

# Metalurgia Física

## Efeitos da adição de níquel em ligas ferro-cromo. Parte I: propriedades mecânicas

Franco de Castro Bubani

Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, Campinas, SP. E-mail: [fubani@yahoo.es](mailto:fubani@yahoo.es)

Célia Cristina Moretti Decarli

Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, Campinas, SP. E-mail: [cdecarli@fem.unicamp.br](mailto:cdecarli@fem.unicamp.br)

Daniel Cirillo Marques

Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, Campinas, SP. E-mail: [dcirillo@fem.unicamp.br](mailto:dcirillo@fem.unicamp.br)

Celso Antonio Barbosa

Villares Metals, Sumaré, SP. E-mail: [celso.barbosa@villaresmetals.com.br](mailto:celso.barbosa@villaresmetals.com.br)

Anselmo Eduardo Diniz

Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, Campinas, SP. E-mail: [anselmo@fem.unicamp.br](mailto:anselmo@fem.unicamp.br)

Paulo Roberto Mei

Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, Campinas, SP. E-mail: [pmei@fem.unicamp.br](mailto:pmei@fem.unicamp.br)

### Resumo

O objetivo desse trabalho é estudar a influência de adições de níquel sobre as propriedades mecânicas de ligas Fe-Cr. Para atender a esse propósito, foram preparadas diversas ligas com a composição básica 18%Cr - 0,01%C - 0,2%Si - 0,4%Mn, variando-se o teor de níquel (0, 10, 20, 40 e 60 % em peso). A caracterização das ligas foi feita por difração de raios X e análise térmica. Foi determinada a dureza das ligas no estado como recebido e após a imposição de deformação a frio. Foram realizados ensaios de tração à temperatura ambiente e a 350°C, para verificar o efeito da temperatura sobre o comportamento mecânico das mesmas. O objetivo da caracterização mecânica das ligas é o de associar as propriedades mecânicas com as propriedades de usinabilidade, obtidas em estudo que está sendo desenvolvido em paralelo.

**Palavras-chave:** Aços inoxidáveis, ligas à base de níquel, propriedades mecânicas, usinabilidade.

### Abstract

*The aim of this work was to study the influence of Ni additions on the mechanical properties of Fe-Cr alloys. For this purpose, alloys were prepared with an 18%Cr-0.01%C-0.2%Si-0.4%Mn base composition and variable Ni content (0, 10, 20, 40 and 60 weight %). The alloys were characterized by X-Ray diffraction and thermal analyses. Their hardness was determined before and after cold deformation. Tension tests were carried out at room temperature and 350°C to verify the effect of temperature on the mechanical behavior of the alloys. The mechanical characterization aim was to use these figures to correlate mechanical properties and machinability (results originating from a parallel study).*

**Keywords:** Stainless steels, Ni alloys, mechanical properties, machinability.

## 1. Introdução

Os aços especiais de alta liga e as ligas especiais à base de níquel são objeto de grande interesse por parte de empresas, uma vez que apresentam alto valor agregado; por esse motivo, demandam um conhecimento profundo da sua metalurgia. Os aços especiais de alta liga são os aços com teor de elementos de liga maior que 8%, cujas características e propriedades finais são fortemente condicionadas pelo processo de fabricação. Já as ligas especiais são, em sua maioria, constituídas por ligas à base de níquel e possuem características especiais [1].

Entre as famílias desses materiais, são objeto de interesse, no presente estudo, os aços inoxidáveis austeníticos e as ligas à base de níquel. Esses materiais representam uma parcela importante das ligas usadas, principalmente, nas indústrias aeronáutica, química, naval, alimentícia e biomecânica. Os aços inoxidáveis, a cada dia, conquistam maior destaque no mercado de materiais, pelas propriedades mecânicas adequadas aliadas à elevada resistência à corrosão. Entretanto a composição requerida, para permitir tais propriedades, compromete sua usinabilidade, devido à alta taxa de encruamento [2,3]. Em geral, a usinabilidade de aços inoxidáveis e ligas à base de Ni requer maior potência, menores velocidades de corte, máquinas e ferramentas mais rígidas e ferramentas com geometrias e revestimentos especiais [4,5].

