

ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

TRABALHO DE FORMATURA

*ESTUDO DO EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO
NO TRATAMENTO TÉRMICO DE LIGAS
ENVELHECÍVEIS DE ALUMÍNIO UTILIZANDO O
ENSAIO JOMINY*

aluno: Marcelo Giusti Spagnolo
orientador: Sr. Prof. Dr. Tibério Cescon
co-orientador: Sr. Prof. Hamilton Lelis Ito
Dezembro de 1996

DEDALUS - Acervo - EPMT



31800004208

*À memória de meu pai
Engº Marcelo Negrini Spagnolo*

Índice

Resumo.....	Pag 1
Objetivo.....	Pag 1
Introdução.....	Pag 1
Tratamento Teórico.....	Pag 3
Aspectos de difusão em metais	
Presença de lacunas	
Zonas de Guinier-Preston	
Mecanismos de endurecimento por envelhecimento	
Principais variáveis do processo de endurecimento por envelhecimento	
Prática do tratamento térmico	
Parte Experimental.....	Pag 14
Método	
Ligas estudadas	
Resultados.....	Pag 23
Discussão dos Resultados.....	Pag 31
Conclusão.....	Pag 36
Bibliografia.....	Pag 37

Resumo

O presente trabalho estuda em ligas alumínio envelhecíveis o efeito da velocidade de resfriamento na solubilização com o emprego de um único ensaio, utilizando-se a técnica Jominy com corpo de prova modificado.

Ensaios foram desenvolvidos utilizando corpos de prova ligeiramente diferentes dos especificados em norma, provendo subsídio para a investigação do efeito dos diversos gradientes de temperatura aos quais foi submetida a peça durante o resfriamento pós tratamento de solubilização, tema central deste documento.

Partindo de duas condições iniciais (como fornecido e recozido), ligas de alumínio sofreram tratamento de solubilização, passando por resfriamento segundo o procedimento descrito no ensaio Jominy, e envelhecimento controlado em fornos não protegidos, fornecendo informações importantes no estudo da influência das diferentes taxas de resfriamento verificadas nas diferentes regiões do corpo-de-prova nas propriedades físicas do material.

Objetivo

O propósito do presente trabalho é o estudo da influência da velocidade de resfriamento no tratamento térmico de solubilização nas propriedades de ligas de alumínio envelhecíveis artificial ou naturalmente, utilizando-se para tal fim de um ensaio baseado no mesmo conceito do ensaio Jominy para o ensaio de temperabilidade dos aços.

Introdução

Os mecanismos que condicionam a sensível ganho em propriedades físicas que possibilitam o emprego de materiais confeccionados em ligas de alumínio em aplicações estruturais, estão intimamente ligados a mudanças microestruturais que ocorrem durante o tratamento térmico ao qual ela é industrialmente submetida.

Faz-se necessário um estudo detalhado de aspectos como difusão atômica no estado sólido e nucleação seguida de precipitação de fase dispersa na matriz cristalina para entendermos as alterações que ocorrem oriundas do tratamento térmico.

Sabe-se que ligas envelhecíveis mantém-se supersaturadas por períodos limitados de tempo quando sujeitas a temperaturas inferiores a *solvus*, sofrendo, nestas condições, uma série de mudanças estruturais.

A principal modificação consiste na redistribuição de átomos de soluto dentro do reticulado da solução sólida, formando *clusters* ricos em soluto, constituindo as chamadas zonas de Guinier-Preston. Esta segregação local produz distorções nos planos originais do reticulado, que, deformados, passam a interferir na movimentação dos defeitos.

Na maior parte dos sistemas, à medida que a temperatura de tratamento ou o tempo são aumentados, as zonas são modificadas ou substituídas por uma estrutura cristalina distinta da matriz. Estes precipitados de transição são coerentes em relação à solução sólida, o que implica no aparecimento de tensões internas ao reticulado do precipitado quando cortados por uma discordância, responsáveis por sensível aumento na dureza e nos limites de escoamento e resistência do material.

Isto posto, na otimização de propriedades como dureza e resistência através de solubilização seguida de envelhecimento, é necessário que a taxa de resfriamento imposta à peça seja suficientemente alta para garantir o grau de supersaturação desejado.

Verifica-se que a aplicação de tensões de resfriamento em ligas de alumínio potencializam o aparecimento de esforços constatados macroscopicamente e microscopicamente, que por sua vez influem positiva ou negativamente nas variáveis supracitadas: difusão, nucleação e precipitação.

Tratamento Teórico

Foi descoberto no início deste século que um sensível ganho nas propriedades mecânicas poderia ser obtido pela imposição de solução sólida por resfriamento brusco em metal termicamente tratado, submetendo-o posteriormente a temperaturas ligeiramente elevadas por um determinado período de tempo.

O crédito desta descoberta é dado a Alfred Wilm *apud* Shielman que desenvolveu estudos em alumínio ligado com Cu, Mg e Si. Wilm demonstrou que existe um considerável aumento nessas propriedades com o tempo. Quase uma década depois, em 1929, foi determinado que esse efeito era verificado em ligas que tinham a solubilidade decrescente com o resfriamento. Relacionou-se o fenômeno com a possível formação de um precipitado muito fino para ser observado via microscopia ótica, o que foi verificado experimentalmente com o advento do Raio X⁽²⁾.

A ocorrência de endurecimento por precipitação pronuncia-se em ligas de alumínio, apresentando algumas características, válidas para todas as reações de envelhecimento:

- A dureza aumenta com o tempo de tratamento
- A dureza máxima é atingida mais rápido a temperaturas mais altas
- A dureza máxima atingida diminui a medida que aumenta-se a temperatura
- O precipitado inicialmente formado não é constituído da fase de equilíbrio, mas sim de fase meta-estável preferencial em relação a primeira

Colocamos a seguir elementos que nos auxiliam na compreensão do fenômeno aqui estudado.

Aspectos da difusão em metais

A energia cinética de um sistema gasoso aumenta na proporção direta com a temperatura de acordo com a seguinte relação⁽³⁾:

$$EC = \frac{3}{2} RT$$

Nesta equação, R é a mesma constante dos gases que é usualmente encontrada nos textos elementares de química. Para o nosso propósito, consideraremos moléculas individuais e, portanto, substituir R por Kn , onde n é o número de Avogadro e K representa a constante de Boltzmann, numericamente igual a 0.33×10^{-23} cal/molécula °C. Fica⁽³⁾:

$$EC = \frac{3}{2} KnT$$

A equação acima não implica que todas as moléculas de um gás tenha a mesma energia. De fato há uma distribuição estatística de energia, tal como indica a figura 2 abaixo:

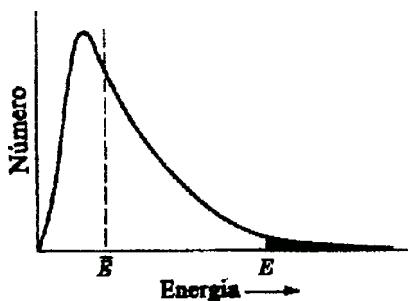


Figura 2 - distribuição energética dos átomos no reticulado

Em um dado instante, muito poucas partículas têm energia próxima de zero; muitas têm energia média e poucas têm energia extremamente alta. Com o aumento da temperatura, pode-se esperar que se verifique aumento da energia média de todas as partículas e um aumento no número de moléculas com energia superior a um dado valor correspondente à ocorrência de um evento.

A análise desenvolvida para gases se aplica à distribuição de energia cinética das moléculas de um gás. Contudo, o mesmo princípio se aplica para a distribuição de energia

vibracional dos átomos em um líquido ou sólido. Mais especificamente, em um dado instante, muito poucos átomos têm energia nula; muitos átomos têm energia próximas à energia média e alguns átomos têm energia extremamente alta.

Nosso interesse estará sempre dirigido, quando consideramos difusão em soluções sólidas, para aqueles átomos que têm energia aumentada em função do aumento de temperatura, apresentando maior probabilidade de troca de posição com átomos e lacunas, favorecendo sua difusão na matriz metálica.

Tanto os aspectos atômicos como estatísticos da difusão podem ser adequadamente sumariados pelas equações de difusão, denominadas Leis de Fick onde é introduzida uma variável importante no nosso estudo, o coeficiente de difusão⁽³⁾:

$$1^{\text{o}} \text{ Lei de Fick: } J = -D \frac{dC}{dx}$$

O coeficiente de difusão varia com a natureza dos átomos de soluto, com o tipo de estrutura da matriz e com a temperatura. Com relação a este último, de suma importância ao nosso estudo, constata-se que o coeficiente de difusão é diretamente proporcional a variável temperatura, sendo de entendimento imediato quando colocamos o fato de que quanto maior a energia pertinente ao átomo induzida pelo aumento da temperatura, maior a probabilidade do seu deslocamento através do retículo cristalino.

Com efeito, a temperatura se encontra na relação que calcula o coeficiente de difusão⁽³⁾:

$$D = D_o e^{-\frac{Q}{RT}}$$

Presença de Lacunas

Sabe-se⁽²⁾ que a cada temperatura está associada uma concentração de lacunas presentes num sistema metálico. Assim, quando uma liga é recozida a altas temperaturas, temos alta concentração de lacunas. Isso aumenta o grau de precipitação uma vez que o coeficiente de difusão de um elemento substitucional será proporcional à concentração de lacunas no reticulado.

Quando uma liga é resfriada a partir da temperatura de solubilização, a alta concentração de lacunas permanece. Isso permite a verificação de dois fenômenos importantes no estágio inicial do envelhecimento. Primeiro, lacunas se precipitam formando vazios no retículo cristalino, muitos associados a discordâncias presentes no metal modificando seu curso e sua forma. Essas novas e modificadas discordâncias aumentam significativamente o número de sítios de nucleação de partículas.

O outro efeito está relacionado com o aumento pronunciado da taxa de difusão de soluto e consequentemente a taxa de nucleação de precipitado, pois temos uma maior concentração de vazios intercambiáveis com átomos.

