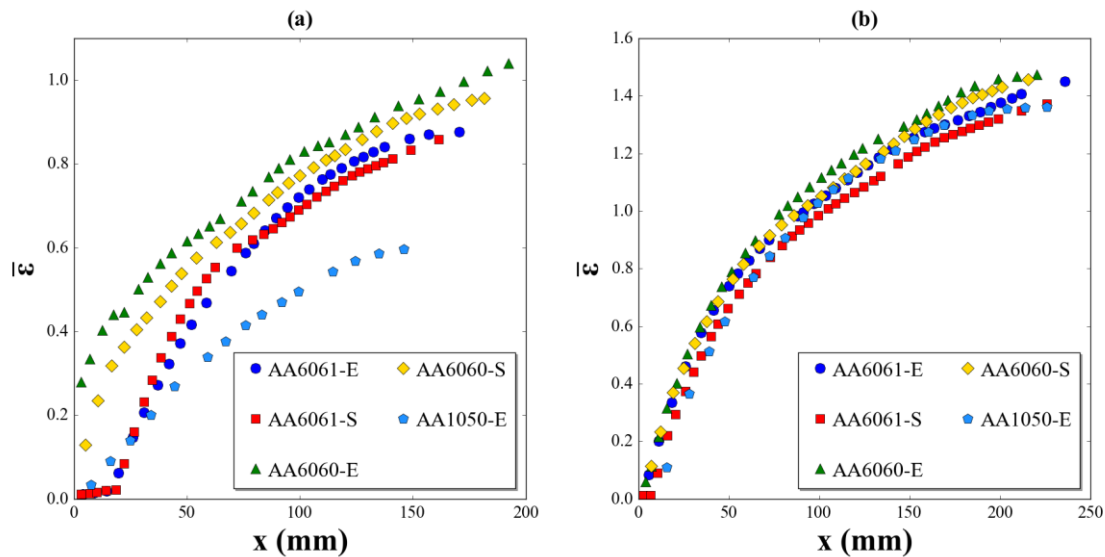


Fig. 5.1 – Comparação dos gráficos de $\bar{\varepsilon}$ em função de x para das ligas AA6061, AA6060 e AA1050 nas condições E e S. (a) Tiras pequenas. (b) Tiras grandes.

O gráfico que relaciona $\bar{\varepsilon}$ com x da tira pequena da liga AA1050-E é diferente dos demais porque é proveniente de uma cunha usinada com dimensões consideravelmente diferentes da cunha pequena da Fig. 3.1, isto é, $H_{\text{mín}} = 6,75$ mm, $H_{\text{máx}} = 12,70$ mm e $\bar{h} = 7,22$ mm, enquanto que as outras cunhas pequenas têm $H_{\text{mín}}$, $H_{\text{máx}}$ e \bar{h} variando respectivamente de 1,95 a 3,80 mm, 7,20 a 8,50 mm, e 2,99 a 3,16 mm (Tab. 4.6).

Em geral, para pequenos valores de x , $\bar{\varepsilon}$ aumenta rapidamente até que acima de determinado valor de x (diferente para cada tira, porque as geometrias das cunhas se diferenciam um pouco), tal aumento é reduzido e fica cada vez menor a medida que x aumenta.

A deformação ao longo da largura, ε_w , também aumenta com x , contudo em uma taxa menor. Essa deformação na direção da largura é indesejada porque afasta o ensaio da condição ideal de deformação plana, entretanto, o cálculo de $\bar{\varepsilon}$ inclui ε_w (Eq. 2.19). Acima de um certo valor de x (compreendido entre 0,1 e 0,2 para tiras pequenas, e entre 0,2 e 0,3 para grandes), ε_w fica praticamente constante. Verifica-se pelos gráficos que para grandes valores de x , ε_w é pequeno quando comparado com $\bar{\varepsilon}$.