O cromo e o níquel são os elementos de liga principais presentes na com-

posição dos aços inoxidáveis: a presença do cromo aumenta, grandemente, a resistência à corrosão; o níquel, por sua vez, promove a formação e estabilização da austenita, promovendo um aumento considerável na resistência mecânica. Em relação às propriedades em usinagem, a presença desses elementos é prejudicial, uma vez que uma melhor usinabilidade está associada a uma condição de baixa dureza (e resistência) e baixa ductilidade [6]. Os aços inoxidáveis austeníticos no estado solubilizado apresentam alto coeficiente de encruamento e alta ductilidade.

A caracterização mecânica das ligas visa a observar as alterações causadas pela deformação imposta pelo processo de usinagem, assim como pelo aumento de temperatura que ocorre na interface peça/ferramenta. Espera-se, com essa caracterização, facilitar o entendimento do comportamento do material sob usinagem e proporcionar condições de promover melhorias no processo, visando a aumentar a produtividade em empresas que utilizam o processo na fabricação e/ou transformação de ligas inoxidáveis.

## 2. Procedimento experimental

As ligas utilizadas nesse trabalho foram produzidas pela Villares Metals, cujas composições encontram-se na Tabela 1. Os teores de níquel variaram de 0 a 60%.

O material foi forjado e laminado em temperaturas na faixa de 1150 a 1180°C.

A liga com 0% de níquel foi recozida a 790°C por 1 hora e resfriada, rapidamente, com ar soprado. As demais ligas foram recozidas a 1050°C por 1 hora e resfriadas em água. O material foi entregue na forma de barras de seção circular, com diâmetro de 54 mm.

Os espectros de raios X foram obtidos utilizando um difratômetro de raios-X DMAX2200, Rigaku Co. Para determinar o ponto de fusão das ligas estudadas, foram realizados ensaios de análise térmica em um equipamento STA 409 Termische Analyse, da Netzsch, que atinge a temperatura máxima de 1500°C.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina MTS, utilizando-se corpos-de-prova cilíndricos, com comprimento da parte útil de 30 mm e diâmetro de  $4,95 \pm 0,05$  mm. Foram realizados ensaios de tração à temperatura ambiente (5 corpos-de-prova para cada uma das ligas) e ensaios a 350°C (3 corpos de prova para cada uma das ligas), tentando simular o aquecimento que ocorre devido ao processo de usinagem [7]. Os corpos-de-prova para os ensaios a quente foram usinados nas mesmas dimensões, mas com roscas nas extremidades. O aquecimento foi feito através de um forno de resistências elétricas. Atingida a temperatura de ensaio, o corpo-de-prova era mantido a essa temperatura por 5 minutos e, então, ensaiado.

Os ensaios de dureza foram realizados segundo Norma ASTM E 382-89, em um microdurômetro 1600-6300, da Buehler, utilizando carga de 1 kgf. Mediu-se a dureza na liga recozida (como

Tabela 1 - Composições das ligas utilizadas nesse trabalho.

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	N
0Ni	0,012	0,24	0,43	18,1	0	0,18	0,10	0,01	0,0036
10Ni	0,014	0,21	0,39	18,0	10,2	0,11	0,09	0,011	0,0033
20Ni	0,014	0,21	0,40	18,0	20,1	0,09	0,09	0,011	0,0031
40Ni	0,019	0,21	0,45	17,9	40,2	0,05	0,05	0,007	0,0025
60Ni	0,010	0,21	0,45	17,8	60,2	0,02	0,02	0,006	0,0017

recebida) e, após o ensaio de tração, na temperatura ambiente (região próxima ao local de rompimento do corpo-de-prova), nas direções transversal e longitudinal, conforme esquema apresentado na Figura 1, foram realizadas 5 medidas de dureza em cada uma das seções dos corpos-de-prova, totalizando 25 medidas de dureza para cada liga. Para o caso do material no estado recozido, foram realizadas 20 medidas ao longo do diâmetro das barras.