Zonas De Guinier-Preston

Muito do estudo de endurecimento por precipitação foi dedicado a ligas de alumínio devido a sua importância comercial e ao fato de que elementos de liga de interesse como o Cu, o Zn e a Ag têm número atômico muito maior do que o alumínio, facilitando o rastreamento dos *clusters* formados via técnicas de raio-x e microscopia eletrônica.

Quando submetida a tratamentos de solubilização, ligas de alumínio são colocadas a altas temperaturas durante o tempo necessário para a completa dissolução do soluto na matriz. Se a liga é resfriada lentamente, ou transformada isotermicamente em etapas submetidas a temperaturas relativamente altas, uma curva TTT será obtida para nucleação e crescimento de fase rica em soluto. Entretanto, se submetemos o material a um resfriamento brusco (em água, por exemplo), o cotovelo desta curva TTT é completamente evitado.

Uma análise da microestrutura desse material via microscopia ótica indica homogeneidade, não se verificando a presença de precipitados no metal base. Porém, ao analisarmos variáveis como resistência, parâmetro de rede ou resistividade elétrica da liga, notamos mudança em seus valores com o passar do tempo. Isso indica que o metal passa por um processo de precipitação.

Estudos desenvolvidos utilizando raio-x e, mais recentemente, microscopia eletrônica, indicam que estas mudanças estão relacionadas com a formação de um número elevado de pequenos aglomerados ricos em soluto. Estes apresentam coerência completa em relação a matriz cfc do alumínio. Entretanto, o espaçamento de equilíbrio do parâmetro de rede do precipitado difere ligeiramente do espaçamento de equilíbrio da matriz, submetendo a região de interface a um esforço localizado. A estes aglomerados damos o nome de zonas de Guinier-Preston.

As zonas de Guinier-Preston formam-se rapidamente uma vez que se encontram presentes até mesmo em ligas submetidas a resfriamentos mais severos. Estas então crescem e coalescem com o tempo quando expostas a temperatura ambiente ou superiores a esta. O tamanho infinitamente reduzido deve ser enfatizado: as menores partículas visíveis ao microscópio ótico apresentam tamanho superior a 1mm de diâmetro e têm distância entre centros de 2 mm, resultando em 10^{11} partículas/cm³. As zonas de Guinier-Preston, por sua vez, apresentam diâmetro médio de 20 a 40 Angstrom e têm o dobro desse valor em distância entre centros, resultando em 10^{18} partículas/cm³(2).

Com o desenvolvimento do processo de envelhecimento, os aglomerados das zonas GP de menor tamanho dissolvem-se e o soluto resultante migra para a união aos *clusters* maiores, diminuindo o número total de aglomerados, aumentando o diâmetro nominal daqueles que permanecem. Apesar do fenômeno de crescimento localizado dos precipitados, a composição química e o volume total de partículas presentes permanece constante. Ainda, a composição das zonas é independente da composição total da liga, indicando que os aglomerados são fases coerentes em equilíbrio, mesmo sendo menos estáveis do que as fases de equilíbrio indicadas no diagrama de fase.

Mecanismos de endurecimento por envelhecimento

Na maior parte dos sistemas endurecíveis por precipitação, é envolvida uma série de mecanismos e mudanças estruturais, dependentes do tempo e temperatura. À temperaturas relativamente baixas e durante o período inicial de envelhecimento em temperaturas ligeiramente elevadas, a principal modificação consiste na redistribuição de átomos de soluto por difusão dentro do reticulado da solução sólida, formando as zonas de Guinier-Preston que são consideravelmente enriquecidas em soluto. Esta segregação local de soluto produz uma distorção nos planos do reticulado, tanto no interior da zona como também se estendendo por diversas camadas de átomos na matriz.

Com o aumento do número e densidade das zonas, o grau de regularidade e periodicidade da perturbação do reticulado aumenta. O efeito endurecedor das zonas pode ser considerado como resultante da interferência adicional sobre o movimento de discordâncias através do reticulado, o que é permitido pela sua elevada irregularidade.

Na maior parte dos sistemas, a medida que o tempo e/ou temperatura são aumentados, as zonas são substituídas ou modificadas por uma estrutura cristalina distinta da solução sólida e também da fase β . Esses precipitados de transição β' têm a característica importante de serem coerentes com a matriz, sendo resultantes da adaptação da fase coerente com a matriz através de um tensionamento elástico.

O efeito endurecedor das estruturas de transição está relacionado com a dificuldade de movimentação de discordâncias através da presença de tensões no reticulado e partículas de precipitado.

Com posterior progresso da reação de precipitação, o reticulado de transição cresce, o que é acompanhado por um aumento ainda maior das tensões de coerência, até que a resistência à coesão interfacial é excedida e a coerência desaparece. O precipitado então muda de estrutura passando a assumir a forma de equilíbrio. Com a perda das tensões de coerência, o efeito endurecedor é sensivelmente diminuído. À medida que o precipitado

estável cresce, ocorre diminuição significativa de dureza, desaparecendo o efeito endurecedor.

No caso de ligas Al-Cu verifica-se que, dependendo da temperatura, os átomos de Cu e Al podem se acomodar em duas diferentes disposições nas zonas de Guinier-Preston, conhecidas como GP1 e GP2 (vide figura 3). Em virtude do forte efeito de endurecimento por solução sólida do cobre, o máximo endurecimento é obtido na região comum entre zonas de Guinier-Preston e precipitado coerente.

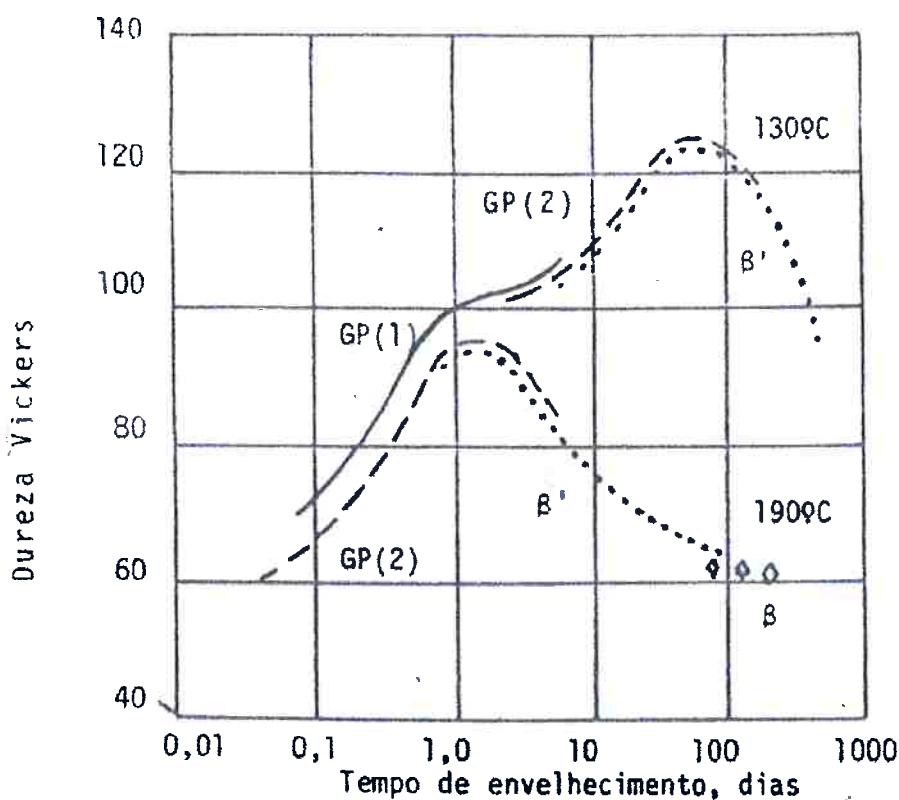


Figura 3 - Variação de dureza e fases existentes durante o envelhecimento de liga Al-4%Cu

Focando agora no efeito microestrutural da presença dos precipitados, sabe-se⁽²⁾ que a dureza atingida pelo material é inversamente proporcional ao espaçamento médio entre partículas. Embasando teoricamente essa relação entre resistência e espaçamento, as

primeiras teorias de endurecimento por precipitação colocaram a influência do precipitado no escorregamento de discordâncias - lida-se com dois extremos: o caso onde temos zonas de GP muito próximas umas das outras e o caso onde a precipitação promoveu a presença de partículas grosseiras, muito distantes uma das outras.

Se as partículas se encontram muito separadas umas das outras, ocorre o fenômeno indicado na figura 4. Ocorre uma limitação no movimento da discordância nos pontos de ancoramento coincidentes com as regiões onde se encontram presentes as partículas, promovendo seu dobramento e a nucleação de novos defeitos ao redor do precipitado (figura 5). Esse mecanismo de multiplicação de discordâncias é responsável por um sensível aumento nas propriedades mecânicas.