A taxa de deformação, $\dot{\bar{\varepsilon}}$, aumenta rapidamente com x , até atingir um patamar no qual fica constante. Em deformações de 0,5, $\bar{\varepsilon} \approx 5 \text{ s}^{-1}$, e cresce até um valor entre 10 e 13 s^{-1} para ambos os tipos de tiras. Sabe-se que a influência da taxa de deformação na curva tensão-deformação é significativa com variações na escala logarítmica de $\dot{\bar{\varepsilon}}$

(DIETER, 1988, p. 295-296). O aumento logarítmico de $\dot{\epsilon}$ ao longo da tira, contudo, não é grande e, portanto, não desqualifica o ensaio.

5.3 Dureza

Tanto para a liga AA6061 quanto para a AA6060, verifica-se pelos gráficos de dureza Vickers, *HV*, em função da deformação efetiva, $\bar{\epsilon}$ (Fig. 4.6 e 4.7), que os maiores valores de dureza pertencem em ordem decrescente à liga na condição S após 15 dias de envelhecimento natural, na condição S ainda durante o 1º dia e na condição E. As ligas AA1050 na condição E estão presentes nos dois gráficos para fins comparativos, e seus valores de dureza são menores que os das ligas AA6061 e AA6060 na condição E.

Os valores de dureza da liga AA6061 na condição S são maiores que os da AA6060 também na condição S, tanto durante o 1º dia quanto 15º dia. Tais valores de dureza para a liga AA6061 se encontram entre 75 e 106 HV no 15º dia da condição S, 46 e 96 HV no 1º dia da condição S, e 30 e 66 HV na condição E, para a liga AA6060 se encontram entre 45 e 76 HV no 15º dia da condição S, 38 e 76 HV no 1º dia da condição S, 28 e 61 HV na condição E, e finalmente para a liga AA1050-E se encontram entre 20 e 45 HV.

Observa-se também um comportamento semelhante no encruamento de todas as ligas em qualquer condição: uma região inicial na qual a taxa de encruamento é alta (estágio III), e outra região na qual essa taxa é modesta (estágio IV).

MIRANDA (2013) estudou o endurecimento da liga AA6061 nas condições S (1º dia) e E usando também o método de laminação de cunhas. Observa-se na Fig. 5.2 que os dados experimentais obtidos por ele condizem muito bem com os obtidos nesse trabalho. A semelhança entre os resultados destaca a reprodutibilidade do ensaio de laminação de cunhas.

PEREIRA *et al.* (2008), estudaram o endurecimento da liga AA1050 na condição E mediante processamento por EAC. Usaram uma matriz com ângulo entre canais de 140º capaz de introduzir uma deformação efetiva de 0,42 por passe. Nota-se que os dados deles se ajustam muito bem aos de laminação de cunhas realizados na presente obra.

GUZELA (2014) estudou a liga AA6061 também mediante processamento por EAC, em uma matriz com ângulo de canal de 90º capaz de introduzir uma deformação verdadeira de 1,05 por passe. Apesar do ajuste dos dados obtidos por ele não serem tão

próximos aos desse projeto como os de MIRANDA (2013), eles ainda assim se ajustam razoavelmente bem.

