

Aluminídeos ordenados de níquel

Paulo Iris Ferreira

O desenvolvimento de sistemas conversores de energia avançados vem exigindo a utilização de materiais estruturais cada vez mais resistentes ao calor. As superligas de níquel, materiais convencionalmente empregados nestes dispositivos, apresentam uma série de limitações no que concerne ao seu desenvolvimento futuro e o quadro presente evidencia a necessidade de busca de materiais alternativos. Grandes esforços vêm sendo dirigidos aos materiais cerâmicos avançados e às novas ligas metálicas. Os aluminídeos de níquel da família $Ni_3Al(B,X)$, onde X é um elemento de liga, vêm despontando nos últimos anos como materiais com alto potencial para estas aplicações especiais por apresentarem alto ponto de fusão, relativamente baixa densidade, baixas difusividade atômica e mobilidade de discordâncias, que resultam num comportamento mecânico com a temperatura diferente daquele apresentado pela maioria dos metais puros e ligas metálicas. No presente trabalho, é feita uma revisão dos estudos mais recentes, realizados nas ligas $Ni_3Al(B,X)$, visando divulgar as características interessantes destes materiais e apontar algumas áreas onde mais investigação é necessária.

1. INTRODUÇÃO

As sucessivas crises de energia, que vêm se abatendo sobre a humanidade nos últimos anos, fez surgir a consciência de que as reservas naturais de petróleo, gás, carvão e urânio são limitadas e, conseqüentemente, as nações vêm buscando caminhos com vistas à redução no consumo destes valiosos materiais. Esta nova consciência da humanidade abrange também uma preocupação constante com a questão do envenenamento e destruição do meio ambiente; nos países mais desenvolvidos, várias são as medidas que vêm sendo tomadas para a diminuição da poluição ambiental. Energia pode ser economizada e a poluição ambiental diminuída por meio da melhoria da eficiência térmica dos sistemas conversores de energia, que utilizam estes combustíveis. Um modo aparentemente simples de se aumentar a eficiência térmica destes dispositivos é o de se aumentar sua temperatura de operação. Este procedimento, entretanto, cria um sério problema, pois o aumento da temperatura de trabalho do sistema geralmente reduz a resistência mecânica e a resistência à corrosão dos materiais estruturais utilizados na sua confecção. Em suma, a melhoria da eficiência térmica de sistemas conversores de energia somente será possível com o desenvolvimento de materiais cada vez mais resistentes ao calor.

Grandes esforços vêm sendo envidados, nos últimos quarenta anos, pela comunidade científica de materiais na busca da melhoria das propriedades de materiais convencionais e no desenvolvimento de novos materiais para aplicações estruturais em sistemas conversores de energia avançados. Talvez, o mais bem sucedido exemplo deste trabalho tenha sido o desenvolvimento das superligas à base de níquel, que hoje são amplamente aplicadas na indústria aeronáutica (palhetas e outros componentes de turbinas de motores a jato), na indústria de ge-

ração de energia elétrica (trocaadores de calor de centrais térmicas e nucleares, grade espaçadora de elementos combustíveis de reatores nucleares, etc), na indústria química (reatores de alta temperatura) e na indústria de conversão de energia (gaseificação e liquefação de carvão).

As superligas de níquel, embora de grande uso corrente, apresentam limitações no que concerne ao seu desenvolvimento para aplicações avançadas. Em primeiro lugar, todas as superligas se fundem em temperaturas ao redor de 1300°C e apresentam uma resistência mecânica, que cai rapidamente a zero, próximo ao ponto de fusão. Um segundo aspecto limitante é o preço: as superligas são materiais extremamente caros, devido ao alto valor do cromo, cobalto e outros elementos de liga presentes na sua composição. Finalmente, estas ligas foram exaustivamente estudadas, nos últimos quarenta anos, restando pouco espaço para novos avanços. Estes aspectos têm motivado a procura de materiais, metálicos ou cerâmicos, que venham a substituir as superligas de níquel. Dentre os materiais metálicos, com alto potencial para essas aplicações avançadas, as ligas intermetálicas ordenadas de Ni, Fe e Al atraem hoje a atenção dos investigadores e da indústria em geral.