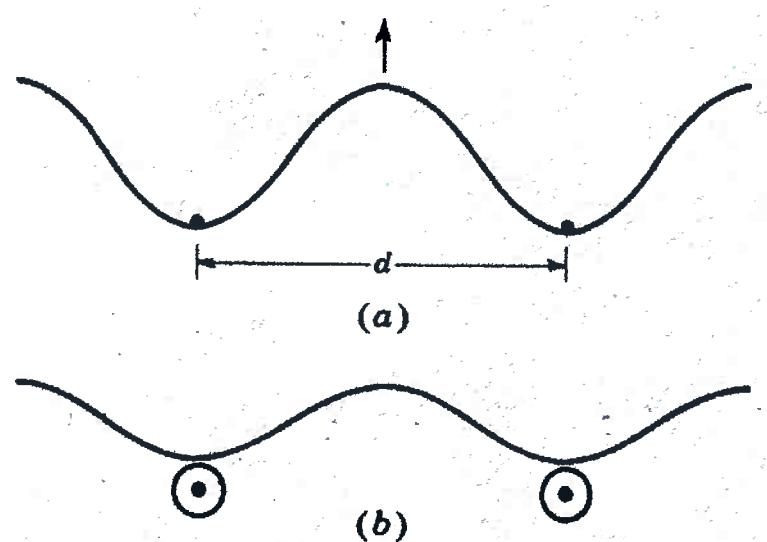


Figura 4 - Mecanismo de dobramento de discordância pela ação das partículas

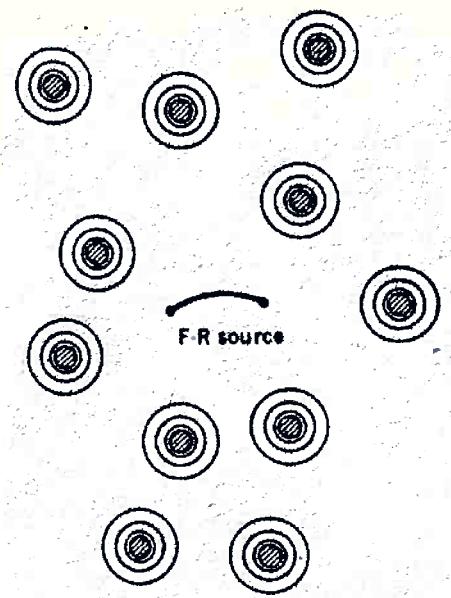


Figura 5 -Discordâncias nucleadas a partir do modelo descrito na figura 4

O modelo descrito acima se aplica exclusivamente em casos onde as partículas presentes são muito duras, impedindo que o defeito cristalino as atravessem. Quando a distância entre precipitados diminui radicalmente, a tensão de cisalhamento torna-se muito grande, o que induz ao cisalhamento definitivo da partícula. O efeito endurecedor é, neste caso, garantido pelo aumento da energia interna ao material proveniente de duas novas fontes: aumento da energia de interface entre o precipitado e a matriz e aumento da energia de interface interna do reticulado do precipitado. A figura 6 indica o exposto:

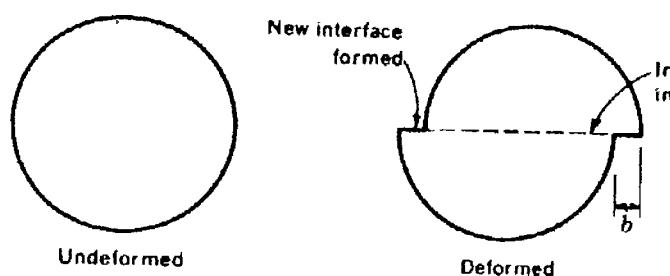


Figura 6 - Representação esquemática de partícula cortada por discordância e geração de interfaces que aumentam a energia interna do material

Principais Variáveis do Processo de Endurecimento por Envelhecimento

Composição:

O máximo efeito endurecedor obtém-se com a maior quantidade possível de soluto passível de ser solubilizado. Naturalmente, quando aumentamos a quantidade de soluto, o processo de solubilização fica cada vez mais difícil em virtude da dificuldade de homogeneização a, ao mesmo tempo, ser necessário maior velocidade de resfriamento.

Solubilização:

Como já visto anteriormente, a temperatura de solubilização é importante porque é requerida homogeneização completa. Partículas de β não dissolvidas não produzem fase coerente e agem como núcleo para precipitação de fase β estável, não contribuindo portanto para o endurecimento. A temperatura de solubilização deve ser a máxima possível mantido o limite para evitar a liquação. O tempo na máxima temperatura e a velocidade de resfriamento devem ser tais que se consiga a melhor solubilização da fase B. Estas variáveis são dependentes da composição, configuração da peça ou tamanho do lingote.

É importante frisar que o aumento da temperatura de solubilização contribui elevando a cinética e também a solubilidade dos elementos no alumínio.

Envelhecimento:

Os fatores mais importantes para envelhecimento são o tempo e a temperatura. Em temperaturas inferiores a um certo patamar, a cinética do envelhecimento é comprometida. O verificado se deve ao fato das flutuações térmicas serem pequenas, não se formando núcleos de precipitado. Ligas solubilizadas podem se manter neste estado através de manutenção a baixas temperaturas.

À medida que a temperatura cresce, as flutuações térmicas aumentam e o tamanho mínimo para nucleação estável também aumenta. Portanto, a baixas temperaturas o precipitado apresenta tamanho reduzido, enquanto a altas temperaturas verificamos granulação grosseira. Existe uma temperatura na qual otimizamos o endurecimento para determinada liga.

Outras Variáveis:

As impurezas têm efeito considerável pois alteram a temperatura do eutético, formam novas fases e modificam a cinética de precipitação.

O magnésio contribui para diminuir a temperatura de envelhecimento. Todas as ligas endurecíveis naturalmente contém magnésio. Não existe explicação comprovada para esse efeito. Mais provavelmente o magnésio contribui para aumentar o número de lacunas.

Ao contrário do magnésio, o manganês retarda o efeito endurecedor por envelhecimento. Esse efeito, considerando os teores que o manganês ocorre em ligas Al-Cu, é facilmente neutralizado pelo magnésio.

A deformação plástica após solubilização e antes do envelhecimento, acelera o processo de envelhecimento aumentando, ao mesmo tempo, a velocidade de nucleação produzindo um efeito endurecedor mais pronunciado.

A deformação plástica após envelhecimento, também aumenta a resistência. A deformação plástica neste caso é aplicada principalmente para corrigir distorções resultantes de tratamentos térmicos.

Prática do Tratamento Térmico

O tratamento de homogeneização é preferivelmente conduzido em fornos com ar circulante ou banho de sal com máxima variação de temperatura de 5 °C. A temperatura de

tratamento é mantida no patamar mais alto para economia de tempo, tomando-se cuidado para não ser excedida a temperatura do eutético.

O tempo de solubilização será função da microestrutura antes do tratamento de solubilização. Para peças deformadas plasticamente com estrutura homogênea, é suficiente manter na máxima temperatura durante 20 minutos/ cm de espessura. No caso de ligas fundidas o tempo necessário deve ser sensivelmente prolongado. Dependendo da velocidade de solidificação o tempo aplicado varia de 4 a 16 horas ou mais.

O resfriamento é usualmente feito por rápida imersão em água fria. Grandes peças forjadas, grandes peças fundidas e de formato complexo devem ser de preferência resfriadas em óleo ou ar a fim de se evitar trincas térmicas. Como consequência, o teor de elementos de liga deve ser reduzido a fim de garantir completa solubilização.

O envelhecimento é geralmente conduzido em fornos de ar circulante. É usualmente acompanhado de variação volumétrica. Caso a peça seja utilizada em temperaturas elevadas, uma distorção adicional deverá ocorrer devido a um super-envelhecimento. Neste caso, prefere-se fazer um tratamento de estabilização prévio que corresponde a um super-envelhecimento.

Parte Experimental

A parte experimental do presente estudo consiste no desenvolvimento de tratamentos térmicos de solubilização de ligas de alumínio com posterior resfriamento em aparato Jominy, seguido de envelhecimento artificial ou natural, dependendo do material em teste. Levantamentos de perfis de dureza ao longo do corpo de prova nas condições como resfriado e envelhecido, completam o trabalho:

Método

O experimento utiliza como material duas ligas cujas propriedades são descritas em seção posterior partindo de duas condições: recozida e tratada termicamente (como recebida).

O tratamento inicial de recozimento foi desenvolvido à temperatura de 425 °C por um período de duas horas para ambas as ligas, tomando-se extremo cuidado durante o resfriamento, procurando não exceder a taxa de perda térmica de 10 °C/ hora.

A partir das barras de 1¼" de diâmetro foram usinados corpos de prova destinados ao tratamento Jominy ligeiramente diferentes daqueles normatizados para o ensaio dos aços, em virtude da maior gama de taxas de resfriamento presentes nos diversos pontos do corpo modificado, batizado tipo L, como indica a figura 7 que segue.

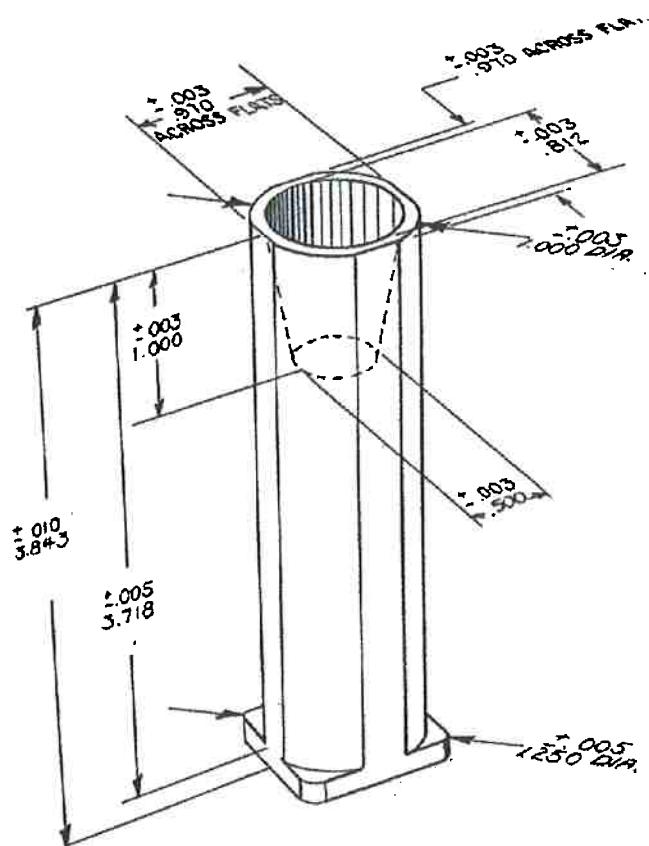


Figura 7 - Desenho esquemático do corpo-de-prova

Aos corpos de prova foram impostos tratamentos de solubilização durante um período de duas hora sem temperaturas específicas a cada material dadas por fornos de atmosfera não controlada.