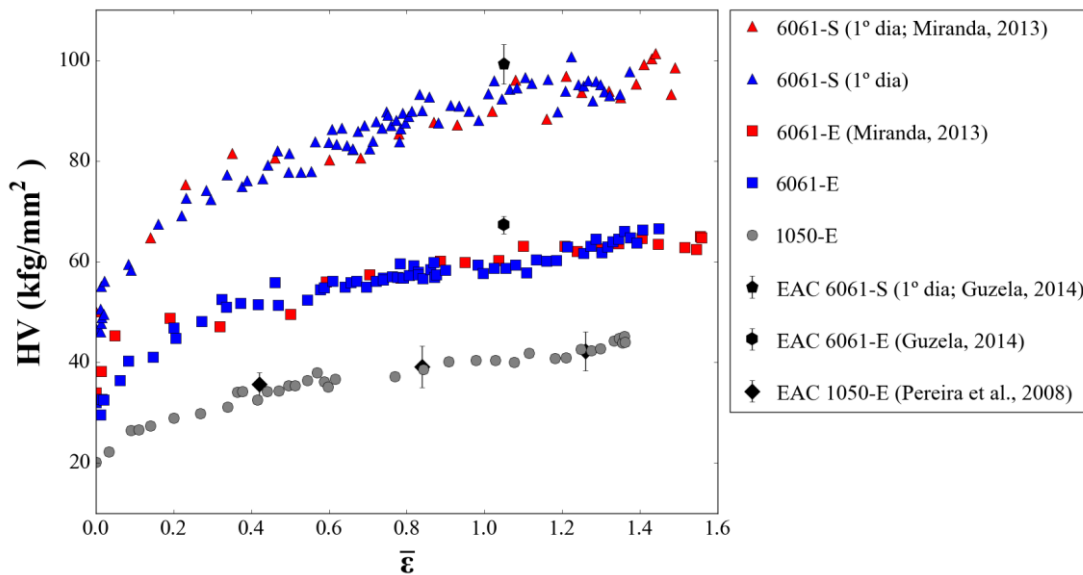


Fig. 5.2 – Comparação dos dados de dureza-deformação de outros autores com os obtidos no corrente projeto

5.4 Curvas tensão-deformação

A Eq. 2.3 mostrou-se eficaz no ajuste de uma curva com os dados de resistência à deformação (obtidos através dos valores de dureza) em função de $\bar{\epsilon}$. Verifica-se que cada curva se ajusta de maneira coerente com a dispersão das medidas. Entretanto, essa curva é válida apenas na faixa de deformação coberta pelos dados experimentais (isto é, de 0 a $\sim 1,6$), não sendo possível generalizá-la para deformações muito acima de 1,6. Para isso, seriam necessários dados adicionais em deformações maiores para obtenção de uma curva de ajuste válida.

ARMSTRONG e HOCKETT (1982) ajustaram uma curva de tensão-deformação para a liga AA1100 recozida usando a Eq. 5.1. σ_s é a tensão de saturação, σ_0 é a tensão de escoamento, N e P são constantes do material. Os dados de tensão-deformação, os quais eles utilizaram para fazer o ajuste, foram obtidos mediante o ensaio de compressão axial homogênea. Eles obtiveram dados de tensão em deformações elevadas ($\sim 3,8$) fazendo vários ensaios de compressão com uma só amostra, sendo que entre cada ensaio, cortavam a parte da amostra comprometida pelo atrito (a zona não deformada).

$$\sigma = \sigma_s - \frac{\exp(-N\varepsilon)^P}{\sigma_s - \sigma_0} \quad \text{Eq. 5.1}$$

Tanto CHINH *et al.* (2004) quanto HOCKAUF e MEYER (2010) ajustaram uma curva tensão-deformação respectivamente para o Al com 99,99% de pureza e a liga AA1070 recozida com a Eq. 5.2, a qual lembra a Eq. 2.3 por sua semelhança. HOCKAUF e MEYER (2010) também obtiveram dados experimentais em deformações elevadas (acima de 8) mesclando o processamento por EAC com ensaios de compressão.

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_1 \left[1 - \exp\left(\frac{-\varepsilon^n}{\varepsilon_c}\right) \right] \quad \text{Eq. 5.2}$$

MOHEBBI *et al.* (2014) estudaram a curva tensão-deformação da liga AA1050 usando o ensaio de compressão em deformação plana. Eles desenvolveram uma abordagem matemática para medir o coeficiente de atrito e suprimir seu efeito nos resultados, contudo ainda assim para grandes deformações (acima de 0,8) nota-se um aumento anormal na sua curva tensão-deformação, o qual foi justificado pela grande interferência da deformação redundante em $\bar{\varepsilon}$.