As ligas intermetálicas ordenadas constituem uma classe especial de materiais metálicos, que se caracterizam por desenvolver uma estrutura cristalina ordenada de longo alcance, abaixo de uma temperatura crítica de ordenação, em alguns casos, ou abaixo da temperatura de fusão em outros. Várias são as designações utilizadas para estes materiais na literatura: "ligas ordenadas", "ligas intermetálicas ordenadas", "compostos intermetálicos". Os termos "liga intermetálica ordenada" e "liga ordenada" de um modo geral, referem-se às ligas de uma faixa de composição, que podem desenvolver uma estrutura cristalina ordenada de longo alcance em temperaturas relativamente baixas ($T_{crítica} < 700^\circ C$ por exemplo) e que, acima desta tempe-

Paulo Iris Ferreira – Membro da ABM, pesquisador da Diretoria de Materiais do IPEN/CNEN-SP

Contribuição técnica nº 2092, apresentada no Seminário "As perspectivas do alumínio e seus compostos na área de novos materiais", promovido pela ABM, maio de 1988.

ratura, se apresentam num estado desordenado; é o caso por exemplo das ligas FeNi, FeCo, AuCu, etc. O termo "composto intermetálico ordenado", por sua vez, é mais utilizado para designar ligas altamente ordenadas, com composição bem definida (composição de linha num diagrama de equilíbrio) e com temperatura crítica de transição ordem-desordem, às vezes igual à temperatura de fusão; exemplos destes compostos intermetálicos ordenados são os aluminídeos de níquel Ni_3Al e $NiAl$.

As ligas e compostos intermetálicos ordenados tiveram suas propriedades básicas e sua microestrutura intensivamente investigadas nos anos 50 e 60. Um número expressivo de artigos de revisão e anais de reuniões científicas sobre o tema são disponíveis na literatura^(1, 2, 3, 4, 5, 6 e 7). Entretanto, a alta fragilidade intrínseca e baixa tenacidade destas ligas acabaram por invalidar, à época, possíveis aplicações comerciais destas ligas e as investigações nestes sistemas foram sendo paulatinamente abandonadas. No final dos anos 70, Aoki e Izumi⁽⁸⁾ e, mais recentemente, Liu e Koch⁽⁹⁾, publicaram resultados mostrando que a adição de pequenas quantidades de boro à liga Ni_3Al provocava uma sensível melhoria na ductilidade dessas ligas. Tais evidências estimularam novamente o interesse pela metalurgia física dos compostos intermetálicos, motivando empresas privadas no ramo de turbinas, motores a diesel, gaseificação e liquefação de carvão, assim como o governo americano, a investirem apreciáveis somas no desenvolvimento dos aluminídeos de níquel⁽¹⁰⁾. O objetivo do presente trabalho é apresentar, brevemente, alguns aspectos interessantes dos aluminídeos de níquel do tipo Ni_3Al , e apontar áreas onde mais investigações são necessárias.

2. ALUMINÍDEOS DE NÍQUEL COM BASE NO Ni_3Al

As ligas Ni_3Al formam uma estrutura cristalina ordenada do tipo $L1_2$ como mostrado na figura 1. A célula unitária desta liga tem uma rede cúbica de face centrada na qual os átomos de níquel ocupam os centros de face e os átomos de alumínio ocupam os vértices. Nestas ligas, a ordem atômica persiste até a temperatura de fusão ($\sim 1400^\circ C$) e se observa que o limite de escoamento cresce com o aumento da temperatura até um valor máximo, decrescendo lentamente, em seguida, até $1000^\circ C$, de modo totalmente diverso de que ocorre com a maioria dos metais e ligas^(11, 12, 13, 14) (figura 2). Esta liga é o mais importante constituinte endurecedor (fase γ') das superligas de níquel comerciais e é exatamente este comportamento mecânico que responde pela alta resistência à fluência plástica das superligas.

No que concerne à resistência à oxidação, as ligas Ni_3Al se mostram excelentes devido à habilidade de formar um filme de óxido de alumínio extremamente aderente à superfície que protege o metal base de ataque excessivo.

A maior dificuldade no uso de aluminídeos como material estrutural reside na sua baixa ductilidade e na tendência à fratura frágil já anteriormente citados. Esta fragilidade pode ser contornada resultando em dramático aumento da ductilidade e fabricabilidade por meio de processos de macro e micro adição de elementos de liga^(8, 9). A macroadição envolve a adição de altas concentrações de elementos de liga (alguns por cento) para controlar a estrutura cristalina ordenada e as propriedades no interior dos grãos. A microadição corresponde à adição de pequenas concentrações de elementos de liga (na faixa de partes por milhão) para controlar a composição e a estrutura dos contornos de grão.