Terminada a etapa de solubilização, a peça foi então submetida ao resfriamento especificado no ensaio Jominy, observando-se a temperatura de resfriamento (23°C) e a altura da coluna de água ($2\frac{1}{2}''$) durante cinco minutos e resfriada naturalmente à temperatura ambiente

Medidas de dureza Rockwell foram feitas ao longo das faces chatas do corpo de prova, respeitadas distâncias de $\frac{1}{8}''$ entre medições tomadas a partir do lado resfriado do corpo de prova.

O tratamento de envelhecimento foi desenvolvido à temperatura ambiente e em fornos cuja temperatura determinada para cada liga foi mantida constante ($T \pm 1^{\circ}\text{C}$). Seguiu-se o resfriamento e medição de dureza decorrente do tratamento de acordo com o passo anterior.

Com os dados obtidos, levantou-se curvas de dureza vs. distância que deram margem para interpretação do efeito das diversas taxas de resfriamento proporcionais pelo corpo Jominy tipo L (fig. 7) no tratamento térmico de ligas de alumínio.

Ligas Estudadas

Foram selecionadas duas ligas comerciais passíveis do tratamento descrito: ASTM 2024 e 6261. As características de cada uma são apresentadas a seguir:

Liga ASTM/ABNT 2024

Pertencente à família alumínio-cobre, a liga 2024 apresenta as seguintes características fornecidas pelas empresas Alcoa e Alcan Alumínio do Brasil⁽⁷⁾:

Diagrama Binário⁽²⁾:

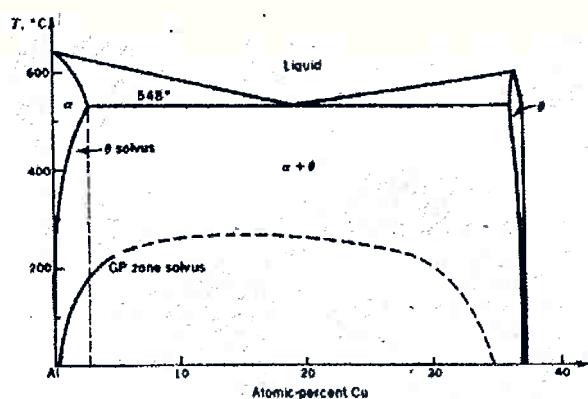


Figura 8 - Diagrama binário Al-Cu

Composição média⁽⁷⁾:

Elemento	Min (%)	Max (%)
Si	-	0.5
Fe	-	0.5
Cu	3.8	4.9
Mn	0.3	0.9
Mg	1.2	1.8
Cr	-	0.1
Zn	-	0.25
Ti	-	0.15
Outros	-	0.15
Al	-	Resto

Propriedades Físicas⁽⁸⁾:

A liga ASTM 2024 apresenta as seguintes propriedades físicas:

Coeficiente de expansão térmica: 23.2 $\mu\text{m}/\text{m } ^\circ\text{C}$

Faixa de Fusão aproximada: 638 °C - Temperatura *Liquidus*

502 °C - Temperatura *Solidus*

Densidade:	2.78 g/cm ³ a 20 °C
Calor Específico:	875 J/Kg a 20 °C
Temperatura de Recozimento:	413 °C
Temperatura de Solubilização:	493 °C
Temperatura de Envelhecimento:	T ambiente durante 7 dias

Tratamento	Condutividade Térmica (W/m °C)	Condutividade Elétrica (% IACS)	Resistividade elétrica (Ω mm ² /m)	Potencial Eletrolítico (V)
O	190	50	34	-0.68
T3,T351,T4	120	30	57	-0.80
T6,T8,T851	151	38	45	-0.83

Propriedades Mecânicas⁽⁷⁾:

Tratamento	Límite de Resistência (MPa)	Límite de Escoamento (MPa)	Alongamento (% em 2")	Dureza (Brinell)	Resistência ao cisalhamento (MPa)	Límite de Fadiga (MPa)
O	186.1	75.8	20	47	124.1	89.7
T3	482.6	344.7	18	120	282.7	137.9
T36	496.4	393.0	13	130	289.6	124.1
T4,T351	468.8	324.1	20	120	282.7	137.9
T6	475.7	393.0	10	125	282.7	124.1
T8,T851	482.6	448.2	6	128	296.5	124.1

Tratamentos térmicos aplicáveis⁽⁹⁾:

O - Recozido (apenas em produtos trabalhados mecanicamente)

Representa a peça no seu estado mais mole

T3 - Solubilizado, trabalhado a frio e naturalmente envelhecido à condição estável: Aplicados a produtos trabalhados a frio para ganho de resistência e envelhecidos à temperatura ambiente

T351 - Solubilizado, trabalhado a frio e naturalmente envelhecido à condição estável com posterior alívio de tensões por estiramento: Aplicados a produtos trabalhados a frio para ganho de resistência e envelhecidos à temperatura ambiente e, no caso de barras, estirados de 1-3% para alívio de tensões.

T4 - Solubilizado e naturalmente envelhecido à condição estável: Aplicados a produtos solubilizados e diretamente envelhecidos naturalmente.

T6 - Solubilizado e artificialmente envelhecido à condição estável: Aplicados a produtos solubilizados e diretamente envelhecidos artificialmente.

T8 - Solubilizado, trabalhado a frio e artificialmente envelhecido à condição estável: Aplicados a produtos trabalhados a frio para ganho de resistência e envelhecidos à temperatura controlada.

T851 - Solubilizado, trabalhado a frio e artificialmente envelhecido à condição estável com posterior alívio de tensões por estiramento: Aplicados a produtos trabalhados a frio para ganho de resistência e envelhecidos à temperatura ambiente e, no caso de barras, estirados de 1-3% para alívio de tensões.

Liga ASTM/ABNT 6261:

Pertencente à família alumínio-magnésio-silício, a liga 6261 apresenta as seguintes características fornecidas pelas empresas Alcoa e Alcan Alumínio do Brasil S.A

Diagrama Ternário⁽¹⁰⁾:

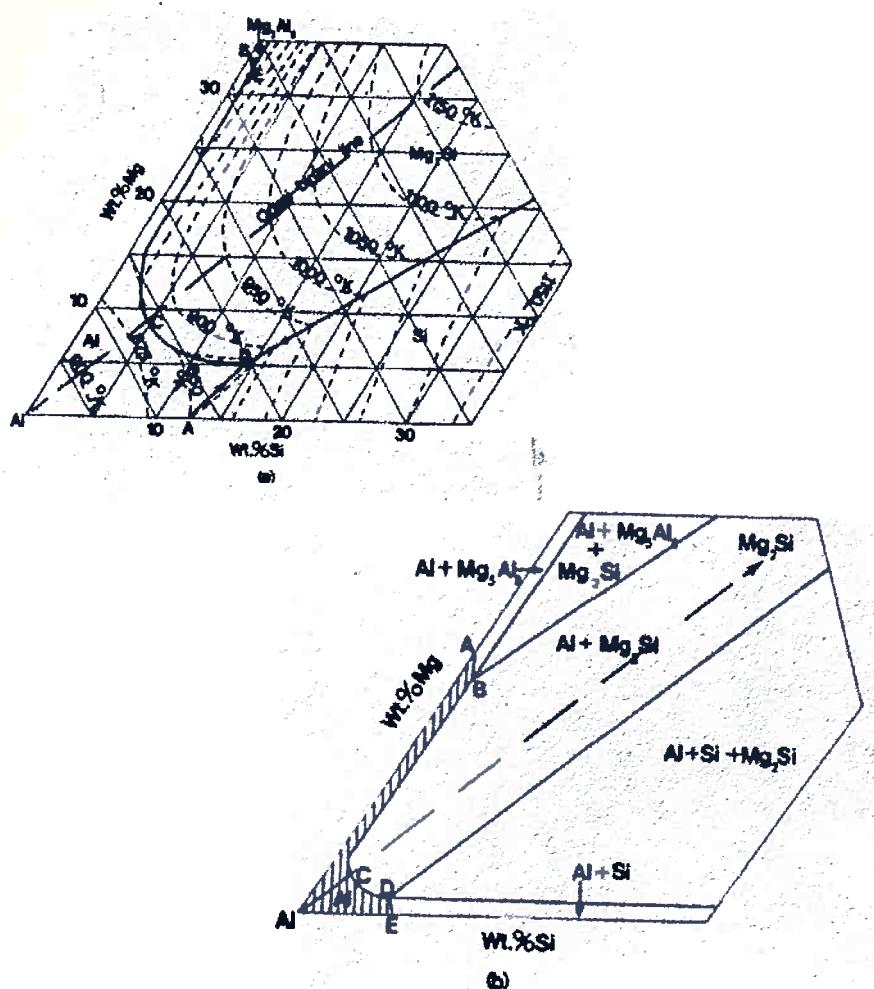


Figura 9 - Diagrama ternário Al-Mg-Si

Composição média⁽⁷⁾:

Elemento	Min (%)	Max (%)
Si	0.4	0.7
Fe	-	0.4
Cu	0.15	0.4
Mn	0.2	0.35
Mg	0.7	1.2
Cr	-	0.1
Zn	-	0.2
Ti	-	0.1
Outros	-	0.15
Al	-	Resto

Propriedades Físicas⁽⁸⁾:

A liga ASTM 6261 apresenta as seguintes propriedades físicas:

Coeficiente de expansão térmica: 23.4 $\mu\text{m}/\text{m } ^\circ\text{C}$

Faixa de Fusão aproximada: 650 $^\circ\text{C}$ - Temperatura *Liquidus*

580 $^\circ\text{C}$ - Temperatura *Solidus*

Densidade: 2.70 g/cm^3 a 20 $^\circ\text{C}$

Calor Específico: 875 J/Kg a 20 $^\circ\text{C}$

Temperatura de Recozimento: 413 $^\circ\text{C}$

Temperatura de Solubilização: 493 $^\circ\text{C}$

Temperatura de Envelhecimento: 177 $^\circ\text{C}$

Tratamento	Condutividade Térmica (W/m $^\circ\text{C}$)	Condutividade Elétrica (% IACS)	Resistividade elétrica ($\Omega \text{ mm}^2/\text{m}$)	Potencial Eletrolítico (V)
O	193	48	36	-0.70
T4	128	29	58	-0.81
T6	154	37	46	-0.84

Propriedades Mecânicas⁽⁷⁾:

Tratamento	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (% em 2")	Dureza (Brinell)	Resistência ao cisalhamento (MPa)	Limite de Fadiga (MPa)
O	155	112	24	30	85	63
T4	220	130	17	70	155	98
T6	300	270	12	95	190	98

Tratamentos térmicos aplicáveis⁽⁹⁾:

O - Recozido (apenas em produtos trabalhados mecanicamente)

Representa a peça no seu estado mais mole

T4 - Solubilizado e naturalmente envelhecido à condição estável: Aplicados

a produtos solubilizados e diretamente envelhecidos naturalmente.