A Fig. 5.2 compara os dados obtidos por esses autores com a obtida nesse projeto para a liga AA1050-E. A Tab. 5.1 contém os coeficientes obtidos de todas as curvas de ajuste presentes na Fig. 5.3.

Tab. 5.1 – Ligas estudadas por vários autores, equações de ajuste que cada um usou e coeficientes de ajuste obtidos por elas.

Liga	Trabalho	Eq.	Coeficientes de ajuste
99,99% Al	CHINH <i>et al.</i> , 2004	5.2	$\sigma_0 = 18,77$ MPa; $\sigma_1 = 100,32$ MPa; $\varepsilon_c = 0,70$; $n = 0,58$
AA1050	Presente projeto	2.5	$\sigma_0 = 63,9$ MPa; $\sigma_1 = 127,5$ MPa; $\varepsilon_c = 1,60$; $n = 0,63$
AA1070	HOCKAUF e MEYER, 2010	5.2	$\sigma_0 = 48$ MPa; $\sigma_1 = 120$ MPa; $\varepsilon_c = 0,85$; $n = 0,58$
AA1100	ARMSTRONG e HOCKETT, 1982	5.1	$\sigma_s = 248$ MPa; $\sigma_0 = 34,5$ MPa; $N = 0,867$; $P = 0,488$

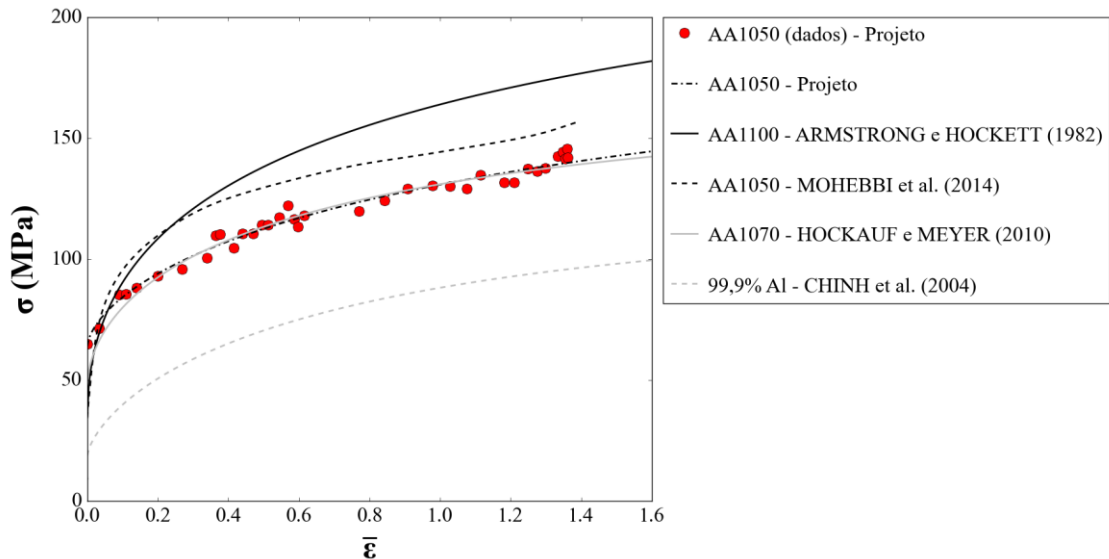


Fig. 5.3 – Comparação das curvas ajustadas por outros autores com a ajustada no corrente projeto para a liga AA1050.

Verifica-se na Fig. 5.3 que a curva da liga AA1100 (ARMSTRONG e HOCKETT, 1982) se encontra acima da curva da liga AA1050 determinada nesse projeto pelo método de laminação de cunhas, o que é razoável já que há uma quantidade um pouco maior de elementos de liga em AA1100. A curva tensão-deformação da liga com 99,99% de Al (CHINH *et al.*, 2004) apresenta os menores valores de resistência à deformação já que sua quantidade de elementos de liga é muito pequena.