Liu et al⁽¹⁵⁾ investigaram os efeitos na resistência mecânica, na resistência à corrosão e na soldabilidade, resultantes da macroadição de ferro e outros elementos ao Ni_3Al -borado. As ligas investigadas foram ensaiadas em tração, sob vácuo, até a temperatura de $1000^\circ C$. Verificaram que, de um modo geral, a macroadição de ferro resulta numa melhoria da resistência mecânica até temperaturas da ordem de $850^\circ C$ com ligeiro comprometimento da ductilidade. Verificaram, também, que a adição de pequenas concentrações de háfnio resulta em ligas muito

mais resistentes que as melhores superligas de níquel disponíveis no mercado. No que tange à resistência à oxidação, os aluminídeos investigados exibiram uma resistência superior e, no caso dos aluminídeos com Hf, as taxas de oxidação a $1000^\circ C$ são inferiores às da superliga Hastelloy X e do aço inoxidável AISI 316 por fatores de 2 a 200 respectivamente. Os resultados das investigações de soldabilidade mostraram que os aluminídeos dúteis são propensos à fissuração durante a soldagem, podendo, entretanto, ser soldados por processos mais finos, como soldagem por feixe eletrônico sob condições controladas. Este aspecto não é de todo entendido.

Recentemente, as razões do dramático efeito da microadição de boro na ductilidade das ligas Ni_3Al vêm sendo investigadas mais aprofundadamente por vários autores^(16, 17, 18). Técnicas convencionais de fusão (metalurgia de lingote) e técnicas mais avançadas (solidificação rápida) têm sido utilizadas. A vantagem da solidificação rápida neste ponto está associada à possibilidade de produzir a liga com maior concentração de elementos de liga em solução sólida. Estudos de espectrometria Auger de amostras de ligas, assim preparadas e fraturadas em ultra-alto

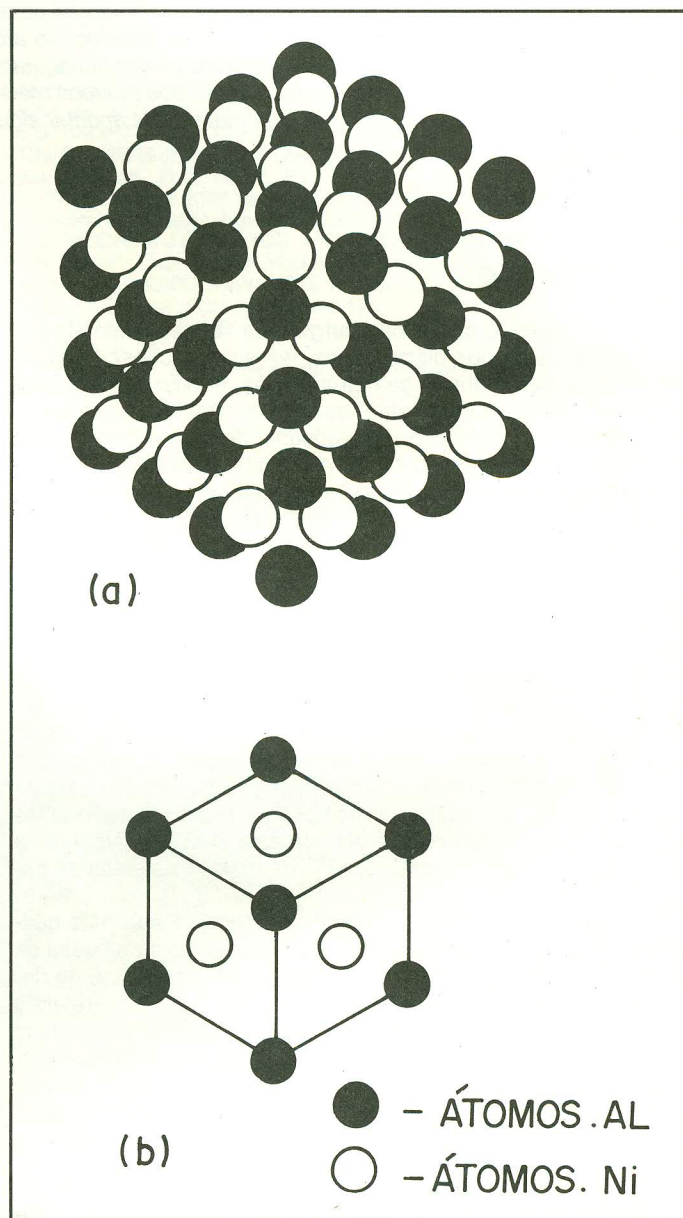


Fig. 1 - Estrutura cristalina ordenada, tipo $L1_2$, do Ni_3Al .
- (a) modelo atômico ilustrando os planos de átomos de Ni e Al.
- (b) célula unitária com estrutura ordenada cúbica de face centrada.

vácuo, mostraram que o boro pode se segregar fortemente em contornos de grão da liga^(18, 19); concentrações de boro maiores do que 5% at., muito superior ao limite de solubilidade sólida deste elemento na liga, foram detectadas em contornos de grão de ligas inicialmente dopadas com menos de 1% at. de boro.