T6 - Solubilizado e artificialmente envelhecido à condição estável:

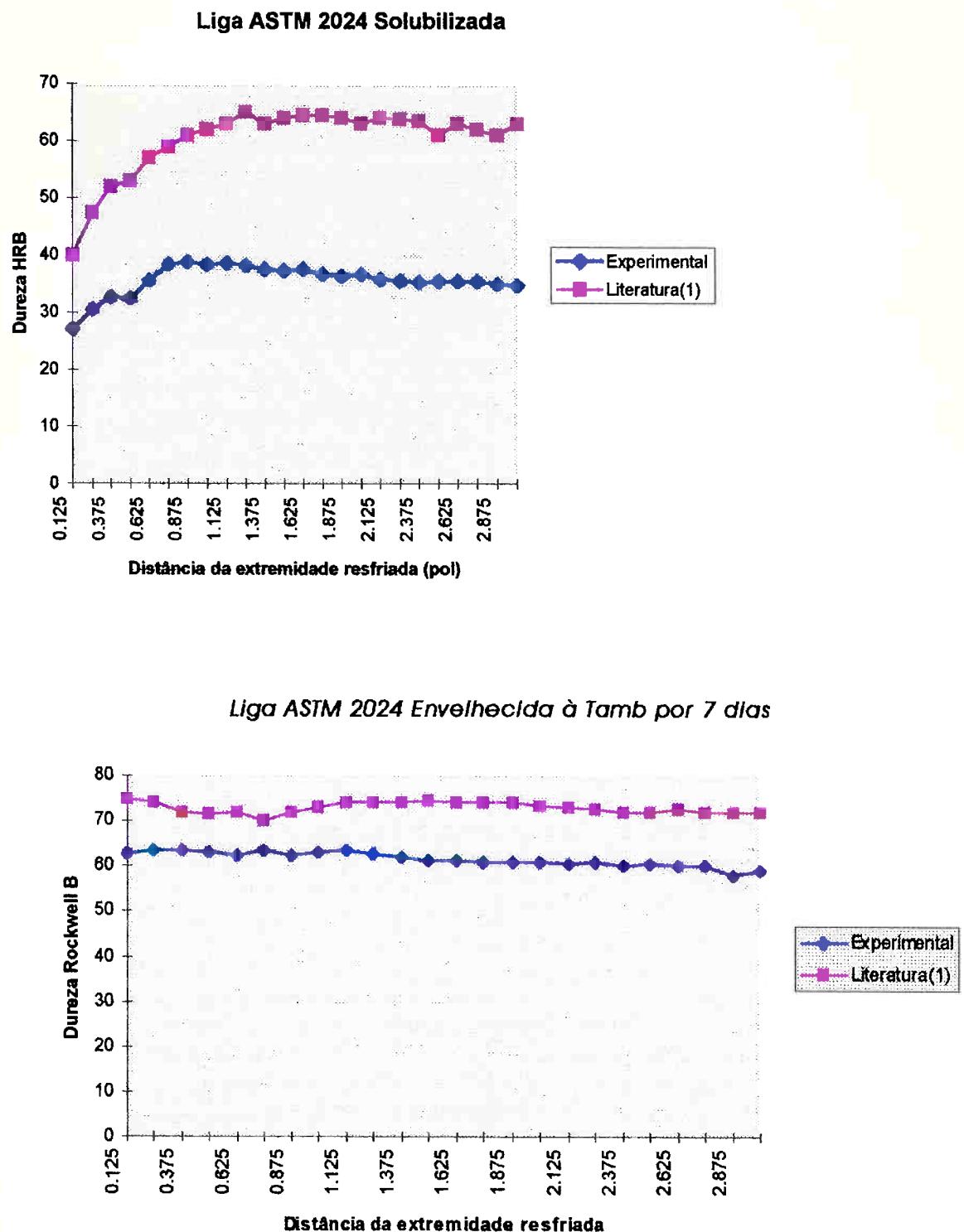
Aplicados a produtos solubilizados e diretamente envelhecidos artificialmente.

Resultados

Obtivemos como resultados dos experimentos os seguintes perfis de dureza:

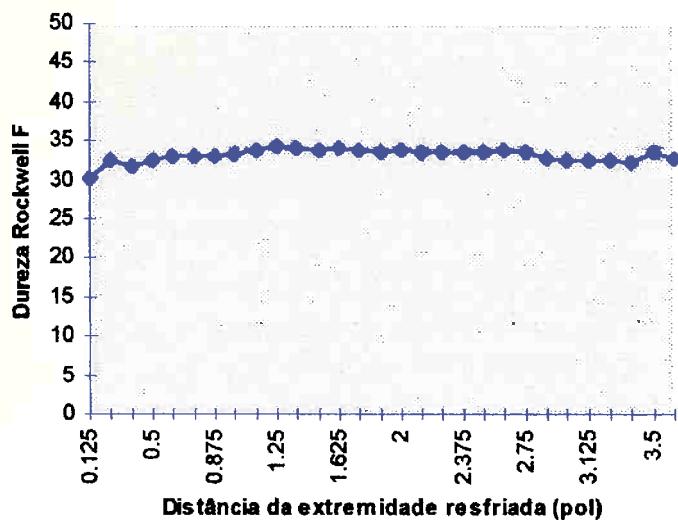
a-) *Ligas tratadas a partir do material fornecido, ou seja, envelhecido:*

Liga ASTM 2024 solubilizada		Liga ASTM 2024 envelhecida a T amb por 7 dias	
Distância da extremidade resfriada (pol)	Dureza Rockwell B	Distância da extremidade resfriada (pol)	Dureza Rockwell B
0.125	27	0.125	62.8
0.25	30.5	0.25	63.4
0.375	32.6	0.375	63.5
0.5	32.4	0.5	63.2
0.625	35.6	0.625	62.4
0.75	38.4	0.75	63.4
0.875	38.8	0.875	62.4
1	38.4	1	63.1
1.125	38.6	1.125	63.4
1.25	38.2	1.25	62.7
1.375	37.5	1.375	62.1
1.5	37.3	1.5	61.2
1.625	37.5	1.625	61.3
1.75	36.7	1.75	61
1.875	36.3	1.875	60.8
2	36.6	2	60.9
2.125	35.7	2.125	60.6
2.25	35.5	2.25	60.9
2.375	35.3	2.375	60
2.5	35.4	2.5	60.4
2.625	35.4	2.625	60.2
2.75	35.4	2.75	60.1
2.875	35	2.875	57.8
3	34.7	3	59
3.125	34.7	3.125	60
3.25	34.2	3.25	59
3.375	34.3	3.375	58.4
3.5	33.4	3.5	59.4
3.625	34.1	3.625	58.6

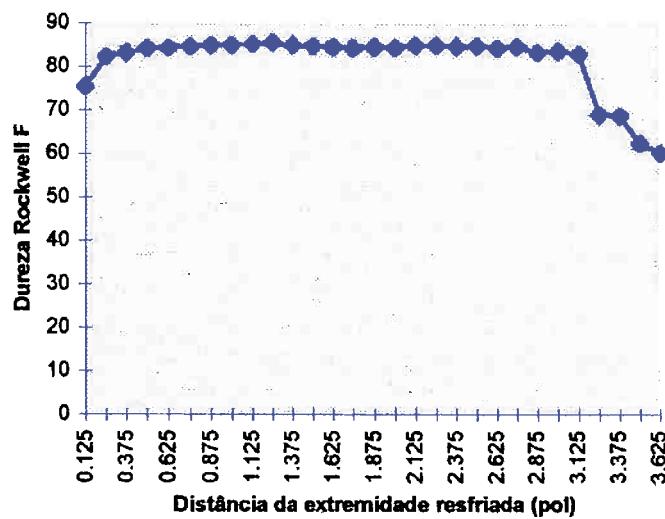


Liga ASTM 6261 solubilizada		Liga ASTM 6261 envelhecida a 177°C por 4 horas	
Distância da extremidade resfriada (pol)	Dureza Rockwell F	Distância da extremidade resfriada (pol)	Dureza Rockwell F
0.125	30.1	0.125	75.4
0.25	32.4	0.25	82.3
0.375	31.6	0.375	83.2
0.5	32.5	0.5	84.2
0.625	33.0	0.625	84.3
0.75	33.1	0.75	84.6
0.875	33.1	0.875	85.0
1	33.3	1	85.0
1.125	33.8	1.125	85.2
1.25	34.3	1.25	85.6
1.375	34.0	1.375	85.0
1.5	33.7	1.5	84.7
1.625	33.9	1.625	84.5
1.75	33.7	1.75	84.2
1.875	33.6	1.875	84.5
2	33.8	2	84.3
2.125	33.6	2.125	84.8
2.25	33.5	2.25	85.0
2.375	33.5	2.375	84.6
2.5	33.5	2.5	84.7
2.625	33.8	2.625	84.2
2.75	33.6	2.75	84.6
2.875	32.8	2.875	83.2
3	32.5	3	83.6
3.125	32.6	3.125	82.9
3.25	32.6	3.25	69.0
3.375	32.2	3.375	68.7
3.5	33.5	3.5	62.3
3.625	32.7	3.625	60.1