### 3. Resultados e discussões

Os espectros de raios X, para as ligas após o recebimento, são apresentados na Figura 2(a) e, após a realização dos ensaios de tração à temperatura ambiente, na Figura 2(b). Esse segundo conjunto de padrões de raios X foi levantado com o objetivo de observar o efeito da deformação sobre o comportamento das ligas, no sentido de se observar a ocorrência de transformações de fases provocadas pelas deformações impostas. Como se pode observar na Figura 2(a), obteve-se, para a liga sem adição de níquel, uma microestrutura totalmente ferrítica, como era esperado. As demais ligas, independentemente do teor de níquel, apresentaram-se totalmente austeníticas, sem a presença de outras fases. No segundo conjunto de espectros (Figura 2(b)), para a liga com 10% de níquel observaram-se uma mudança na intensidade, principalmente no primeiro pico, e o aparecimento de outro pico, próximo a  $35^\circ$ , sugerindo a formação de martensita. Esse fato será investigado, posteriormente, através da caracterização microestrutural das amostras e de um refinamento dos dados de difração de raios X.

Os dados obtidos, nos ensaios de análise térmica, são apresentados na Figura 3, onde se observa uma ligeira tendência à diminuição do ponto de fusão das ligas, à medida que se aumenta o teor de níquel das mesmas. Esse resultado era esperado e previsto pelo diagrama ternário Fe-Cr-Ni, ilustrado na Figura 4 [8]. Observa-se, ainda, que os valores

obtidos estão coerentes com os valores disponíveis na literatura. A liga com 0% de Ni não fundiu até a temperatura de  $1500^\circ\text{C}$ , o que está de acordo com o diagrama, que indica mudança de estado a aproximadamente  $1520^\circ\text{C}$  para essa composição.

Os resultados dos ensaios de tração à temperatura ambiente e a  $350^\circ\text{C}$  são apresentados nas Figuras 5 a 7.

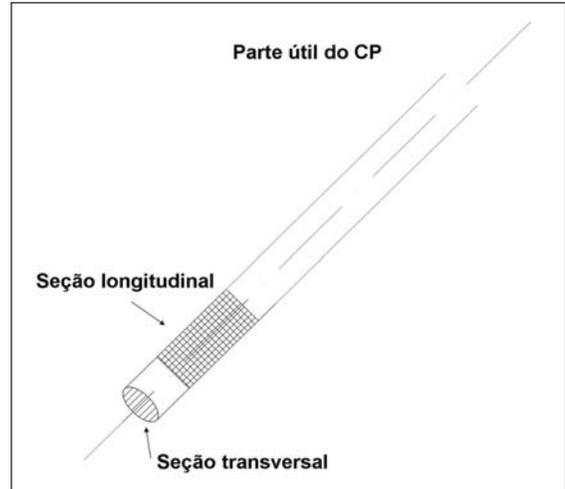


Figura 1 - Esquema mostrando as regiões de medida de dureza.