A fenomenologia do processo de indução de ductilidade nas ligas Ni_3Al , provocada pela adição do boro, está bem estabelecida com base nas investigações realizadas em ligas produzidas por metalurgia de lingote e por técnicas de solidificação rápida^(16, 18, 19, 21, 22, 23, 24, 25). Sabe-se que somente ligas pobres em alumínio ($Ni/Al < 3/1$) podem ser utilizadas pela microadição de boro⁽²⁵⁾. O grau de ductilidade obtida nestas ligas, porém, é determinado pelo nível de boro adicionado: para concentrações de boro menores que 0,1% at., as ligas resultantes têm alta ductilidade mas, teores de boro superiores a 1,5% at. levam à fragilização com fratura intergranular, devido à precipitação de $M_{23}B_6$ em contornos de grão. Quando o teor de alumínio é aumentado de 24 para 25% at. ocorre um rápido decréscimo da ductilidade de valores da ordem de 50% para valores da ordem de 6%. As investigações realizadas, usando a espectrometria Auger, indicam que o teor de alumínio parece não ter um efeito na segregação de C, O e S, que, eventualmente, poderia ser a causa do decréscimo de ductilidade. O que se observou, de fato, é que a segregação do boro em contorno tende a decrescer com o aumento da concentração de alumínio na liga, levando a acreditar que exista um teor mínimo de boro segregado em contorno, abaixo do qual a liga se fragiliza⁽³⁶⁾.

O mecanismo pelo qual o boro atua no aumento da ductilidade dos intermetálicos Ni_3Al não é de todo entendido. Acredita-se que a alta concentração deste elemento nos contornos de grão pode provocar o aumento da resistência de coesão dos contornos, seja pela alteração das ligações eletrônicas no contorno^{(16,}

20), seja pela alteração da energia livre do contorno relativamente à superfície livre^(18, 21).

O efeito da macroadição de outros elementos de liga ao Ni_3Al puro foi investigado por Inoue e colaboradores em ligas fabricadas por técnicas de solidificação rápida^(26, 27, 28, 29). Estes autores verificaram que quando os elementos Cr, Mn, Fe, Co ou Si são adicionados ao Ni_3Al puro, as ligas resultantes apresentam uma alta ductilidade. Adições dos elementos Ti, Zr, V e Cu, entretanto, não melhoram a ductilidade. Os resultados obtidos nessas investigações para a ductilidade podem ser correlacionados com a densidade de paredes de domínio antifase no material: quanto maior a densidade de contornos antifase no material maior a ductilidade da liga. Observou-se, também, que tratamentos térmicos realizados nas ligas como solidificadas, que induzem o crescimento dos domínios antifase (diminuição da densidade de paredes de domínio antifase), provocaram sensível diminuição da ductilidade, acompanhada de mudança na morfologia da superfície de fratura. Investigação mais recente mostrou, entretanto, que a adição, tanto de Fe como Mn, ao Ni_3Al resulta em ligas com alta ductilidade mesmo quando fabricadas por processos de fusão e solidificação convencionais (30), nas quais a presença de domínios antifase não foi ainda reportada. Até o presente, nenhum modelo satisfatório foi proposto para explicar estes efeitos da macroadição de elementos de liga.

Os intermetálicos Ni_3Al apresentam, em geral, uma alta solubilidade para vários elementos de liga, tendo, portanto, um alto potencial para o endurecimento por solução sólida e/ou por precipitação. Várias linhas de pesquisas vêm sendo perseguidas com vistas ao desenvolvimento de alumíniodeos com melhores propriedades mecânicas – os chamados alumíniodeos avançados. As adições de até 1,5% at. de Háfio têm-se mostrado como as mais promissoras⁽¹⁵⁾. Este aspecto pode ser melhor visualizado por meio dos resultados apresentados nas figuras 2 e 3⁽³⁶⁾ onde o limite de escoamento e resistência máxima (compensada pela densidade) destas ligas são comparados com os de outros materiais convencionalmente utilizados em temperaturas elevadas. Pode-se notar nesta figura que os alumíniodeos avançados apresentam uma relação resistência/peso muito su-

