

# **“ LIGAS TRABALHADAS DE Al- Zn - Mg - Cu ENDURECÍVEIS POR PRECIPITAÇÃO: PROPRIEDADES E COMPARAÇÃO COM AÇOS AISI P20 PARA MOLDES DE INJEÇÃO DE PLÁSTICOS”<sup>1</sup>**

**Francisco Giraldes Arieta<sup>2</sup>  
Douglas de Paula e Silva<sup>3</sup>  
Clair Mahé<sup>4</sup>  
Frédéric Catteau<sup>5</sup>**

## **Resumo**

A metalurgia física do envelhecimento, propriedades físicas, mecânicas das ligas trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu (série 7xxx) endurecíveis por precipitação foram analisadas e comparadas com aços AISI P20, tradicionalmente usados em moldes para injeção de plásticos. A simulação de injeção virtual e resultado prático de produção com 400.000 injeções em ABS, demonstram que essas ligas podem substituir com enormes vantagens os aços AISI P20 devido à basicamente dois fatores: melhoria significativa de usinabilidade, que acarreta redução efetiva no tempo de usinagem e consequente diminuição no custo de manufatura assim como sua superior condutibilidade térmica, que reduz de forma dramática o tempo de resfriamento da parte injetada, e com isso o ciclo total efetivo de injeção, aumentando-se com isso a produtividade com a consequente diminuição nos custos de injeção.

**Palavras-chave:** Al-Zn-Mg-Cu, Moldes, Injeção

---

<sup>1</sup> Contribuição técnica a ser apresentada no “1º Encontro de Integrantes da Cadeia Produtiva de Ferramentas, Moldes e Matrizes”, ABM - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – 28 à 30/10/2003, São Paulo - SP;

<sup>2</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, PhD, Gerente de Desenvolvimento de Produto & Assistência Técnica, Thyssen Aços Especiais Ltda, São Paulo – arieta@thyssen-tae.com.br;

<sup>3</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, MSc, Desenvolvimento de Produto & Assistência Técnica, Thyssen Aços Especiais Ltda, São Paulo – douglas@thyssen-tae.com.br;

<sup>4</sup> Export Department , Pechiney Rhenalu, França

<sup>5</sup> Product Development Manager, Pechiney Rhenalu, França

## 1. Introdução

O aço microligado AISI P20 ( $\approx 0,40\%C; 1,5\%Mn; 1,90\%Cr; 0,2\%Mo$ ), na condição pré-beneficiado (temperado e revenido, e tipicamente com dureza de 280-320 HB) ainda é o material mais utilizado em todo o mundo para moldes de injeção de termoplásticos em geral (polietileno, polipropileno, policarbonatos, poliestireno, ABS, etc). Isso deve principalmente aos fatores de seu baixo custo, disponibilidade no mercado, facilidade na usinagem, boa vida útil do molde, entre outros.

Mais recentemente porém, e pela força de um marketing cada vez mais agressivo, as empresas tem sido forçadas a lançar novos produtos com frequência cada vez maior, ou seja, produtos com novos designs após curto espaço de tempo para assim mantê-los atraente ao mercado. Evidentemente isso implica que o molde seja, de alguma forma modificado ou, via de regra, um novo molde seja construído em tempos cada vez menores. Com isso, muitos produtos injetados que anteriormente eram projetados em moldes de P-20 para mais de 1.000.000 de injeções, hoje deveriam ser reprojatados para produções bem menores, ou seja  $< 500.000$  injeções. Apesar de simples, o conceito acima é ainda muito negligenciado tanto pelos projetistas como pelos usuários de moldes para injeção de plásticos. Muitos moldes são ainda projetados em AISI P-20 para alcançarem grandes volumes de injeções somente por precaução pois o volume efetivo de produção é bem menor.

Em termos de materiais alternativos ao P-20, o objetivo seria um material com usinabilidade substancialmente superior, para assim reduzir o lead-time de fabricação, que atendesse a produção desejada sem necessidade de manutenções excessivas e, idealmente, que oferecesse, via aumento de condutibilidade térmica, uma diminuição significativa do ciclo efetivo de injeção.

Recentemente começaram a ser utilizados principalmente no Japão, França e Itália, ligas trabalhadas de alumínio da série 7XXX, de alta resistência mecânica. Essas ligas de Al-Zn-Mg-Cu, endurecíveis por precipitação, aliam elevada usinabilidade, alta condutibilidade e elevada resistência mecânica. Apesar disso, poucos trabalhos tem sido publicados com essas ligas para aplicação em moldes de injeção de termoplásticos visto que a grande maioria tem sido concentrados para aplicações na indústria aeronáutica. Este trabalho tem como objetivos:

- (i) Rever a metalurgia física, propriedades mecânicas e físicas das ligas trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu endurecíveis por precipitação;
- (ii) Comparar as propriedades mecânicas das ligas trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu endurecíveis por precipitação com o aço AISI P20 tradicional ;
- (iii) Apresentar exemplo de simulação e injeção real de termoplástico em moldes confeccionados com ligas trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu endurecíveis por precipitação e moldes feitos com aços AISI P-20;
- (iv) Analisar o custo benefício de moldes para injeção de plásticos confeccionados com ligas trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu endurecíveis por precipitação e compará-los com moldes feitos com aços AISI P-20;