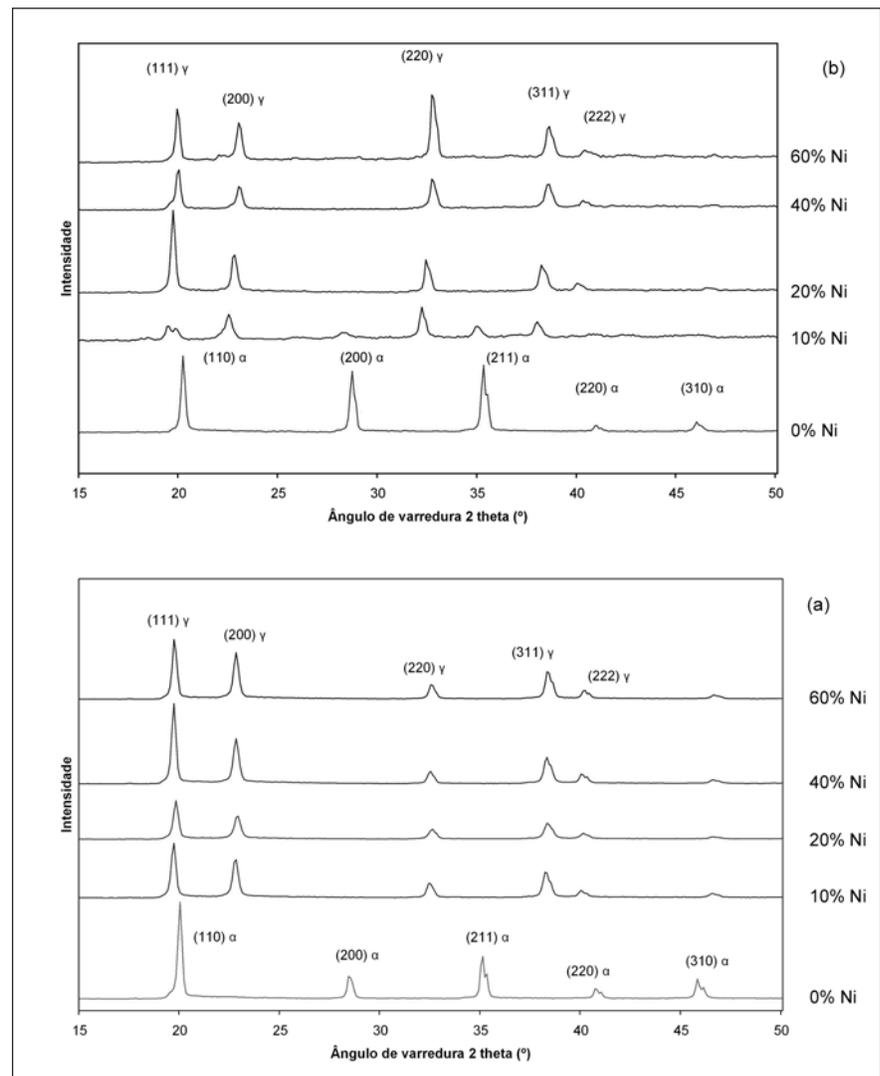


Figura 2 - Espectros de raios X para as diferentes ligas em estudo. (a) material recozido, (b) material após os ensaios de tração à temperatura ambiente.

Na Figura 5, observa-se o efeito do teor de níquel no LE (limite de escoamento) das ligas estudadas. Como se pode observar, a liga ferrítica (0% Ni) apresentou o maior valor de LE (271 MPa à temperatura ambiente e 170 MPa a 350°C). As amostras austeníticas apresentaram menores valores para essa propriedade (160 a 185 MPa para as ligas ensaiadas na temperatura ambiente e de 120 a 150 MPa para as ligas ensaiadas a 350 °C). O fato de a liga ferrítica (0%Ni) apresentar valores mais altos para essa propriedade, nas duas condições de ensaio, pode ser associado à sua estrutura cristalina, uma vez que materiais com estrutura cúbica de corpo centrado, como a ferrita, oferecem uma maior resistência ao deslizamento de planos cristalinos do que a austenita, que tem estrutura cúbica de face centrada [9]. Da Figura 5, observa-se, ainda, que os valores obtidos nos ensaios a 350°C são sempre menores que os obtidos na temperatura ambiente. Esse comportamento é esperado, uma vez que o aumento da temperatura do ensaio facilita o deslizamento de planos atômicos. Aumentando-se o teor de níquel, ocorre uma elevação contínua no LE a 350°C. No ensaio à temperatura ambiente, ocorre uma redução do LE, quando o valor de níquel é aumentado de 10 para 20 e 40%, sendo que o LE volta a aumentar para 60% de níquel.