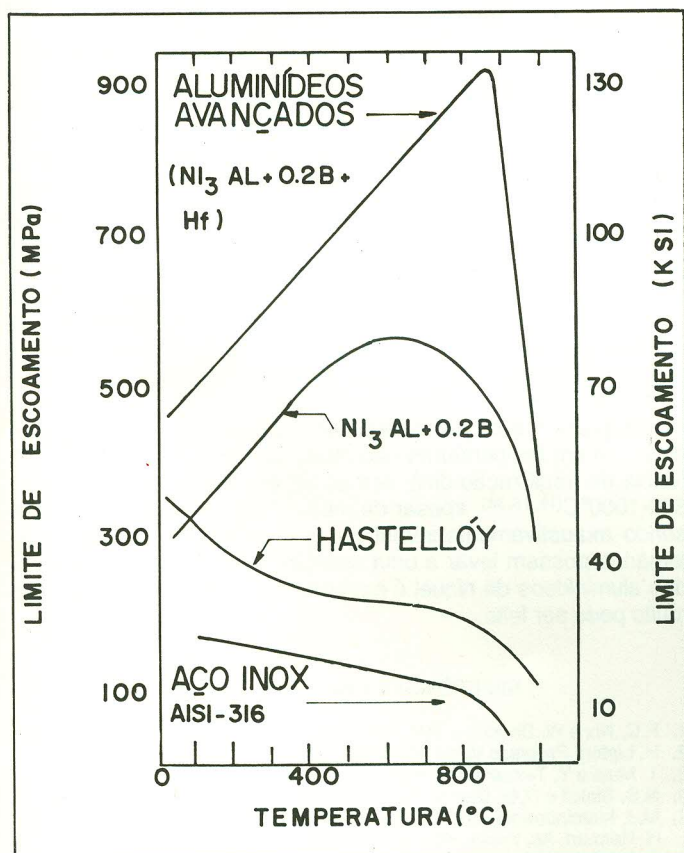


Fig. 2 - Limite de escoamento em função da temperatura do ensaio para as ligas: Aluminídeo Avançado (Ni_3Al borado contendo de 0,5 a 1% at. de Hf); Ni_3Al contendo 0,2% at. de boro; Hastelloy X e aço inoxidável AISI-316. (Ref. 36)

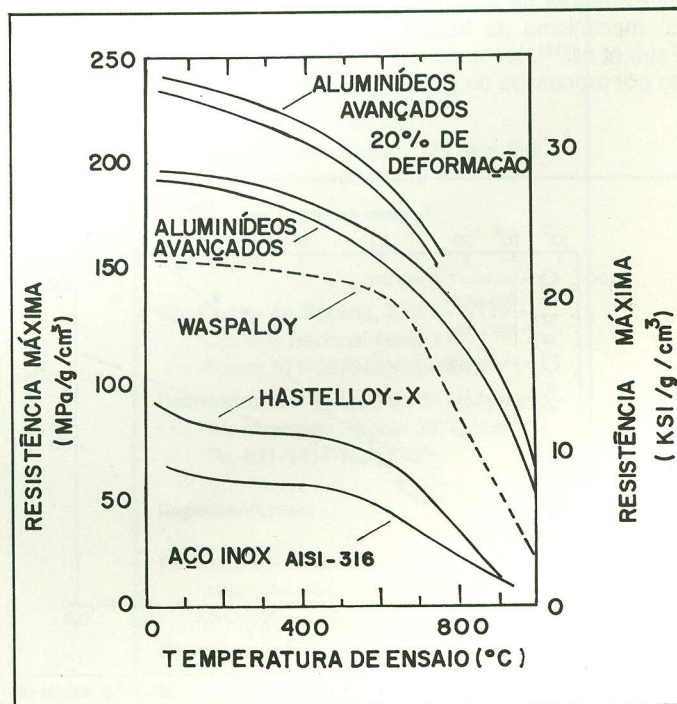


Fig. 3 - Resistência máxima (compensada pela densidade) como função da temperatura de ensaio para as ligas: Aluminídeo Avançado (contendo 0,5 a 1% at. de Hf); Aluminídeo Ni_3Al contendo 0,2% at. de B; Hastelloy-X e Aço Inoxidável AISI-316. (Ref. 36)

perior à dessas ligas tanto no estado "recozido" como "trabalhando a frio".

Embora um grande volume de estudos, com enfoque tecnológico e/ou básico, tenham sido realizados nos últimos cinco anos, a aceitação dos aluminídeos de níquel, como material estrutural para aplicações avançadas, ainda está dependendo de um aprofundamento do conhecimento do desempenho em serviço destas ligas. Este ponto tem motivado as publicações mais recentes, com ênfase no entendimento da fenomenologia e dos mecanismos de deformação plástica nestas ligas^(31, 32, 33, 34, 35, 37, 38, 39, 44) no aprofundamento do conhecimento da transformação ordem-desordem^(40, 41), na investigação das fases presentes^(42, 43).