Liga ASTM 6261 solubilizada



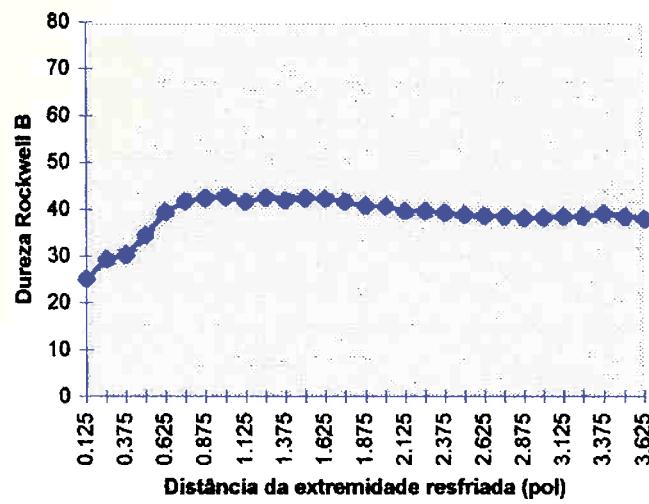
Liga ASTM 6261 envelhecida a 177°C por 4 horas



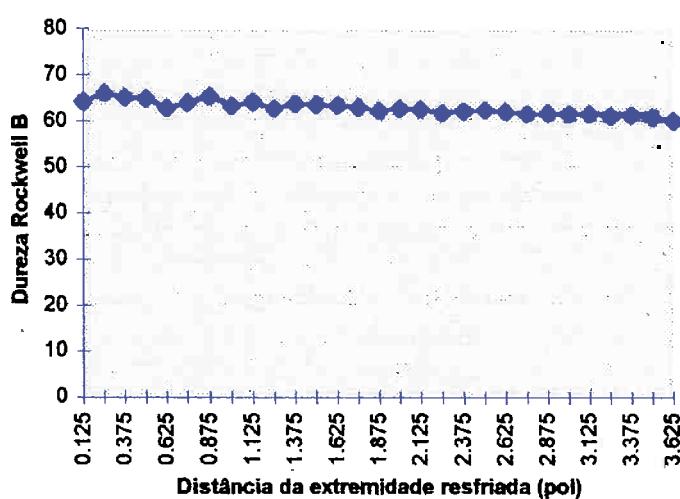
b-) *Ligas tratadas a partir do estado recozido:*

Liga ASTM 2024 solubilizada		Liga ASTM 2024 envelhecida a T amb por 7 dias	
Distância da extremidade resfriada (pol)	Dureza Rockwell B	Distância da extremidade resfriada (pol)	Dureza Rockwell B
0.125	25.1	0.125	64.1
0.25	29.3	0.25	66.0
0.375	30.2	0.375	65.1
0.5	34.4	0.5	64.8
0.625	39.4	0.625	62.7
0.75	41.7	0.75	63.9
0.875	42.3	0.875	65.3
1	42.6	1	63.2
1.125	41.6	1.125	64.0
1.25	42.5	1.25	62.6
1.375	41.9	1.375	63.7
1.5	42.3	1.5	63.4
1.625	42.2	1.625	63.3
1.75	41.5	1.75	62.8
1.875	40.7	1.875	62.2
2	40.6	2	62.6
2.125	39.6	2.125	62.5
2.25	39.6	2.25	61.7
2.375	39.2	2.375	62.0
2.5	38.8	2.5	62.3
2.625	38.6	2.625	61.9
2.75	38.4	2.75	61.5
2.875	38.1	2.875	61.6
3	38.2	3	61.4
3.125	38.5	3.125	61.5
3.25	38.5	3.25	61.0
3.375	39.0	3.375	61.2
3.5	38.4	3.5	60.7
3.625	37.9	3.625	59.9

Liga ASTM 2024 solubilizada

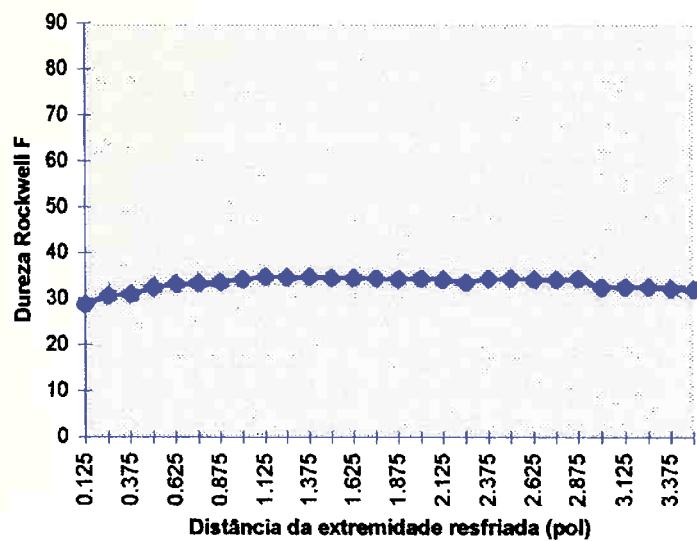


Liga ASTM 2024 envelhecida a T_{amb} por 7 dias

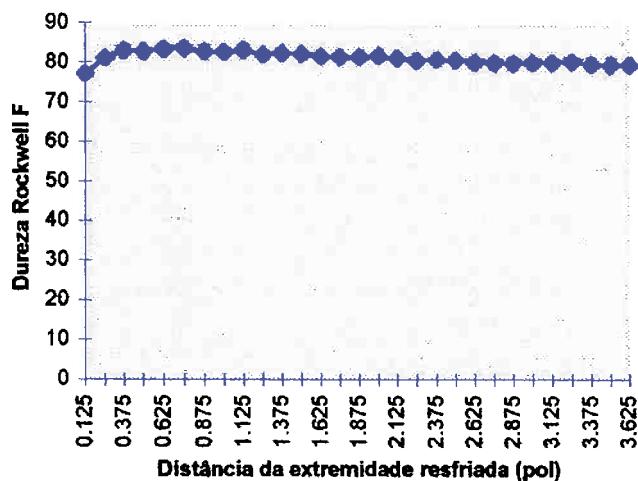


Liga ASTM 6261 solubilizada		Liga ASTM 6261 envelhecida a 177°C por 4 horas	
Distância da extremidade resfriada (pol)	Dureza Rockwell F	Distância da extremidade resfriada (pol)	Dureza Rockwell F
0.125	28.7	0.125	77.2
0.25	30.7	0.25	81.1
0.375	31.0	0.375	83.0
0.5	32.5	0.5	82.8
0.625	33.2	0.625	83.2
0.75	33.4	0.75	83.5
0.875	33.7	0.875	82.7
1	34.2	1	82.6
1.125	34.8	1.125	82.9
1.25	34.7	1.25	82.0
1.375	34.8	1.375	82.3
1.5	34.6	1.5	82.2
1.625	34.6	1.625	81.5
1.75	34.5	1.75	81.3
1.875	34.3	1.875	81.4
2	34.5	2	81.6
2.125	34.2	2.125	81.0
2.25	33.5	2.25	80.4
2.375	34.3	2.375	80.6
2.5	34.5	2.5	80.5
2.625	34.2	2.625	80.0
2.75	34.2	2.75	79.8
2.875	34.3	2.875	79.7
3	32.5	3	79.8
3.125	32.6	3.125	79.9
3.25	32.6	3.25	80.1
3.375	32.2	3.375	79.5
3.5	32.0	3.5	79.3
3.625	32.2	3.625	79.3

Liga ASTM 6261 solubilizada



Liga ASTM 6261 envelhecida a 177°C por 4 horas



Discussão dos resultados

Da análise dos fatos experimentais obtidos pôde-se observar que a vasta gama de gradientes de temperatura (figura 10)⁽¹⁾ aos quais foi submetida a peça durante o resfriamento na cuba Jominy influí em maior ou menor grau na dureza obtida no corpo-de-prova tanto na condição como resfriado como na condição envelhecido.