## 2. Ligas Trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu (série 7xxx) Endurecíveis por Precipitação: Composições Típicas, Metalurgia Física e Propriedades Mecânicas & Físicas

**Composições Químicas Típicas:** Na Tabela-1 [1] pode ser visto os principais elementos de liga, mecanismo de endurecimento, limite de resistência (LR) e sistema de classificação (utilizado em praticamente todas as normas internacionais) para ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente. As ligas trabalhadas Al-Zn-Mg da série 7xxx, representam aquelas com as maiores propriedades mecânicas após tratamento térmico de envelhecimento e dentre elas, as com Cu que têm as maiores propriedades e portanto, deveriam ser consideradas prioritariamente em moldes de injeção. Na Tabela-2 [1] são apresentadas as composições típicas das principais ligas Al-Zn-Mg com Cu da série 7xxx usadas na indústria. Como se observa, as variações em porcentagem em peso típicas em Zn, Mg e Cu são: Zn= 5 à 8%; Mg= de 2 à 3% e Cu= 1 à 2 %. Outros elementos como Cr, Mn, Ti e Zr totalizando menos de 1% e estão presentes para melhorar outras propriedades como refino de grão durante solidificação, temperabilidade e soldabilidade enquanto que os elementos Fe e Si, presentes como impurezas, em quantidades < 1% .

**Tabela 1**

Série	Elemento de Liga	Faixa Típica %	Outros Elementos	Mecanismo de Endurecimento	LR, MPa
1xxx	-	-	-	-	50-160
2xxx	Cu	2-6	Si, Mg	Trat. Térmico <sup>(1)</sup>	300-480
3xxx	Mn	0,5 - 1,5	Mg, Cu	Trabalho a Frio	100-240
4xxx	Si	0,8 - 1,7	-	Trat. Térmico <sup>(1)</sup>	150-400
5xxx	Mg	0,5 - 1,5	Mn, Cr	Trabalho a Frio	100-340
6xxx	Mg-Si	Mg= 0,5-1,5 Si=0,5-1,5	Cu, Cr	Trat. Térmico <sup>(1)</sup>	200-320
<b>7xxx</b>	<b>Zn-Mg</b>	<b>Zn= 5- 8</b> <b>Mg=1- 3</b>	<b>Cu = 1-2</b>	<b>Trat. Térmico<sup>(1)</sup></b>	<b>c/Cu = 430-600</b> <b>s/Cu = 320-350</b>
8xxx	Fe-Si	Fe=0,6-2,0 Si=0,3-1,0	-	Trabalho a Frio	130-190

Nota: <sup>(1)</sup> solubilização + têmpera + envelhecimento (natural ou artificial)

**Tabela-2**

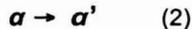
Liga	Zn	Mg	Cu	Cr	Ti	Mn	Fe	Si	Outros	Balanco
7075	5,1	2,1	1,2	0,18	0,20	0,30	0,50	0,40	Cada=0,05	Al
	6,1	2,9	2,0	0,28	máx	máx	máx	máx	Total=0,15	
7175	5,1	2,1	1,2	0,18	0,10	0,10	0,20	0,15	Cada=0,05	Al
	6,1	2,9	2,0	0,28	máx	máx	máx	máx	Total=0,15	
7475	5,2	1,9	1,2	0,18	0,06	0,06	0,12	0,10	Cada=0,05	Al
	6,2	2,6	1,9	0,25	máx	máx	máx	máx	Total=0,15	
7050	5,7	1,9	2,0	0,04	0,06	0,10	0,15	0,12	Cada=0,05	Al + Zr = 0,08-0,15
	6,7	2,6	2,6	máx	máx	máx	máx	máx	Total=0,15	
7010	5,7	2,1	1,5	0,05	0,06	0,10	0,15	0,12	Cada=0,05	Al + Zr = 0,10-0,16
	6,7	2,6	2,0	máx	máx	máx	máx	máx	Total=0,15	
7178	6,3	2,4	1,6	0,18	0,20	0,30	0,50	0,40	Cada=0,05	Al
	7,3	3,1	2,4	0,28	máx	máx	máx	máx	Total=0,15	
7049A	7,2	2,1	1,2	0,05	-	0,50	0,50	0,40	Cada=0,05	Al + Zr + Ti = 0,25
	8,4	3,1	1,9	0,25		máx	máx	máx	Total=0,15	
7149	7,2	2,0	1,2	0,10	0,10	0,20	0,20	0,15	Cada=0,05	Al
	8,2	2,9	1,9	0,22	máx	máx	máx	máx	Total=0,15	
7249	7,5	2,0	1,3	0,12	0,06	0,10	0,12	0,10	Cada=0,06	Al
	8,2	2,4	1,9	0,18	máx	máx	máx	máx	Total=0,15	

## Metalurgia Física do Envelhecimento

As ligas da família 7xxx são exemplos clássicos de sistemas de ligas onde o limite de solubilidade de um ou mais dos elementos de liga (neste caso, Zn, Mg, e Cu) em solução sólida na fase rica em alumínio diminui com a temperatura, formando, por exemplo, a fase  $\alpha$ . Havendo condições de equilíbrio quando a temperatura é diminuída a fase  $\alpha$  se tornará super-saturada no(s) elemento(s) de liga(s) e terá que se decompor formando uma segunda fase  $\beta$ , restabelecendo-se assim o equilíbrio termodinâmico, ou seja:



Se a temperatura é diminuída de forma drástica (condição de não-equilíbrio), via tempera, por exemplo, a decomposição acima é suprimida e fica formada a fase intermediária  $\alpha'$ , ou seja:



onde  $\alpha'$  é uma solução sólida termodinamicamente metaestável, que tenderá com o tempo se decompor como a reação (1) acima, ou seja:



Há muito tempo se descobriu que o processo de decomposição da reação (3) acima é bem mais complexo e pode envolver vários estágios [2-4]. Inicialmente zonas ricas em solutos (denominadas de Zonas de Guinier-Preston ou ZGP) e com uma estrutura coerente com a fase  $\alpha$  e 1-2 planos atômicos de espessura e 5-10 nm em diâmetro, são formadas após algum tempo, podendo ocorrer à temperatura ambiente embora sejam aceleradas significativamente com a temperatura. Dando continuidade ao envelhecimento, uma vez formadas as ZGP, um segundo estágio com precipitados intermediários, termodinamicamente metaestáveis e também conhecidos como fases de transição  $\beta'$ , são formados via de regra das ZGP. Assim como as ZGP,  $\beta'$  têm  $\Delta G^*$  menor que a fase de equilíbrio  $\beta$  e portanto, sua formação é mais favorecida do que a nucleação direta de  $\beta$  [3]. Eles têm dimensões maiores do que as ZGP, são parcialmente coerentes com a matrix  $\alpha$ , e tem composição química e estrutura cristalina que diferem bem pouco do precipitado de equilíbrio  $\beta$ .  $\beta'$  produz o efeito endurecedor bem maior do que as ZGP e é com a formação deles que se atingem os picos de dureza no envelhecimento.

Na continuação do processo de envelhecimento,  $\beta'$  finalmente se transformará no precipitado final de equilíbrio  $\beta$ , a dureza então volta a diminuir e a reação (3) se transforma em:



Dependendo da tipo/composição da liga e temperatura de envelhecimento, diferentes precipitados metaestáveis podem se formar, transformando a equação (4) no caso mais geral em:



Embora as próprias ZGP sejam os lugares ou sítios potenciais para a nucleação dos precipitados metaestáveis, estes podem nuclear heterogeneamente em discordâncias [3]. Já a nucleação da fase de equilíbrio  $\beta$ , tem maior probabilidade de

acontecer em contornos de grão e mesmo nas interfaces  $\alpha / \beta'$  devido a necessidade de reduzir sua elevada energia interfacial  $\gamma$  [3].

Através de microscopia de eletrônica de transmissão e difração de elétrons de áreas selecionadas o tipo (estrutura cristalográfica, estequiometria, etc) dos precipitados metaestáveis  $\beta'$ ,  $\beta''$ ,  $\beta'''$  ... e  $\beta$  de equilíbrio, foram identificadas para cada liga, para diferentes temperaturas de solubilização e envelhecimento e via de regra, utilizando-se uma nomenclatura própria. Por exemplo [4] no caso das ligas 7xxx o precipitado intermediário é mais conhecido pela letra grega  $\eta'$ . Ele é composto de Mg e Zn, tem tipicamente a estequiometria  $MgZn_2$  e um estrutura hexagonal (parâmetros de reticulado  $a=0.496$  nm e  $c=0.868$  nm), diferindo pouco do precipitado de equilíbrio por  $\eta$ , com mesma estequiometria porém com  $a=0.521$  nm e  $c=0.860$  nm. Dependendo da relação Mg:Zn outras fases foram identificadas como  $\tau'$  com estrutura hexagonal (parâmetros de reticulado  $a=0.1.388$  nm e  $c=0.860$  nm) e uma estequiometria provável de  $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$  que pode se formar no lugar de  $\eta$  (para razões de Mg:Zn mais altas) ou a fase  $\tau$  com um estrutura cúbica (parâmetro de reticulado  $a=1,416$  nm) e mesma estequiometria  $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$  quando a temperatura de envelhecimento é  $> 190^\circ C$  e para razões Mg:Zn mais elevadas [4].

Recentemente, Maloney et al [5] investigaram o efeito de Cu na cinética do envelhecimento por precipitação em ligas Al-Zn-Mg da série 7xxx e com duas composições base: A= 4,5% Zn – 1,5% Mg; e B= 4% Zn – 2,8% Mg. À primeira foi adicionado 0,9 %Cu e à segunda foram adicionados teores de 0,5, 1,0 e 1,5% de Cu. Duas temperaturas de envelhecimento foram utilizadas: 150 e 190° C. O resultado demonstrou que à 150° C o Cu sempre promoveu uma aceleração da precipitação para ambas ligas base dos precipitados de transição e equilíbrio ( $\eta'$  e  $\eta$ ), o pico de dureza aumentou significativamente e modificou a curva de envelhecimento de clássica com um único estágio de endurecimento para dois estágios de endurecimento. À 190° C a adição de 0,9% de Cu promoveu na ligas base a formação de ZGP e fases S com estequiometria  $Al_2CuMg$ .