Por outro lado, observa-se, na Figura 6, que o LR (limite de resistência à tração) da liga ferrítica (0% Ni) é menor que o das ligas austeníticas. Na temperatura ambiente, o LR da liga ferrítica foi 430 MPa contra 507 a 580 MPa das ligas austeníticas. Na temperatura de 350°C, o LR da liga ferrítica foi de 310 MPa contra 380 a 480 MPa das austeníticas. O aumento do níquel nas ligas austeníticas provocou uma variação no LR análoga à detectada no LE: aumentando-se o teor de níquel ocorre uma elevação contínua no LR a 350°C. No ensaio à temperatura ambiente, ocorre uma redução do LR, quando o valor de níquel é aumentado de 10 para 20 e 40%, sendo que o LR volta a aumentar para 60% de níquel. Segundo Choudhury [10], a adição de níquel eleva a resistência mecânica e a tenacidade da liga. As ligas austeníticas apresentam alta capacidade de absorver trabalho a frio, por encruamento e formação de martensita [9]. Foi realizado um teste magnético em cada uma das ligas: no estado recozido, após ensaio de tração à temperatura ambiente e após ensaio de tração a 350°C. Para as ligas no estado recozido, apenas a liga sem níquel (ferrítica) apresentou caráter magnético, o mesmo ocorrendo nos testes feitos nas ligas após tração a 350°C, indicando que as ligas com níquel eram totalmente austeníticas. Na liga totalmente ferrítica, esse resultado era esperado, uma vez que a fase ferrita é magnética. Após ensaio de tração à temperatura ambiente, as ligas com 0%Ni e com 10%Ni responderam ao teste, indicando a presença de uma fase magnética. Tendo em vista os dados do teste magnético e o alto valor de LR obtido para a liga 10%Ni após tração a frio, pode-se supor que, nessa liga, houve transformação de austenita em martensita, induzida pela deformação imposta. No ensaio a 350°C, não houve formação de martensita e o LR foi bastante reduzido. Assim, os dados, após ensaio de tração a 350°C, indicam o efeito do níquel em aumentar o LR das ligas por solução sólida, livre do efeito de formação de martensita.

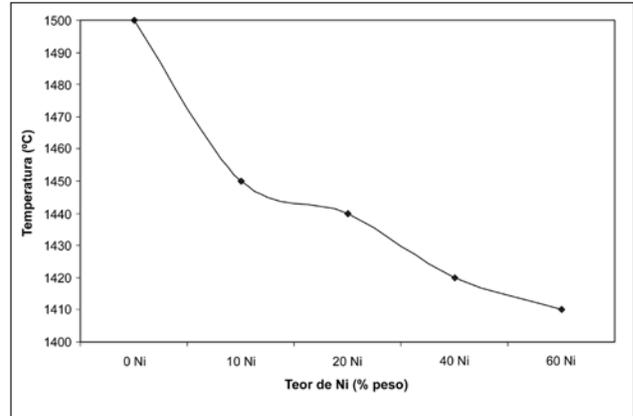


Figura 3 - Temperatura *liquidus* das ligas em estudo, obtidas nos ensaios de análise térmica.

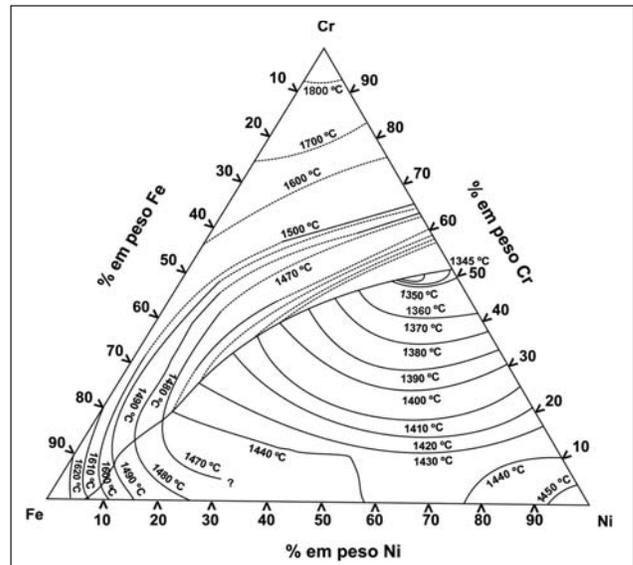


Figura 4 - Seção do diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni, onde se pode observar a projeção da linha *liquidus* (8).

A liga sem níquel (ferrítica) apresentou uma menor RA (Redução de Área) que as ligas com níquel, tanto no ensaio de tração à temperatura ambiente, como no ensaio a 350°C. O teor de níquel entre 10 e 60% não alterou, de maneira significativa, o RA das ligas analisadas.