O conhecimento dos efeitos do tamanho de grão no comportamento mecânico do Ni₃Al, investigado inicialmente por Liu et alii⁽¹⁸⁾, foi ampliado em publicações mais recentes^(32, 45). Na figura 4, os resultados obtidos por vários autores, para o limite de escoamento à temperatura ambiente são reunidos e correlacionados com o tamanho médio de grão. Detalhes das condições experimentais utilizadas por estes autores são apresentados na Tabela 1. Os dados disponíveis para o limite de escoamento da liga pura (Curva A), da liga dopada apenas com Boro (Curva B) e da liga dopada com boro e háfnio (Curva C) são consistentes com a relação de Hall-Petch, $\sigma_Y = \sigma_0 + K_Y d^{-1/2}$, desviando desta apenas para tamanhos de grão grosseiros. A adição de Boro tende a elevar σ_0 e reduzir K_Y . Khadkikar⁽²⁵⁾ argumenta que o aumento de σ_0 , com a adição de Boro é devido ao efeito de endurecimento por solução sólida do Boro, enquanto que o decréscimo de K_Y , que corresponde a uma redução na resistência à propagação do deslizamento, através do contorno de grão, geraria menores concentrações de tensão no contorno e, conseqüentemente, auxiliaria o momento da ductilidade. A comparação das Curvas B e C permite verificar que o efeito do Háfnio, como elemento endurecedor, é mais eficaz para tamanhos de grão mais finos.

A grande maioria dos estudos do comportamento mecânico dos aluminídeos vinha sendo feita a partir de ensaios realizados sob vácuo ou atmosfera controlada. Nestas condições, Liu et alii⁽¹⁵⁾ reportaram alongamentos de 40% para temperaturas de até 600°C e a presença de um mínimo de ductilidade (5-10%) em temperaturas na faixa 800-1000°C, que associaram à transição de mecanismo de fratura de transgranular para intergranular. Taub et alii⁽¹⁶⁾, testando em atmosfera de argônio o Ni₃Al-B obtido por processos de solidificação rápida, verificaram a presença

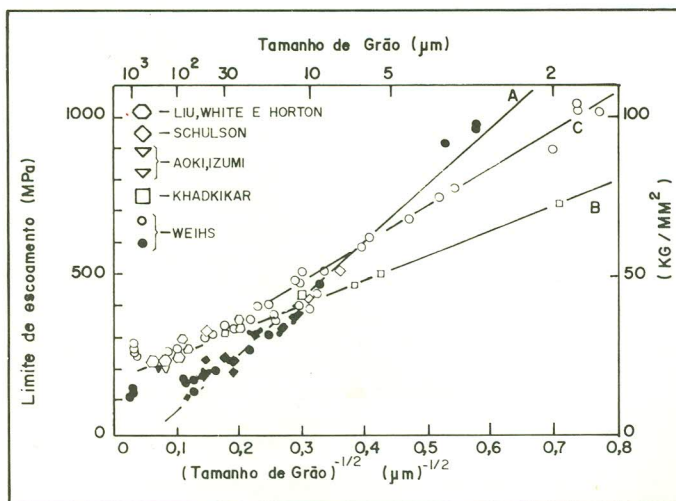


Fig. 4 - Dependência do limite de escoamento com o tamanho médio de grão (símbolos cheios; Ni₃Al puro; símbolos vazios Ni₃Al contendo boro e/ou boro e háfnio). Curva A - Ni₃Al puro; Curva B - Ni₃Al contendo boro; Curva C - Ni₃Al contendo boro e háfnio. Refs. Weihs et alii⁽³²⁾; Khadkikar et alii⁽⁴⁵⁾; Aoki e Izumi⁽⁶⁾; Schulson et alii⁽¹⁷⁾; Liu et alii⁽¹⁸⁾.

Tabela 1: Condições Experimentais utilizadas para Obtenção dos Dados da Figura 4.

Autor	Composição da Liga (% at.)	Faixa de Tamanho de Grão (μm)	Faixa de Temperatura	Processo de Obtenção	Atmosfera do Ensaio
Schulson et alii (17)	25Al 239Al	29 a 80 9 a 80	RT	Pó estrudado Monocristal recristalizado	ar
Liu et alii (18)	24Al 0,1% B (peso)	20 a 200	RT	Fusão a arco	ar
Khadkikar et alii (45)	24,04Al 0,16B 0,38Hf	1,9 a 32,1	RT	Pó + Metalurgia do Pó	ar
Weihs et alii (32)	25Al 25Al, 35B	2 a 1100	77 a 1023K	Pó Solidificado rapidamente consolidado Lingotes homogeneizados	vácuo

de drástica redução da ductilidade, a partir de 400°C. O material falhado a 400°C mantinha, entretanto, a ductilidade em temperaturas baixas, o que indicava que a exposição do material a temperaturas elevadas não mudava a composição e estrutura, de modo a provocar a fragilização. Esta fragilização dinâmica, que ocorre em temperaturas elevadas, foi investigada mais detalhadamente por Liu et alii⁽³⁸⁾, ensaiando aluminídeos borados, dopados ou não com Háfnio, ao ar e sob vácuo a 600°C. Concluem que o ambiente é o maior responsável pela redução na ductilidade: uma mudança no meio, de vácuo para ar, provoca queda de ductilidade de valores de 50% para 1-7%. O oxigênio aparece como o elemento danoso, mas os mecanismos pelos quais ele atua são ainda motivo de discussão. Uma possibilidade seria o enfraquecimento das ligações atômicas na ponta de uma trinca resultante da adsorção/absorção do oxigênio; uma outra possibilidade seria a formação de uma fase eutética contendo boro e/ou oxigênio em contorno.