O mecanismo básico de endurecimento das ligas de Al endurecíveis por precipitação consiste na interação das ZGP e precipitados com as discordâncias, e com isso eleva significativamente os limites de escoamento e resistência da liga quando comparado com o estado solubilizado ou supersaturado. Como a densidade, tamanho, dispersão e espaçamento entre as ZGP e precipitados são todos afetados pelo processo de solubilização (temperatura e tempo), velocidade de resfriamento e pelo número, temperatura e tempo de envelhecimento, logo, o grau de endurecimento e propriedades mecânicas é afetado diretamente pelo processo de tratamento térmico de envelhecimento realizado. Na prática, o estabelecimento dos ciclos (temperatura e tempo) de solubilização e envelhecimento são obtidos sem muita dificuldade e praticamente foram otimizados pelo fornecedor/fabricante das ligas 7XXX para as propriedades mecânicas objetivadas à sua aplicação final. A variável de maior dificuldade é a taxa crítica de esfriamento que dependerá da espessura da placa e tipo de liga. Quanto mais espessa é a placa menor será a velocidade de resfriamento no núcleo e maior a diferença de propriedades entre superfície e núcleo das placas. Quanto maior a velocidade de resfriamento maior a densidade de lacunas em excesso retidas e que vão contribuir na difusão atômica e assim assistir a precipitação das ZGP e fases intermediárias durante a etapa de

envelhecimento [2-3]. Assim sendo, o projeto de ligas tem que levar em consideração o meio, forma e eficiência do resfriamento industrial assim como a adição especial de elementos que aumentem a temperabilidade que assim constituirão o tipo de liga cujo resultado final seja a menor heterogeneidade de propriedades mecânicas ao longo da espessura da placa.

**Propriedades Mecânicas:** As propriedades mecânicas de algumas das ligas da **Tabela 2** podem ser vistas na **Tabela 3** [6] abaixo:

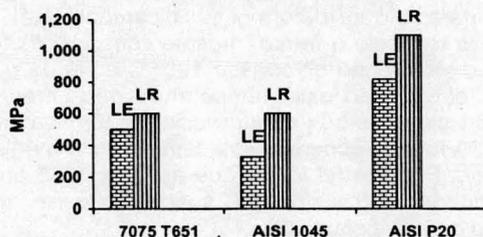
**Tabela-3**

Liga	Tempera	LR (MPa)	LE (MPa)	A* (%) * 50 mm	Dureza (HB)
7075	T6, T651	570	505	11	160
	T73, T735X	505	435	13	150
7175	T736	550	485	10	160
	T7351	505	435	13	150
7475	T 7351	505	435	14	150
7050	T74, T7452	510	450	13	142
7178	T6, T651	605	540	10	160
7049A	T73	650	570	10	165

Como pode ser observado nesta última tabela, vários tratamentos de tempera (T6, T651, T73, T736, etc) são utilizados. O ciclo T6 consiste do uso de uma única temperatura de envelhecimento, normalmente entre 120°C e 150° C por 20-30 horas. Com esse ciclo obtém-se os picos de resistência mecânica porém com menor tenacidade e corrosão sob tensão, principalmente na direção da espessura. O ciclo T651 consiste em uma deformação permanente por estiramento entre 1-3% após a tempera com o objetivo de aliviar as tensões de tempera e corrigir distorções geométricas oriundas do resfriamento rápido. O ciclo T73 consiste em um duplo envelhecimento com intuito de melhorar a resistência ao corrosão sob tensão. T736 analogamente ao T651, consiste em deformação por estiramento entre 1-3% .

Análise da **Tabela 3** revela valores de LR= 505-650 MPa e LE<sub>0,2%</sub>= 435-570 MPa, alongamento entre 10-14% e a dureza entre 142-165 HB para essas ligas. Usando como comparação a liga tradicional 7075 T651 (LR=570 MPa e LE=505 MPa e que representa a aproximadamente a média das faixas acima) com os valores médios típicos dos aços carbono 1045 (sem tratamento térmico) e dos aços pré-beneficiados AISI P20 (tipicamente temperado-revenido para dureza de 30-32 HRC) e ambos usados em larga escala em moldes de injeção, obtém-se a **Figura 3**. Como se nota nessa figura, embora há ainda uma diferença substancial nos valores de LR das ligas Al-Zn-Mg-Cu da família 7075 em relação ao P-20, a variação é muito menor em relação ao LE e este último, se comparado ao 1045, é na realidade superior. Considerando-se que projetos de moldes de injeção sob pressão o LE é a propriedade relevante pois indicará possibilidade de uma distorção e eventual deformação plástica, sem recuperação do molde, logo essas ligas são superiores ao 1045 e já estão bem próximas dos tradicionais P-20 com 30 HRc de dureza. Considerando-se ainda que durante a injeção de termoplásticos valores máximos de

até 1000-1400 (100-140 MPa) ou eventualmente 1600 bars (ou 160 MPa) de pressão são aplicados, logo as ligas trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu endurecidas por precipitação e da família 7075. (e superiores) atendem os requisitos mecânicos solicitados em moldes de injeção de termoplásticos.