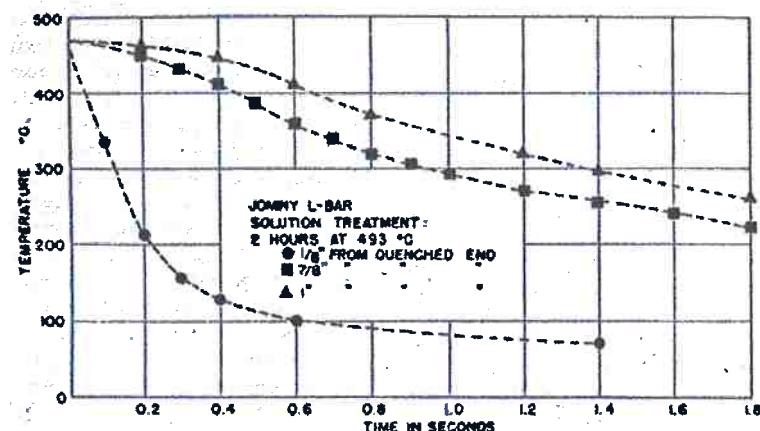
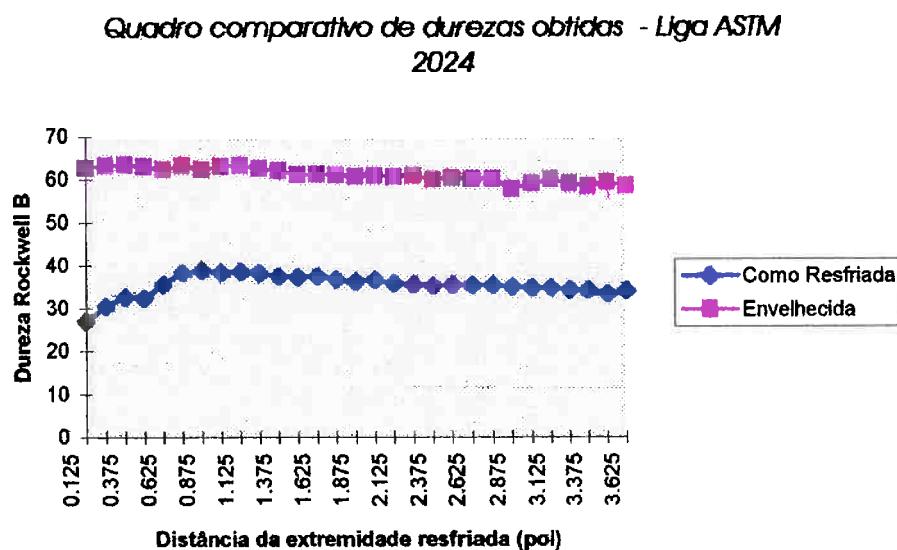
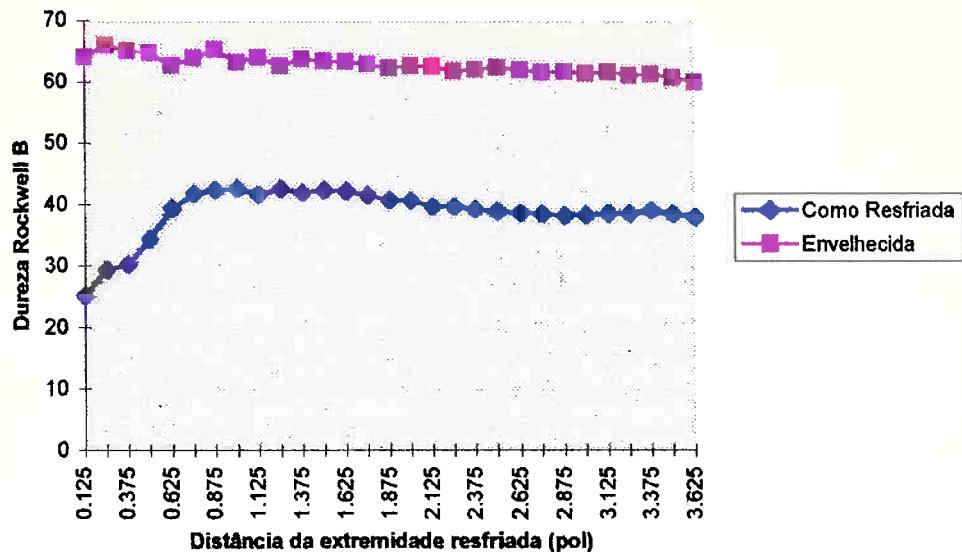


Figura 10 - Curvas de temperatura vs. tempo do resfriamento da liga ASTM 2024

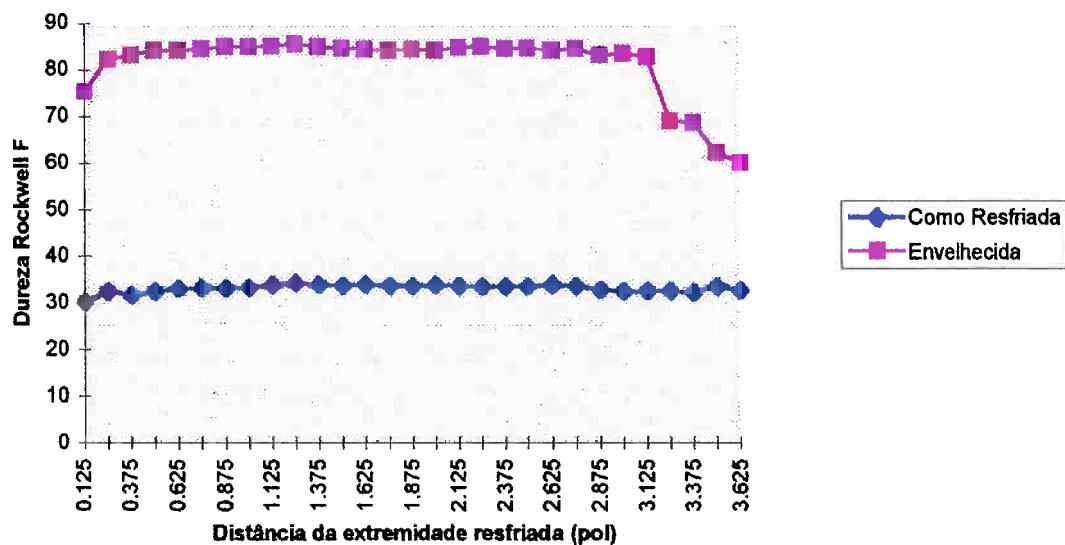
Primeiramente comparamos o efeito do tratamento de envelhecimento na dureza do material em relação à condição como resfriado:



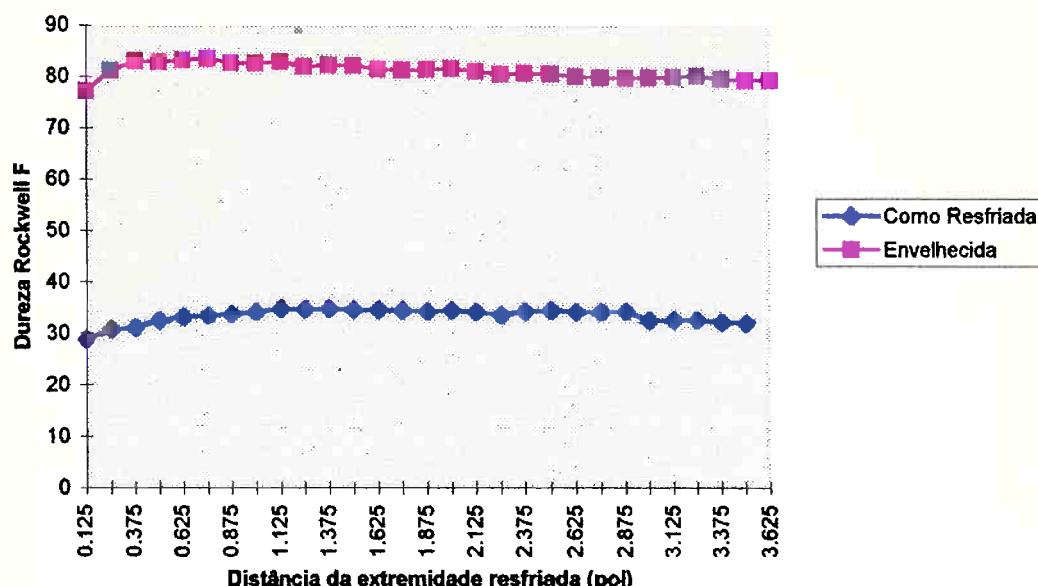
Quadro comparativo de durezas obtidas - Liga ASTM 2024
partindo do estado recorrido



Quadro comparativo de durezas obtidas - Liga ASTM 6261



Quadro comparativo de durezas obtidas - Liga ASTM 6261 partindo do estado recocido



Vemos que em todos os casos analisados tivemos sensível ganho de dureza quanto submetemos a liga estudada ao tratamento de envelhecimento. Fica claro o fato de que, para as ligas estudadas, o tratamento térmico de envelhecimento responsável pelo mecanismo de endurecimento por precipitação coerente mostra-se notavelmente mais efetivo do que o mecanismo de endurecimento por solução sólida verificado na condição como resfriado.

Outro fator observado no experimento diz respeito à insensibilidade quando a taxa de resfriamento das ligas estudadas. Exceto pela região mais próxima à extremidade do corpo-de-prova, as ligas apresentaram um patamar de dureza indicando que o gradiente de temperatura pouco influiu na maior parte da peça.

Curiosamente, verifica-se através dos gráficos baixa dureza na região submetida à maior taxa de resfriamento nos casos como resfriados, o que em teoria não deveria ser verificado pois é nessa região, numa análise superficial, que deveríamos ter o maior grau de solubilização, favorecendo o mecanismo de endurecimento por solução sólida.