A curva tensão-deformação da liga AA1070 (HOCKAUF e MEYER, 2010) é a que mais se assemelha da curva ajustada da liga AA1050 no presente projeto, apesar de não terem a mesma composição química. Já a curva da liga AA1050 determinada por MOHEBBI *et al.* (2014) se encontra um pouco acima da curva da mesma liga levantada nesse projeto, apesar disso a proximidade entre elas é razoável, e a diferença pode ser atribuída aos diferentes ensaios mecânicos empregados.

5.5 Mudança de estágio na curva tensão-deformação

A Tab. 5.2 mostra os valores de resistência à deformação e deformação efetiva nos quais ocorre a mudança entre os estágios III e IV, σ_{III-IV} e $\bar{\epsilon}_{III-IV}$, em cada curva tensão-deformação presente nas Fig. 4.8 e 4.9.

Tab. 5.2 – Valores de σ_{III-IV} e $\bar{\epsilon}_{III-IV}$ para cada liga estudada nas condições E e S.

σ_{III-IV} (MPa)	$\bar{\epsilon}_{III-IV}$	Liga-Condição
163,5	0,36	AA6061-E
242,2	0,31	AA6061-S (1° dia)
282,7	0,23	AA6061-S (15° dia)
148,0	0,36	AA6060-E
180,3	0,33	AA6060-S (1° dia)
178,7	0,19	AA6060-S (15° dia)
105,2	0,36	AA1050-E

Observa-se que para as três ligas estudadas na condição E o valor de $\bar{\epsilon}_{III-IV}$ é 0,36. Os valores de $\bar{\epsilon}_{III-IV}$ das ligas AA6061 e AA6060 no 1° dia da condição S são 0,31 e 0,33, respectivamente, enquanto que no 15° dia dessa mesma condição são respectivamente 0,23 e 0,19, ou seja, os valores são notavelmente próximos para cada condição. Portanto, a mudança do estágio III para o IV das ligas AA6061 e AA6060 depende da condição em que estão, não havendo quaisquer indícios de que a liga em si tenha alguma influência nessa transição de estágios.

5.6 Endurecimento por solução sólida supersaturada (SSSS)

As diferenças $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-1}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-1}$ são compostas pelo endurecimento por SSSS, pelo encruamento da matriz em SSSS (os átomos de soluto distorcem a rede cristalina e se difundem para o campo de tensão de sinal oposto da discordância dificultando o movimento delas) subtraído do encruamento da matriz de Al comercialmente puro (a saber, da liga AA1050), isto é, com poucos elementos de liga em solução sólida.

As diferenças $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-2}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-2}$ por outro lado são compostas pelo endurecimento por SSSS, pelo encruamento da matriz em SSSS subtraído do encruamento da matriz com precipitados estáveis e grosseiros β , os quais são pouco efetivos no endurecimento.

A diferença $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-1}$ é maior que $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-2}$, e da mesma maneira $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-1}$ é maior que $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-2}$. Isso se deve ao fato de que o encruamento da matriz com precipitados estáveis β (apesar de ser pequeno quando comparado ao encruamento da matriz com fases metaestáveis como, por exemplo, β'') é mais intenso que da matriz da liga AA1050 (Al comercialmente puro).

Verifica-se que as diferenças relacionadas a liga AA6061 são maiores que da liga AA6060. A diferença $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-2}$ é de 1,7 a 2,4 vezes maior que $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-2}$, enquanto que

$\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS-1}$ é de 1,5 a 1,85 vezes maior que $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS-1}$. De fato, a liga AA6061 possui uma quantidade consideravelmente maior de elementos de liga que AA6060: 2,1 e 1,5 vezes mais Mg e Si (em peso), respectivamente (vide Tab. 3.1).