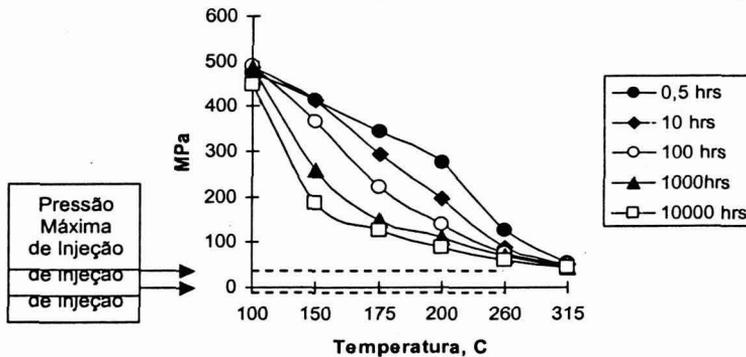
**Figura 3** Comparação entre os Limites de Escoamento (0,2%) e Resistência das Ligas Al-Zn-Mg-Cu (7075), aço AISI 1045 recozido e AISI P20 beneficiado (30 HRC).

**Efeito da Temperatura nas Propriedades Mecânicas:** Embora os dados acima indiquem a viabilidade do uso das ligas trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu endurecíveis por precipitação (família 7xxx) para moldes de injeção, os valores se referem à temperatura ambiente. Durante o processo de injeção, o material termoplástico é fundido à temperaturas de 150°C até 300°C, dependendo do tipo de matéria prima. Muito embora o calor seja rapidamente dissipado pelas paredes do molde (que por sua vez é também refrigerado à água) é importante considerar o efeito da temperatura nas propriedades físicas e mecânicas dessas ligas.

As propriedades físicas e mecânicas do alumínio e suas ligas, assim como todos metais, são modificadas pela temperatura. O alumínio, assim como todos os metais com reticulado CCC, têm alta energia de falha de empilhamento e portanto as discordâncias não estão dissociadas de tal forma que a movimentação por escorregamento cruzado e ascensão é facilitada [2-3]. Isso explica em parte a maior sensibilidade ou menor resistência mecânica do Al e suas ligas com a temperatura. Por outro lado, é sabido que partículas de segunda fase que criando obstáculos para a movimentação de discordâncias aumentam consequentemente resistência mecânica e fluência. Portanto, no caso das ligas da família 7075 pré-envelhecidas, sua resistência mecânica é basicamente devido as ZGP e fases de transição precipitadas que dificultando a movimentação de discordâncias aumentam sua resistência mecânica. Como visto anteriormente, com efeito do tempo à temperatura, as partículas mudam de natureza (de ZGP → precipitados metaestáveis/transição → precipitados de equilíbrio), crescem, coalescem e resultado final é a queda nas propriedades pois os precipitados perdem sua coerência e as discordâncias, em vez de cortá-los, podem transpo-los e, com isso, diminui-se a tensão necessária para a deformação.

Para avaliar o efeito da temperatura e tempo nas propriedades mecânicas dessas ligas, pode-se, a priori utilizar da análise das curvas de tração à quente. A **Figura 4** compilada de [6] mostra as propriedades mecânicas ( $LE_{0,2\%}$ ) em ensaio de tração da liga 7075 T6 após tempos de exposição de 0,5, 10, 100, 1000 e 10.000 horas à várias temperaturas (20, 100, 150, 175, 200, 260, 315 e 370° C). Como pode ser observado, considerando-se a aplicação de uma pressão máxima de injeção de

1000 bar ( $\approx 100$  MPa), mesmo após 10.000 horas de exposição essa liga apresentaria resistência mecânica suficiente para não se deformar plasticamente até à temperaturas de  $\approx 200^\circ\text{C}$ . Para casos mais extremos de 1400 bar (ou 140 MPa) de pressão, mesmo após 10.000 horas de exposição essa liga apresentaria resistência mecânica suficiente para não se deformar plasticamente até à temperaturas de  $\approx 160^\circ\text{C}$ . Como poderá ser visto a frente, mesmo com moldes feitos em AISI P-20 a temperatura média no molde não ultrapassa  $100^\circ\text{C}$  e via de regra, em moldes com bom um projeto de refrigeração essa temperatura não ultrapassa  $70-75^\circ\text{C}$ . Além disso como pode ser visto abaixo, a condutibilidade térmica das ligas 7075 é muito superior ao aço P-20 logo é esperado um temperatura média ainda muito menor com moldes feitos com P-20 de tal forma que as ligas 7075 apresentam resistência mecânica e estabilidade microestrutural suficiente para aguentar as tensões resultantes da injeção de termoplásticos.



**Figura 4.** Efeito da Temperatura e Tempo no LE  $0,2\%$  da Liga 7075 T6 .

É esperado que novos tipos de ligas de alumínio trabalhadas e endurecíveis por precipitação sejam desenvolvidas utilizando-se outros elementos químicos e grande impulso disso venha através da indústria aeronáutica e mesmo da indústria automobilística. Por exemplo, as ligas à base de escândio (Sc), zircônio (Zr), entre outros elementos, assim como o advento de novos processos como solificação rápida, têm gerado propriedades mecânicas surpreendentemente elevadas (Ex.: LR=800MPa podem ser alcançadas com ligas de Al-Zn-Mg-Sc [7]). Porém o custo excessivo de alguns elementos (como o escândio, por exemplo) ainda limitada a produção dessas novas ligas em escala industrial.

**Propriedades Físicas:** Na Tabela-4 pode ser observado algumas das propriedades físicas da liga 7075 para aplicação em moldes plásticos assim como a de outros materiais comumente usados como o aço carbono 1045, P-20 e liga Cu-Be.