Para se compararem os resultados obtidos, nos ensaios realizados, com os disponíveis na literatura, escolheu-se o aço 304L (0,03 C/ 1 Si/ 2 Mn/ 0,045 P/ 0,03 S/ 9-13 Ni e 18-20 Cr, % em peso), cuja composição química se aproxima bastante da liga com 10% de níquel desse trabalho. Da literatura, tem-se que, para o aço 304L, no estado recozido, LE = 170 MPa e LR = 450 MPa. Os valores obtidos, nos ensaios realizados, para a liga com 10% de Ni, como recebida, foram LE = 173 MPa e LR = 501 MPa, compatíveis com os dados fornecidos pela literatura [11].

Na Figura 8, observa-se que todas as ligas (ferrítica e austeníticas), na condição recozida (como recebida), não apresentaram valores de dureza muito diferenciados, situados na faixa de 140 a 170 HV, mostrando que a variação do teor de níquel não exerceu influência significativa na dureza. Após o ensaio de tração, na temperatura ambiente, na região próxima ao local de rompimento do corpo-de-prova, observou-se uma mudança sensível na dureza das ligas, tendo as ligas austeníticas apresentado uma dureza sempre maior que a liga ferrítica. Os valores de dureza apresentados são referentes às medidas feitas na seção transversal do corpo-de-prova. Cabe, porém, ressaltar que os valores obtidos, nas medidas realizadas, na seção longitudinal, são muito próximos, não justificando a necessidade de apresentá-los. A dureza nas ligas com níquel, após o ensaio de tração à temperatura, apresentou um comportamento semelhante ao observado no LR obtido à temperatura ambiente (Figura 6): uma alta dureza para 10 % Ni, depois uma redução da dureza, quando o valor de níquel é aumentado de 10 para 20 e 40%, sendo que a dureza volta a aumentar para 60% Ni. A liga com 10% Ni apresentou um valor de dureza próximo a 350 Vickers, enquanto que, nas outras ligas com níquel, esse valor ficou em torno de 250 Vickers, reforçando a hipótese de que o encruamento sofrido pode ter provocado a formação de martensita. Esse aspecto continua a ser mais bem investigado através da caracterização microestrutural da amostra.

#### 4. Conclusões

Para ligas 18Cr-0,01C-0,2Si-0,4Mn (% em peso) com diferentes teores de níquel (0, 10, 20, 40 e 60, % em peso), observou-se que:

1. A adição de níquel fez com que a estrutura mudasse, no estado recozido, de totalmente ferrítica para totalmente austenítica, ficando, ainda, evidente que a elevação do teor de níquel provocou uma redução no ponto de fusão dessas ligas.
2. A liga ferrítica (0% Ni) apresentou os maiores valores para o limite de escoamento (LE), tanto no ensaio de tração à temperatura ambiente, como no ensaio de tração a 350°C.

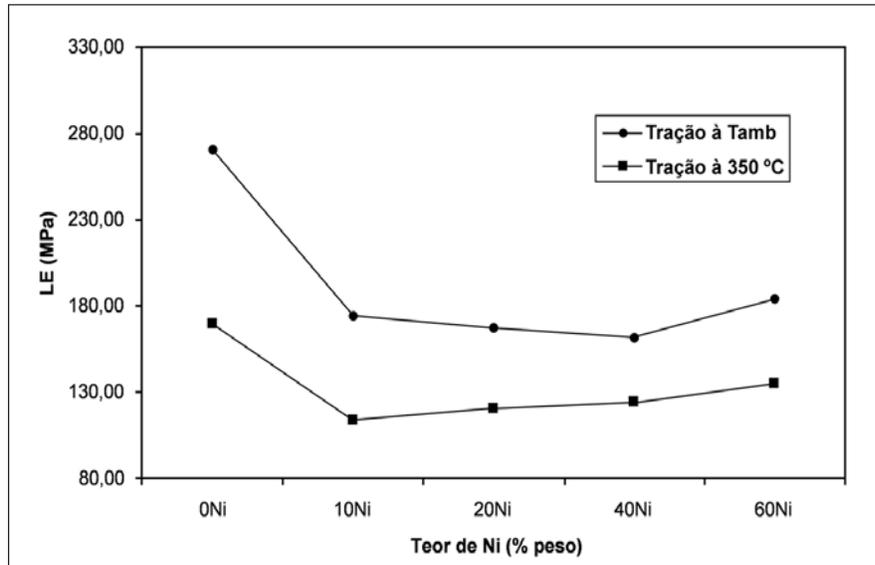


Figura 5 - Limite de escoamento em função do teor de níquel.