5.7 Envelhecimento natural

Verifica-se que $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ é notavelmente maior que $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$. A diferença entre $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$ é mostrada na Fig. 5.3. Essa diferença é superior em menores deformações, sendo máxima (79,4 MPa) em $\bar{\epsilon} = 0$. Contudo ela diminui numa taxa elevada com aumento da deformação, sendo de 30,7 MPa em $\bar{\epsilon} = 0,4$, e estabilizando em 21,2 MPa quando $\bar{\epsilon} > 1$.

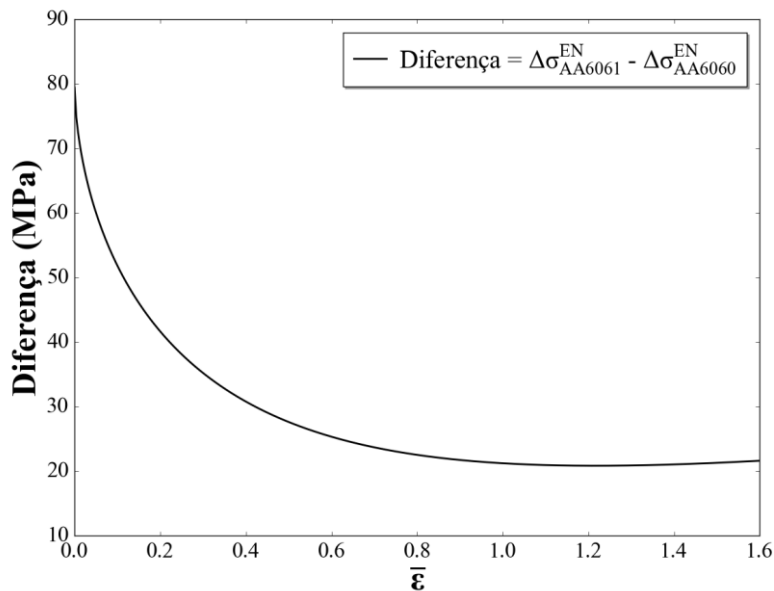


Fig. 5.4 – Diferença entre $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$.

O maior ganho de dureza da liga AA6061 se deve principalmente à sua maior quantidade de Si e Mg. Quanto maior é a quantidade desses elementos (principalmente de Si), maior será a dispersão de coágulos Mg-Si (ou zonas GP) na microestrutura. A maior dispersão das zonas GP proporciona um ganho de dureza mais elevado no envelhecimento natural.

Observa-se que $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ diminui com a deformação, porém com uma taxa muito elevada em pequenas deformações, e acima de $\bar{\epsilon} = 0,6$ ele diminui com uma taxa constante. Por outro lado, $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$ diminui com uma taxa aproximadamente constante

em toda extensão de $\bar{\varepsilon}$. Perceptivelmente, a taxa com que o ganho de dureza diminui é igual para as duas ligas em $\bar{\varepsilon} > 0,6$.

O modo intenso com que $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ diminui até $\bar{\varepsilon} = 0,3$ e depois menos intenso até $\bar{\varepsilon} = 0,6$ pode ser causado por dois motivos. O primeiro é que a formação de zonas GP requer uma supersaturação de lacunas. A introdução de pequenas deformações pode já ser suficiente para produzir uma quantidade de discordâncias capaz de drenar grande parte das lacunas supersaturadas, já que discordâncias atuam como sumidouros para elas. Portanto, o endurecimento por envelhecimento natural diminui consideravelmente com a introdução de pequenas deformações.

O segundo motivo é que os átomos de soluto em SSSS são atraídos para os campos de tensão das discordâncias opostos aos deles. Contudo, para formar as zonas GP é preciso que os átomos de soluto estejam livres na matriz a fim deles se difundirem e se aglomerarem. Logicamente, a difusão deles é dificultada caso estejam presos às discordâncias uma vez que a temperatura é baixa para que se libertem delas.