**Usinabilidade:** Há muito tempo se sabe que as taxas de remoção de cavacos em ligas de alumínio Al-Zn-Mg-Cu endurecíveis por precipitação e da família 7075 são superiores ao aços. Tipicamente com essas ligas pode-se usar velocidades de corte

10 ou mais superiores do que com aços em operações de torneamento e fresa, 5 vezes ou mais em de furação e em, média 4 vezes ou mais velocidades superiores, para de operações de corte via eletro-erosão por penetração ou fio e, para operações de polimento à nível espelhado, são em média 04 vezes superiores do que com aços. Em média são obtidos entre 40-60% de redução no tempo de usinagem e com isso reduz-se dramaticamente os custos relativos a usinagem e o lead-time da fabricação do molde.

**Tabela- 4**

Material AISI /WNR	Densidade (kgm <sup>-3</sup> )	Módulo de Elasticidade (MPa)	Dureza (HB)	Condutib. Térmica (W/ m. °C) (à 100° C)	Coef. Expansão Térmica (µm/m. °C) (20-100° C)
Aço: 1045/ 1.1730 <sup>(*)</sup> Recozido	7840	210.000	210/255	51,0	12,3
Aço: P20/ 1.2311 <sup>(**)</sup> Pré-Tratado	7860	210.000	280/325	34	12,4
Cu-Be <sup>(***)</sup>	8300	135.000	~400	(à 20° C) ~120 (à 200° C) ~190	(0-300° C) 17,0
Liga de Alumínio 7075 <sup>(****)</sup>	2820	72.000	175/190	153	23,7

(\*) 0,44%C; 0,69%Mn; 0,16%Si; 0,03%P; 0,015%S; Fe=rest. (\*\*) 0,40%C; 1,50%Mn; 1,90%Cr; 0,20%Mo; Fe=rest. ; (\*\*\*) 2,00%Be; 0,40% (Ni+Co); Cu=rest. ; (\*\*\*\*) 6,00%Zn; 2,40%Mg; 1,60%Cu; Al=rest.

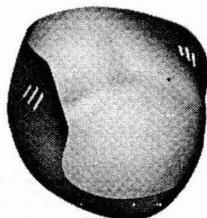
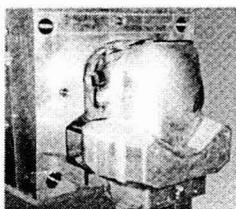
### 3. Simulação do Processo de Injeção em Moldes Confeccionados com o Aço P-20 (30 HRc) e Liga Trabalhada de Al-Zn-Mg-Cu (série 7xxx)

Um ciclo completo do processo de injeção de plásticos consiste em 06 etapas básicas: a) fechamento do molde; b) injeção da matéria prima plástica líquida; c) compactação; d) resfriamento; e) abertura do molde; f) ejeção do produto plástico final. De todas essas etapas, o resfriamento é única que pode variar de forma significativa com a condutibilidade térmica do material do molde e, em termos proporcionais (e utilizando-se como comparação um molde em aço P-20), é a etapa mais longa no ciclo de injeção, representando, via de regra, mais de 50-70% do ciclo de injeção. O resfriamento tem que ser suficiente para a causar a solidificação e rigidez do produto plástico para então ser ejetado sem riscos de deformação posterior após ejeção e exposição ao meio ambiente. As outras etapas são operações basicamente mecânicas e que independem do material do molde. Assim sendo, qualquer diminuição na etapa de resfriamento poderá diminuir de forma significativa o ciclo total de injeção.

Utilizando-se do software MoldFlow, o Centro de Pesquisas da Pechiney Rhenalu, França, fez uma série de simulações de injeção de vários produtos plásticos e vários materiais para moldes. Com esse software é possível determinar numericamente a distribuição de temperatura e deformações geométricas que ocorrem durante todo o ciclo de injeção. Um exemplo da injeção virtual em detalhe está descrito abaixo em

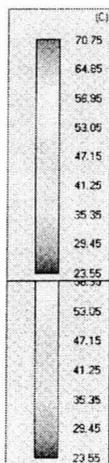
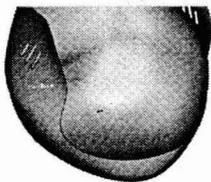
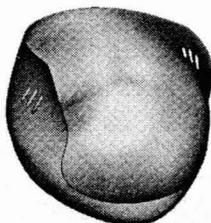
um capacete para esqui em neve feito em ABS. Dois materiais para molde foram comparados: o aço tradicional AISI P-20 e a liga ALUMOLD 1-500, produzida pela Pechiney, França e que é uma liga Al-Zn-Mg-Cu endurecível por precipitação, com composição básica da liga 7075, com o tratamento T651 e que tem qualidade para aplicação aeronáutica.

Na **Figura 5** podem ser vistos o molde e o capacete de esqui para neve. O tempo de injeção foi de 2,3 segundos e a pressão máxima de injeção foi de 510 bars (aprox. 51 MPa). As temperaturas máxima efetivas na superfície do molde em P-20 e no molde feito na liga de alumínio Alumold 1-500 podem ser vistos na **Figura 6**. Como pode ser observado, no molde de alumínio a temperatura máxima foi de 40° C enquanto que no molde de P-20 temperaturas máximas de 70° C são observadas.