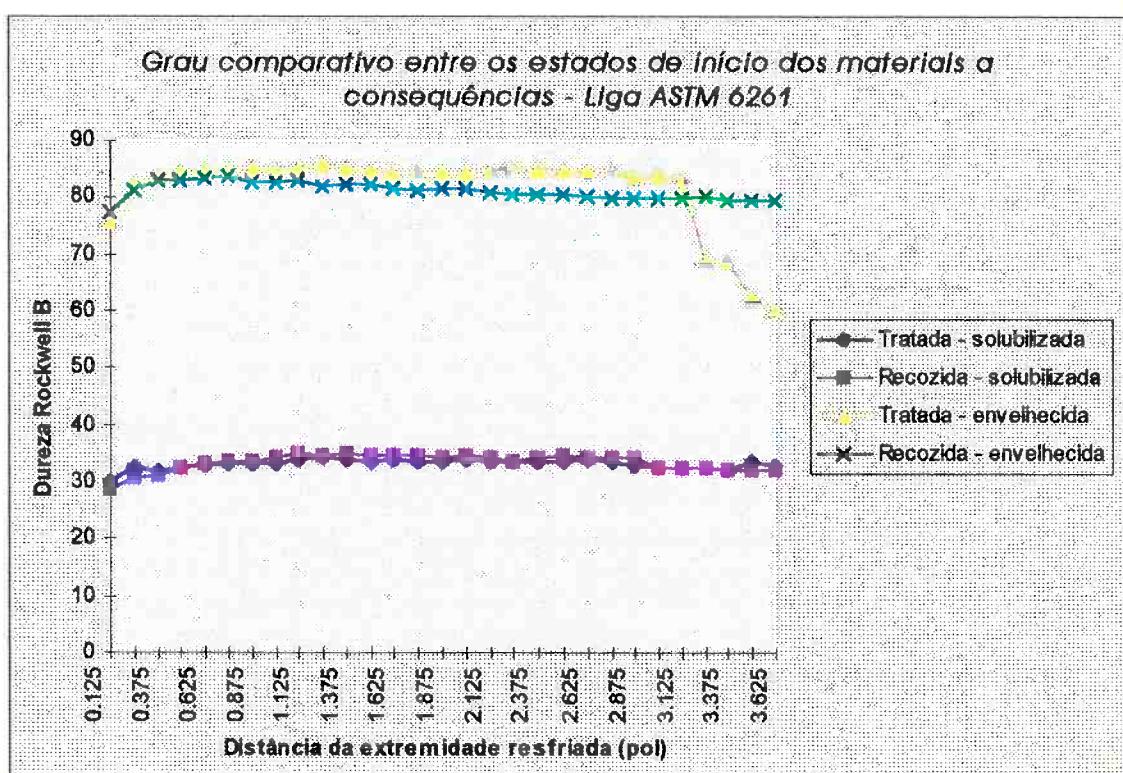
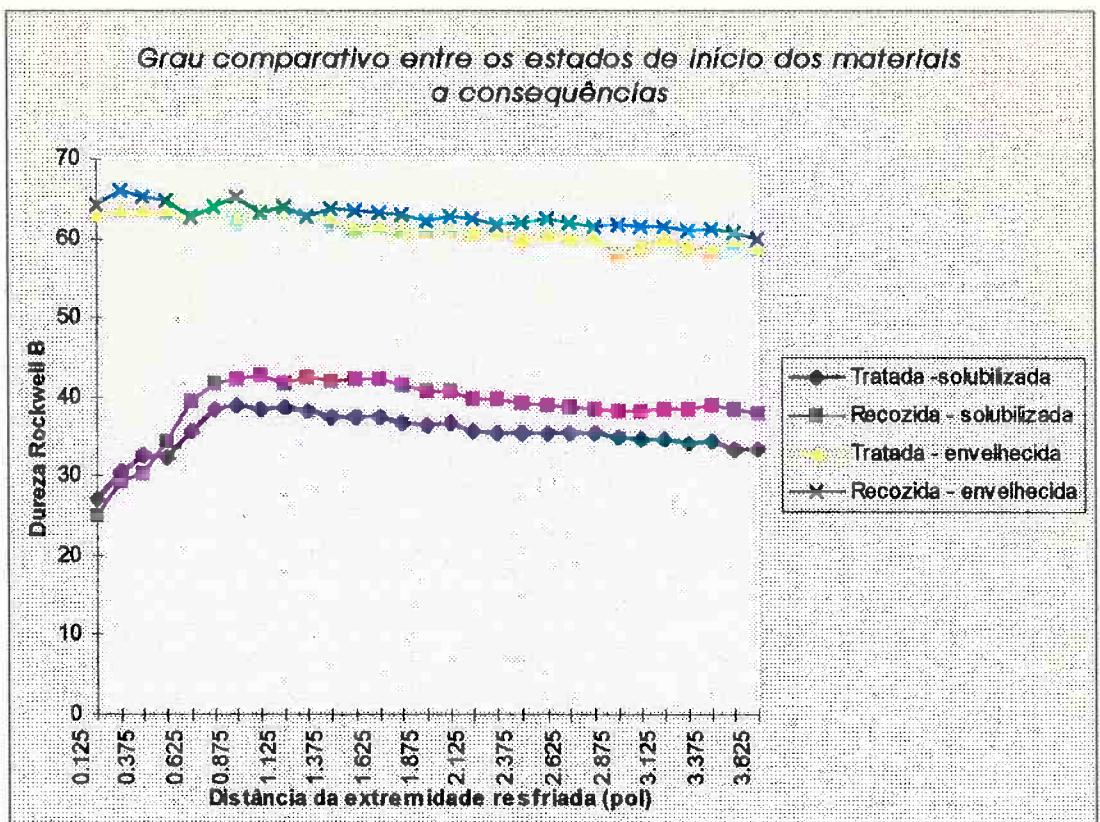
A explicação para esse fenômeno da existência de um grau de resfriamento crítico pode ser relacionada a fenômenos de difusão e precipitação: Gayler⁽¹⁾ propôs o fato da

relação com o tamanho/ número das partículas formadas durante o resfriamento do tratamento de solubilização - “(...) se a taxa de resfriamento for muito alta, não ocorrerá formação de partículas submicroscópicas ricas em soluto. Por outro lado, quando a taxa de resfriamento é muito baixa, partículas microscópicas ricas e cobre são formadas. A níveis intermediários, o número/ tamanho de partículas varia com a taxa de resfriamento (...)”⁽¹⁾”.

Outro fator determinante no estudo dos fenômenos verificados experimentalmente diz respeito às alterações microestruturais decorrentes dos esforços oriundos das altas taxas de resfriamento. Phillips⁽¹⁾ observou em seu estudo das variações de parâmetros de rede de ligas ricas em cobre quando submetidas a condições mais ou menos severas de resfriamento que ligas contendo 5.4% em cobre (portanto próximas da liga ASTM 2024 estudada aqui) que foram resfriadas mais energicamente, além de demonstrarem em estudo utilizando raio-x um valor anormalmente alto de a_0 , demonstravam maior capacidade de envelhecimento à temperatura ambiente, apresentando ao final do experimento, maior dureza efetivamente verificada, muito próximo do que verificamos aqui neste trabalho.

Ao que tudo indica, o alto gradiente de temperatura presente na extremidade do corpo-de-prova impõe uma série de esforços nessa região que influenciam em variáveis determinantes no processo de endurecimento como a difusão e o aumento de defeitos pontuais como lacunas que favorecem a migração de soluto para o crescimento e coalescimento das Zonas de Guinier-Preston, consolidando o processo de ganho em propriedades físicas por dispersão de partículas coerentes em relação à matriz.

Em relação à influência do tratamento de recozimento da liga antes de se submeter ao tratamento de solubilização e posterior envelhecimento, colocamos que foi verificada evidência experimental e sistemática entre os resultados.



A verificação experimental da maior dureza obtida a partir de uma liga previamente recozida é, a priori, inusitada pois esperava-se o contrário! Uma vez que a liga passa por tratamento de recozimento, é de se esperar que esta tenha, ao final deste, o soluto aglomerado em precipitados grosseiros e esparsos na matriz. Quando submetemos a liga ao tratamento de solubilização, observamos que a dissolução completa do precipitado fica comprometida em relação à mesma liga que partiu de um estado tratado. No caso de ligas previamente recozidas, mesmo que grande parte do soluto proveniente das regiões aglomeradas venham a entrar em solução, verifica-se ainda a presença de núcleos de fase β que atuam como sorvedouros do soluto que durante o resfriamento é expulso da matriz, soluto que passa a não formar as Zonas de Guinier-Preston, estrutura que efetivamente contribui na dureza do material. Essa suposição sugere diminuição de dureza no caso recozido, o que não foi experimentalmente verificado.

Conclusão

Em tratamentos comerciais, o tamanho e a forma das peças a serem tratadas são variáveis de grande importância na determinação da taxa de resfriamento que, como vimos neste trabalho, condicionam as propriedades mecânicas atingidas pelo material.

Experimentos desse tipo contribuem na investigação do efeito do gradiente da temperatura na microestrutura do metal, constatando praticamente a teoria desenvolvida em torno de precipitação da zonas de Guinier-Preston e outros aspectos como tensões internas impressas à microestrutura durante resfriamento pós solubilização.

O método utilizado demonstrou-se eficiente uma vez que reduziu substancialmente o número de corpos de prova necessários para varrer uma vasta gama de velocidades de resfriamento, comprovando a eficiência do corpo Jominy tipo L como meio interessante de se obter, numa única peça, taxas de resfriamento diferentes.

A importância prática do experimento desenvolvido relaciona-se com a profundidade de camada externa à peça relacionando suas propriedades físicas e mecânicas como dureza e resistência à severidade com a qual a região estudada perde calor, variáveis de extrema importância na avaliação do material para aplicações estruturais.

Bibliografia

1. **Blake M. Loring, George M. Carlton & William H. Baer:** The use of Jominy Test in Studying Commercial Age-Hardening Aluminum Alloys. *Trans. AIME* (1934),III, 94-118.
2. **Paul G. Shewmon:** Transformations In Metals. McGraw-Hill Company
3. **Lawrence H. Van Vlack:** Princípios de Ciência dos Materiais. Editora Edgard Blücher LTDA.
4. **L. W. Kempf, H. L. Hopkins & E. V. Ivanso:** Internal Stresses in Quenched Aluminum and Some Aluminum Alloys. *Trans. AIME* (1934),III, 158-180.
5. **A Phillips & R. M. Brick:** Effect of Quenching Strains on Lattice Parameter and Hardness Values of High Purity Alluminum Copper Alloys. *Trans. AIME* (1934),III, 94-118.
6. **Carlo Pansieri:** L'Alluminio e Le Sue Leghe - Trattato Generale Di Metallurgia Metallografia e Tecnologia. Primeiro volume, 2º Ed. Editor Ulrico Hoepli - Milão.
7. **Catálogos e Especificações Técnicas das Empresas Alcan Alumínio do Brasil S/A e Alcoa.**
8. **ASM Alluminum and Alluminum Alloys Handbook.** 3º Ed., Editado Pela ASM International.
9. **Metals Handbook.** 9º Ed. Vol 2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals.
10. **L. F. Mondolfo:** Alluminum Alloys: Structure and Properties.
11. **Y-W. Kim, W. M. Griffith:** Dispersion Strenghted Alluminum Alloys.
12. **P. C. Varley:** The Technology of Alluminum and its Alloys. London Newness-Butterworths.
13. **Jorge Finardi:** Apostila de Metais Não-Ferrosos. EPUSP.
14. **Marc Van Lancker:** Metallurgy of Alluminum Alloys. Chapman & Hall Ltd.