O mesmo não é observado em $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$ possivelmente pelo fato das ligas AA6060 não terem uma quantidade muito significativa de elementos de liga como no caso da liga AA6061. Ainda assim, observa-se que tanto $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ como $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$ se aproximam de zero com aumento da deformação, fato esse que também pode ser atribuído aos dois motivos anteriormente mencionados.

6 CONCLUSÕES

(i) O cálculo da deformação efetiva ao longo do comprimento da cunha foi positivamente verificado com a comparação dos valores medidos e calculados das marcas de punção, P_{med} e P_{calc} .

(ii) O ensaio de laminação de cunhas é válido, reprodutível e preciso, considerando todas as incertezas experimentais, sendo confirmado por dados experimentais de outros autores. Adicionalmente, foi possível obter sem dificuldades num único passe de laminação resultados de deformações de até 1,6. Além disso, é um ensaio de fácil realização, rápido, e requer apenas ferramentas básicas de usinagem (plaina ou retífica) e de medidas (régua e paquímetro).

(iii) Os valores de resistência à deformação da liga AA1050 calculados a partir dos valores medidos de dureza Vickers mediante a Eq. 3.3 e sua curva de ajuste foram positivamente comparados com dados experimentais de outros autores. Pode-se generalizar a validade dessa conversão para as ligas AA6061 e AA6060.

(iv) É possível observar com clareza os estágios III e IV das curvas σ - ε nas curvas de ajuste obtidas e determinar em que deformação efetiva ocorre a transição através do gráfico da taxa de encruamento, Θ , em função da resistência à deformação, σ .

(v) $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS,1}$ é maior que $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS,1}$, e semelhantemente $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS,2}$ é maior que $\Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS,2}$ devido a maior quantidade de Mg e Si na liga AA6061. As diferenças $\Delta\sigma_{AA6061-S}^{SSSS,1} - \Delta\sigma_{AA6060-S}^{SSSS,1}$ e $\Delta\sigma_{AA6061}^{SSSS,2} - \Delta\sigma_{AA6060}^{SSSS,2}$ aumentam com a deformação, porém ficam constantes em $\bar{\varepsilon} > 0,4$.

(vi) O valor de $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ é grande em $\bar{\varepsilon} = 0$, porém diminui numa taxa elevada até $\bar{\varepsilon} = 0,3$ e depois em uma taxa menor até $\bar{\varepsilon} = 0,6$. Acima de $\bar{\varepsilon} = 0,6$ a taxa diminui lentamente até estabilizar em $\bar{\varepsilon} = 1$. Essa diminuição intensa $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$, a qual diminui numa taxa quase constante desde $\bar{\varepsilon} = 0$.

(vii) A diferença entre $\Delta\sigma_{AA6061}^{EN}$ e $\Delta\sigma_{AA6060}^{EN}$ é alto em $\bar{\varepsilon} = 0$ (79,4 MPa), contudo diminui rapidamente até estabilizar em $\bar{\varepsilon} > 1$ (21,2 MPa).

7 BIBLIOGRAFIA

AKBARI, G. H.; SELLARS, C. M.; WHITEMAN, J. A. Microstructural development during warm rolling of an IF steel. **Acta materialia**, v. 45, p. 5047-5058, 1997.

ARMSTRONG, P. E.; HOCKETT, J. E. Large strain multidirectional deformation of 1100 aluminum at 300 K. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 30, p. 37-58, 1982.

BANHART, J. et al. Natural Aging in Al-Mg-Si Alloys - A Process of Unexpected Complexity. **Advanced Engineering Materials**, v. 12, p. 559-571, 2010.

BROOKS, C. R. **Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys**. 2^a. ed., American Society for Metals, 1984.

CABIBBO, M. Microstructure strengthening mechanisms in different equal channel angular pressed aluminum alloys. **Materials Science & Engineering A**, v. 560, p. 413-432, 2013.

CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. **Material Science and Engineering**. 9^a. ed., John Wiley & Sons, 2014.

CHINH, N. Q.; HORVÁTH, G.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. A new constitutive relationship for the homogeneous deformation of metals over a wide range of strain. **Acta materialia**, v. 52, p. 3555–3563, 2004.

CSANÁDI, T.; CHINH, N. Q.; GUBICZA, J.; VÖRÖS, G.; LANGDON, T. G. Characterization of stress–strain relationships in Al over a wide range of testing temperatures. **International Journal of Plasticity**, v. 54, p. 178-192, 2014.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy - SI Metric Edition**. 3^a. ed., McGraw-Hill Book Company, 1988.

EDWARDS, G. A.; STILLER, K.; DUNLOP, G. L.; COUPER, M. J. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. **Acta Metallurgica**, v. 46, p. 3893-3904, 1998.

GUZELA, L. R. **Influência da deformação plástica severa no endurecimento de ligas Al-Mg-Si**, Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, p. 57, 2014.

HOCKAUF, M.; MEYER, L. W. Work-hardening stages of AA1070 and AA6060 after severe plastic deformation. **Journal of Materials Science**, v. 45, p. 4778–4789, 2010.

HOSFORD, W. F. Plane-strain compression of aluminum crystals. **Acta Metallurgica**, v. 14, p. 1085-1094, 1966.

HOSFORD, W. F. **Mechanical Behavior of Materials**. 2^a. ed., Cambridge University Press, 2010.

HUIS, M. A. V.; CHEN, J. H.; SLUTER, M. H. F.; ZANDBERGEN, H. W. Phase stability and structural features of matrix-embedded hardening precipitates in Al–Mg–Si alloys in the early stages of evolution. **Acta Materialia**, v. 55, p. 2183-2199, 2007.

MARIOARA, C. D.; ANDERSEN, S. J.; ZANDBERGEN, H. W.; HOLMESTAD, R. The Influence of Alloy Composition on Precipitates of the Al-Mg-Si System. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36, p. 691-702, 2005.

MIRANDA, F. **Estudo do endurecimento em ligas Al-Mg-Si submetidas à deformação plástica severa**, Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, p. 46, 2013.

MOHEBBI, M. S.; AKBARZADEH, A.; YOON, Y.; KIM, S. Flow stress analysis of ultrafine grained AA 1050 by plane strain compression test. **Materials Science & Engineering A**, v. 593, p. 136–144, 2014.

PEREIRA, L. C.; BLAS, J. C. G.; DILLE, J.; BARBOSA, C. **Caracterização da subestrutura de alumínio AA1050 submetido a Deformação Plástica Severa (Extrusão Angular em Canal)**. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Porto de Galinhas, p. 11, 2008.

POLMEAR, I. J. Aluminium Alloys – A Century of Age Hardening. **Materials Forum**, v. 28, 2004.

POLMEAR, I. J. **Light Alloys**. 4^a. ed., Butterworth Heinemann, p. 416, 2005.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 2^a. Ed, Chapman & Hall, 1992.

REED-HILL, R. E.; ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L. **Physical Metallurgy Principles**. 4^a. ed., CENGAGE Learning, 2009.

VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. **Progress in Materials Science**, v. 51, p. 881–981, 2006.

VISSERS, R.; HUIS, M. A. V.; JANSEN, J.; ZANDBERGEN, H. W.; MARIOARA, C. D.; ANDERSEN, S. J. The crystal structure of the β' phase in Al–Mg–Si alloys. **Acta Materialia**, v. 55, p. 3815-3823, 2007.

YASSAR, R. S.; FIELD, D. P.; WEILAND, H. The effect of cold deformation on the kinetics of the β'' precipitates in an Al-Mg-Si alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36A, p. 2059-2065, 2005.

YUE, S. **Thermomechanical processing of ferrous alloys**. ASM Handbook, ASM International, v. 14A, p. 286-296, 2005.