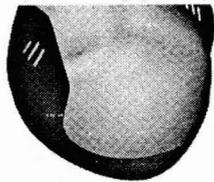
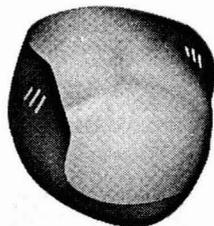


**Figura 5** Vistas do Molde e Capacete de Esqui para Neve.

**Molde em  
AISI P20**



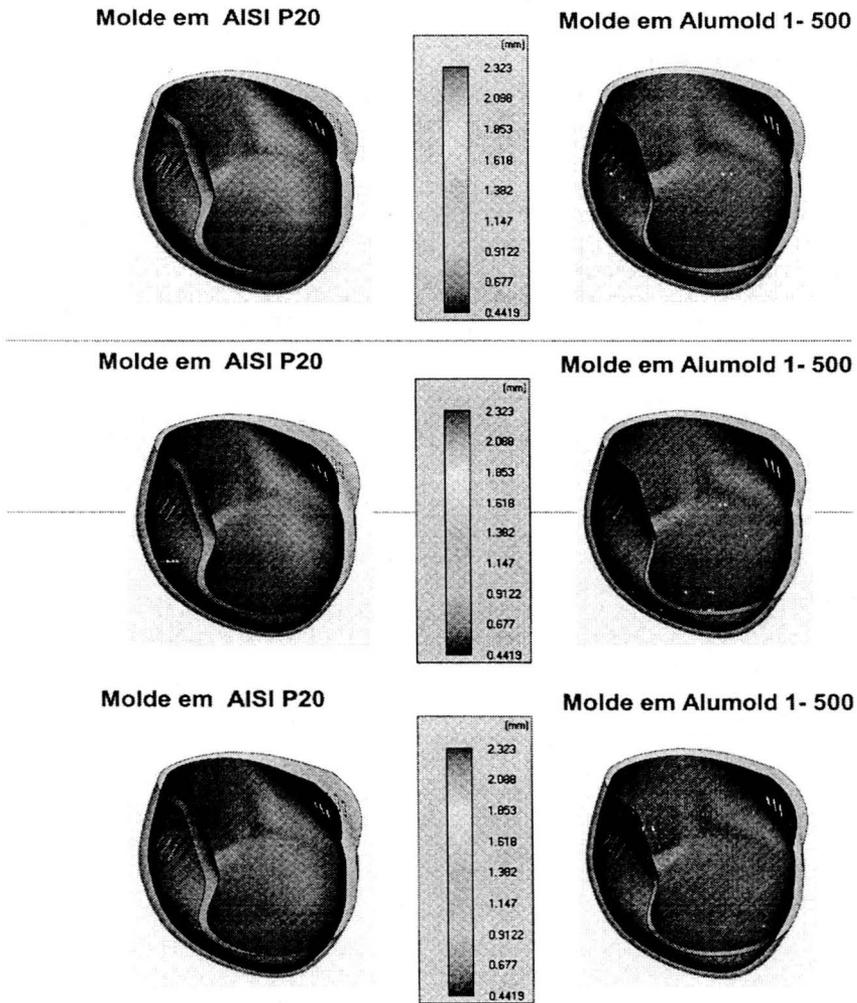
**Molde em  
Alumold 1- 500**



**Figura 6.** Temperaturas máximas no molde em P-20 e na liga Alumold 1-500.

Como se observou anteriormente, o molde em Alumold 1-500, devido sua superior condutibilidade térmica, atingiu temperaturas e gradientes térmicos bem inferiores ao

molde feito em P-20. O resultado disso foi uma conseqüente menor deformação da peça injetada, conforme pode ser visto na **Figura 7** abaixo e, uma diminuição no ciclo total de injeção. Como se observa, no molde em P-20 há áreas com mais de 2,3 mm de deformação para um ciclo de 28 segundos enquanto que no molde em Alumold 1-500 os valores ficam entre 1,3-1,4 mm para um ciclo de 24 segundos. Foi feita análise no caso do molde em P-20 necessário para manter uma deformação máxima de 1,3 mm. O resultado foi um ciclo estendido para 75 segundos.



**Figura 7.** Deformações máximas no capacete injetado em molde em P-20 e em molde feito com a liga Alumold 1-500.

#### 4. Caso Real: Análise de Custo-Benefício

Os resultados acima sugerem um ganho significativo no ciclo de injeção quando as ligas trabalhadas de Al-Zn-Mg-Cu endurecíveis por precipitação e da família 7075 são utilizadas em moldes para injeção de plásticos. Porém, para uma avaliação mais apropriada em termos de custo-benefício, será necessário considerar, além do ganho devido a diminuição do ciclo de injeção, o custo total de fabricação do molde, que inclui os custos da matéria prima e usinagem para um volume determinado de produção.