Uma dificuldade adicional para a utilização dos aluminídeos veio à tona em trabalhos mais recentes, qual seja a ocorrência de recristalização dinâmica⁽³¹⁾ e escorregamento de grão⁽³²⁾ em temperaturas não muito elevadas ($T \sim 500^\circ\text{C}$). Black et alii⁽³⁷⁾ verificam que, sob taxas de deformação muito pequenas ($10^{-7} - 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), os efeitos de contorno de grão provocam queda rápida na tensão de escoamento do aluminídeo a níveis do aço Al-Si-316. No caso dos aços austeníticos, acredita-se que o escorregamento de grão não ocorra devido à precipitação de carbonetos no contorno, bloqueando tanto a estrutura do contorno como as discordâncias em contorno de grão. Alterações na composição química ou a adição de outros elementos de liga poderiam, eventualmente, propiciar efeito semelhante nos aluminídeos de níquel.

A presença de escorregamento de grão e recristalização dinâmica em temperaturas não muito elevadas^(31, 32, 3) e a ocorrência de fragilização dinâmica ao ar, em temperaturas na faixa 800-1000°C^(15, 16, 38), apesar de motivar algum pessimismo, vêm sendo axaustivamente investigadas e parece que os sistemas ternários possam levar a uma solução⁽⁴⁰⁾. Em suma, o universo dos aluminídeos de níquel é extremamente amplo, está aberto, e muito pode ser feito.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- F.C. Nix e W. Shockley; Rev. of Modern Physics, 10 (1938) 1.
- H. Lipton; Progress Metal. Phys. 2 (1950) 1.
- T. Muto e Y. Takashi; Sol. State Phys. 1 (1955) 193.
- N.S. Stoloff e R.G. Davies; Prog. Mat. Sci. 13 (1966) 1
- M.J. Marcinkowski; on "Treatise on Material Sci. and Technology", ed. H. Herman, Ac. Press, Vol. 5, (1974), 181.
- J.H. Westbrook, ed., "Symposium on Mechanical Properties of Intermetallic Compounds", Wiley, N.Y., 1960.
- B.H. Kear, C.T. Sims, N.S. Stoloff e J.H. Westbrook, eds., "Ordered Alloys - Structural Application and Physical Metallurgy", Claitors Publ. Div., Baton Rouge, Louisiana, (1970).