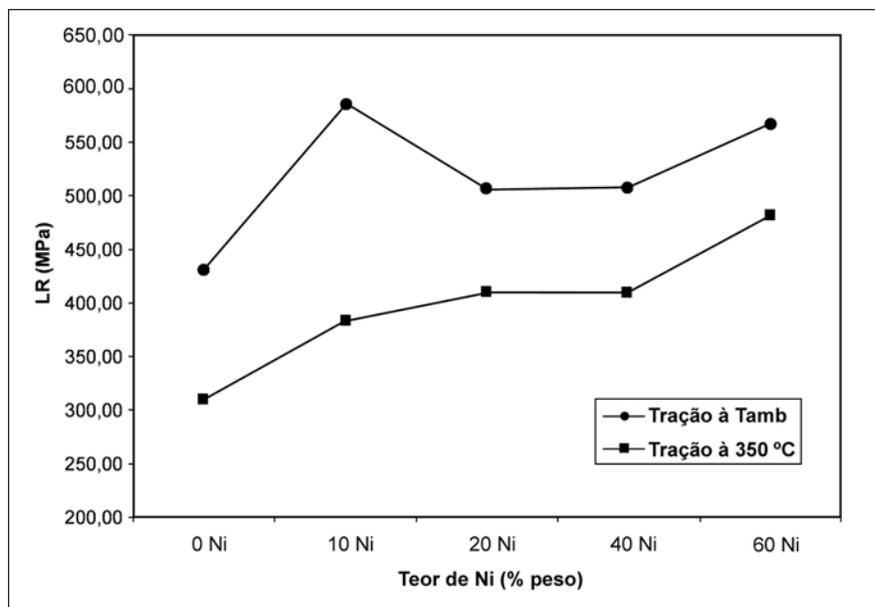


Figura 6 - Limite de resistência à tração em função do teor de níquel.

3. A liga ferrítica (0% Ni) apresentou os menores valores para o limite de resistência (LR), tanto no ensaio de tração à temperatura ambiente, como no ensaio de tração a 350°C.
4. Das ligas com níquel, a de 10% Ni foi a que apresentou o maior valor de LR no ensaio de tração à temperatura ambiente, além de ser a única a apresentar características magnéticas após tal ensaio, indicando que a deformação deva ter induzido a formação de martensita na mesma, explicando o seu maior LR e sua maior dureza (medida na região deformada após o ensaio de tração).

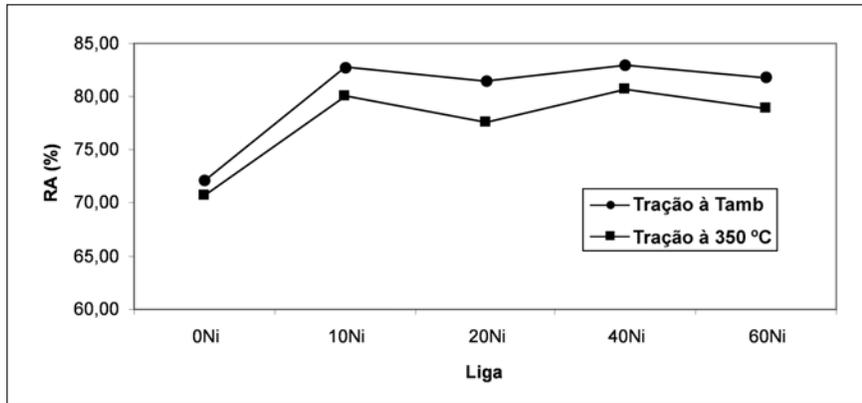


Figura 7 - Redução de área no ensaio de tração em função do teor de níquel.