**Custos de Matérias Primas & Usinagem:** No mercado nacional, um aço P-20 tem preço no mercado brasileiro de aproximadamente R \$ 9,00 /kg enquanto que o Alumold 1-500 tem o preço de R\$ 45,00 / kg. Dolarizando os valores acima (US\$ 1.00 = R\$ 3.00) teremos: P20 = US\$ 3,00 /kg e Alumold 1-500 = US\$ 15,00 / kg. Para o molde em estudo, tem-se um o peso aproximado em 1500 kgs em P-20 contra aproximadamente 500 kgs em Alumold 1-500, devido a sua inferior densidade. Portanto, um custo de US\$ 4.500 com P-20 e um custo de US\$ 7.500 com Alumold 1-500. O custo de usinagem dependerá, para um mesmo equipamento e ferramental de usinagem e geometria, do tempo final despendido na confecção da molde. Este último, por sua vez dependerá da velocidade de corte e avanço nas etapas desbaste e acabamento e, como se viu anteriormente, é substancialmente inferior com as ligas de Alumínio do que com aço. Para o molde em estudo, o custo de usinagem com o P-20 foi de US\$ 35.000 enquanto que o Alumold 1-500 foi de US\$ 21.000. Somando os valores acima encontra-se um custo total de fabricação do molde em P-20 em US\$ 39.500 contra um valor de US\$ 28.500 em Alumold 1-500. Ou seja, obtém-se uma economia de US\$ 11.000 quando o molde foi feito em Alumold 1-500.

**Custo de Injeção:** Neste análise foi considerada uma produção de 400.000 capacetes de esqui para neve e o tempo de ciclo necessário para uma deformação máxima de 1,2 mm. Conforme visto anteriormente, isso representou um ciclo de 24 segundos com o Alumold 1-500 e 75 segundos com o P-20. Assim sendo, em molde com Alumold 1-500 a produção de 400.000 peças levará aproximadamente 111 dias contra 347 dias em P-20. Quanto ao custo operacional da injeção, foi usado como base uma prensa de injeção de 300 tons a um custo mundial aproximado de US\$ 48 / hora (usando um operador p/ 05 máquinas). Portanto, em P-20 o custo de injeção será de US\$ 399.744 contra US\$ 127.872 em Alumold 1-500, ou uma economia de US\$ 271.872.

**Custo Benefício e Observações Finais:** Somando-se os valores de ganhos acima chega-se ao valor total de US\$ 283.372 de economia para se produzir 400.000 capacetes de esqui em ABS injetados em moldes da liga Alumold 1-500. Uma outra forma de ver o ganho é que cada peça injetada em P20 custou US\$ 1,10 / pç contra US\$ 0.39/ pç quando o molde foi feito em Alumold 1-500. Ou seja, um custo quase 3 vezes inferior. Embora este trabalho tenha se concentrado em um produto plástico de paredes finas, os ganhos em produtividade podem ser estendidos para outros produtos com paredes bem mais espessas. Por exemplo, em um outro trabalho a ser publicado em breve pela Pechiney [8], a mesma liga (Alumold 1- 500) foi usada em molde para corpo de válvula de distribuição de gás. O corpo tem 30 mm de espessura e o ganho foi significativo. Houve uma o redução de

aproximadamente 50% no ciclo de injeção e sensível melhoria na qualidade superficial e dimensional do corpo quando comparado com o molde feito em P20.

## 5. Conclusões:

- (i) A metalurgia física do envelhecimento, propriedades mecânicas e físicas das ligas trabalhadas de Al-Zn- Mg- Cu da família 7XXX endurecíveis por precipitação foram analisadas;
- (ii) A simulação virtual e resultado de 400.000 injeções em ABS de capacete para esqui em neve demonstraram que as ligas trabalhadas de Al-Zn- Mg- Cu da família 7XXX endurecíveis por precipitação podem ser usadas com vantagens em moldes de injeção como substituto ao tradicional aço AISI P-20;
- (iii) Suas elevadas propriedades mecânicas e condutibilidade térmica, aliada com muito melhor usinabilidade podem gerar substancial custo benefício quando comparado com os tradicionais aços AISI P-20;

## 6. Bibliografia

- [1] Aluminium – Semi Finished Products, Pechiney Rhenalu Publication, France, 1997;
- [2] R E Smallman, Modern Physical Metallurgy, Butterworths, England, 1970.
- [3] D A Porter e K E Esterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, Van Nostrand Reinhold Co., England, 1988.
- [4] I J Polmear, Light Alloys – Metallurgy of the Light Alloys, Edward Arnold, p 26, 1981);
- [5] S K Maloney, I J Polmear e S P Ringer, Materials Science Forum, Vol.331-337, Parte 2 , p 1055-1060, 2000.
- [6] J E Hatch (ed) Aluminium – Properties and Physical Metallurgy, ASM, 1984.
- [7] O N Senkov, DB Miracel, Y V Milman, J M Scott, DV Lotsko e A Sirko, Materials Science Forum, vols 396-402, p 1127-1132 (2002).
- [8] Study and Realization of an Injection Mold for Valve Bodies: The Success Story of a Plastic Part of Exceptional Thickness (30 mm), F Catteau, Pechiney Rhenalu Publication, France, 2003

**Summary:** The aging physical metallurgy, physical and mechanical properties of wrought precipitation hardening Al-Zn-Mg-Cu (7xxx serie) alloys have been analyzed and compared with AISI P20 steel, traditionally used in plastic injection moulds. Injection simulation and a practical case of injection of 400,000 parts with ABS demonstrated that such alloys can replace AISI P20 steels due to basically two factors: a significant machinability improvement which leads to an effective machinability time reduction and consequent manufacturing cost reduction and, a much superior thermal conductivity, which reduces dramatically the time for cooling and consequently a reduction in the injection cycle creating, thus, a significant productivity increase for the plastic injection process.