8. K. Aoki e O. Izumi; Nippon Kinzoku Gukaishi 43 (1979) 1190.
9. C.T. Liu e C.C. Koch; Technical Aspects of Critical Materials used by the Steel Industry Vol. 11B, NBS IR-83-2679-9, National Bureau of Standards, EUA, 1983.
10. C. Krause, "Oak Ridge National Laboratory Review, number 4, (1985) 19.
11. P.A. Flinn; Trans AIME 218 (1960) 145.
12. R.G. Davies e N.S. Stoloff; Trans AIME 233 (1965) 714.
13. S.M. Copley e B.H. Kear; Trans AIME 239 (1967) 977.
15. C.T. Liu, W.A. Jemian, H. Inouye, J.Y. Cathcart, S.A. David, J.A. Horton e M.S. Santella; Oak Ridge National Laboratory 6067, 1984, EUA.
16. A.I. Taub, S.C. Huang e R.M. Chang; Metall. Trans A, 15A (1984) 399.
17. E.M. Schulson, T.P. Weihs, D.V. Viens e I. Baker, Acta Metall., 33 (1985) 1587.
18. C.T. Liu, C.L. White e J.A. Horton; Acta Metall., 33 (1985) 213.
19. S.C. Huang, A.I. Taub, K.M. Chang, C.L. Briant e E.L. Hall; "Proc. of the Fifth Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals", Wurzburg, Germany Sept 1984; ed. S. Steed e H. Warlimont, North Holland, Amsterdam (1985): 1407.
20. R.P. Messmer e C.L. White; Acta Metall. 30 (1982) 457.
21. C.T. Liu e C.L. White; "High Temperature Ordered Intermetallic Alloys", Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 39 (1985) 365.
22. C.C. Koch; ibid 39 (1985) 397.
23. C.C. Koch, J.A. Horton, C.T. Liu, O.B. Cavin e J.O. Scarborough; "Rapid Solidification Processing III, ed. Mehabian, NBS (1983) 264.
24. J.A. Horton, C.C. Coch e C.T. Liu; "Proc 41st Annual Meeting of Elec. Microscopy Society of America", ed. G.W. Bailey, San Francisco Press (1983) 248.
25. A.L. Taub, S.C. Huang e K.M. Chang; "Failure Mechanism in High Performance Materials"; Proc 39th Meeting of Mechanical Failures Prevention Group"; ed. J.G. Early, T.R. Shives e J.H. Smith, Cambridge Univ. Press (1985) 57.
26. A. Inoue, T. Masumoto, H. Tomioka e N. Yano, Int. J. of Rapid Solid., 1 (1984) 115.
27. A. Inoue, H. Tomioka e T. Masumoto, J. Mat. Sci. Letters, 1 (1982) 115.
28. A. Inoue, H. Tomioka e T. Masumoto; Metall. Trans. 14A (1983) 1367.
29. A. Inoue, H. Tomioka e T. Masumoto; J. Mat. Science 19 (1984) 3097.
30. T. Takasugi e O. Izumi; Acta Met. 33 (1985) 1259.
31. I. Baker, D.V. Viens e E.M. Schulson; Scripta Met 18 (1984) 237.
32. T.D. Weihs, V. Zinoviev, D.V. Viens, E.M. Schulson; Acta Met. 35 (1987) 1109.
33. R. S. Bellows, E. A. Schwarzkopf e J. K. Tien; Metal. Trans.
34. R. S. Bellows e J. K. Tien; Scripta Metall., 21 (1987) 653.
35. R. S. Bellows e J. K. Tien; Scripta Metall., 21 (1987) 1659.
36. C. T. Liu e J. O. Stiegler; Science 226 (1984) 636 (como citado).
37. R. Black, R. Corolan, and C. Y. Liu; Scripta Met., 21 (1987) 1675.
38. C. T. Liu and C. L. White; Acta Metall., 36 (1987) 643.
39. K. M. Chang, S. C. Huang, A. I. Taub, G. M. Chang e J. W. Morris Jr.; Metall. Trans. 18 (1987) 1819.
40. R. W. Cahn, P. A. Siemers, J. E. Geiger e P. Bardhan; Acta Met. 35 (1987) 2737.
41. R. W. Cahn, P. A. Siemers e E. L. Hall; Acta Met. 35 (1987) 2753.
42. J. A. Horton, C. T. Liu e M. L. Santella; Metall. Trans. 18 (1987) 1265.
43. J. A. Horton e M. K. Miller; Acta Met. 35 (1987) 133.
44. N. R. Bonda, D. P. Pope e C. Laird; Acta Metall. 35 (1987) 2371.
45. P. S. Khadkikar, K. Vedula e B. S. Shabel; Metall. Trans. 18A (1987) 425.



TECLIGAS COMÉRCIO E REPRESENTAÇÕES LTDA.

Matérias-Primas para Fundição e Aciarias:

- . FeSiMg (liga 1 e liga 4)
- . FeSi 75 (Ferro Silício 75)
- . FeSi 45 (Ferro Silício 45)
- . FeMnAc (Ferro Manganês Alto Carbono)
- . FeCrAc (Ferro Cromo Alto Carbono)
- . FeNi (Ferro Níquel)
- . FeMo (Ferro Molibdênio)
- . FeV (Ferro Vanádio)
- . FeTi (Ferro Titânio)
- . FeN (Ferro Níobio)
- . Níquel
- . Manganês
- . Alumínio
- . CaSi (Cálcio Silício)
- . CaSiBa (Cálcio Silício Bário)
- . CaSiMn (Cálcio Silício Manganês)
- . Si Metálico (Silício Metálico)
- . Magnésio Metálico (Cristais, Lingotes, Pó)
- . Ligas de Magnésio (Lingotes)
- . Outros.

Escritórios:

São Paulo – Av. Paulista, 2.073 – S/110 –
Conjunto Nacional-Horsa I –
Fones: 011-2870462/2834402

Belo Horizonte – R. Agenório de Araújo, 230 –
Vila Magnésita – Fone: 031-3336033 –
Tlx. 031-1414-MLUR-BR

Representantes:

Rio de Janeiro – Altec Com. e Representações
Ltda – Av. Mal. Câmara, 160 SI 301/302
– Centro – Fone: 021-2206233

Santa Catarina – Ferro-Liga Representações
Ltda – Rua João Pinheiro, 320 –
Floresta/Joinville – Fone: 0474-227931

Rio Grande do Sul – Fausto Sant'Anna S/A
Representações – Av. Oswaldo Aranha,
522 – Porto Alegre –
Fone: 051-2266099