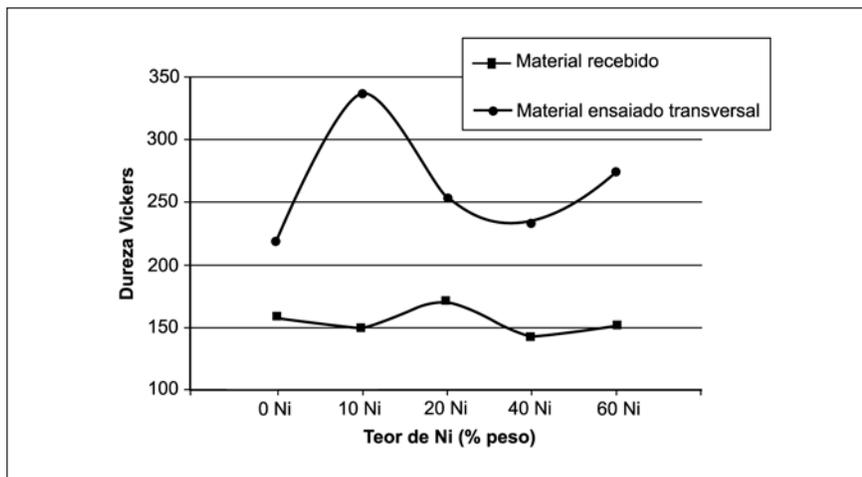


Figura 8 - Dureza Vickers em função do teor de níquel nas ligas como recebidas e após o ensaio de tração na temperatura ambiente (região próxima ao local de rompimento do corpo-de-prova).

- O ensaio de tração a 350°C indicou que a elevação do teor de níquel provocou um aumento contínuo no LR pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida, visto que, após o ensaio, a liga com 10% Ni não mais apresentava características magnéticas, indicando não haver martensita na mesma.
- A liga sem níquel (ferrítica) apresentou uma menor RA (Redução de Área) que as ligas com níquel, tanto no ensaio de tração à temperatura ambiente, como no ensaio a 350°C. O teor de níquel entre 10 e 60% não alterou, de maneira significativa, o RA das ligas analisadas.

## 5. Agradecimentos

Ao CNPq, e à Villares Metals e Bosch pelo suporte financeiro dado a esse projeto. Aos técnicos do DEMA e do DEF da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

## 6. Referências bibliográficas

- WARBURTON, P. *Iron and Steel Institute Special Report*, n. 94, p. 161, 1965.
- EZUGWU, E.O., BONNEY, J., YAMANE, Y. An overview of the machinability of aeroengine alloys. *J. Materials Processing and Engineering*, v. 134, p. 233-253, 2003.
- HUTCHINGS, I.M. Tribology: friction and wear of engineering materials. *Arnold*, 1995.
- ZUM GAHR, K.H. Wear by hard particles. *Tribology International*, 31, p.587-596, 1998.
- WILLIAMS, J.A. The laboratory simulation of abrasive wear. *Tribotest Journal*, 3-3, p.267-306, 1997.
- TAKATSU, S. Recent development in hard cutting tool materials. *High Temp. Mat. Proc.*, v. 9, p. 175, 1990.
- MILLER, M.R., MULHOLLAND, G., ANDERSON, C. Experimental cutting tool temperature distributions. *J. Manufacturing Science and Engineering*, v. 125, p. 667-673, 2003.
- BAKER, H. Alloy Phase Diagrams. *ASM Handbook.*, v. 3, p. 2-153 e p. 3- 43, 1992.
- MONTHEILLET, F., COHEN, M., JONAS, J.J. Axial stresses and texture development during the torsion testing of Al, Cu and  $\alpha$ -Fe. *Acta Metallurgica*, v. 32, p. 2077-2089, 1984.
- CHOUDHURY, I.A., EL-BARADIE, M.A. Machinability of nickel-base super alloys: a general review, *J. Mat. Proc. Tech.*, p.278, 1998.
- WASHKO, S.D., AGGEN, G. Wrought Stainless Steels. *ASM Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels and High-performance Alloys.*, v. 1, p. 841, 1990.

Artigo recebido em 30/07/2006 e aprovado em 05/10/2006.



Rem - Revista Escola de Minas  
71 anos divulgando CIÊNCIA.