

EFEITO DO Si E P NA TENACIDADE DO AÇO H11, UTILIZADO EM FERRAMENTAS DE TRABALHO A QUENTE¹

Rafael Agnelli Mesquita²
Celso Antonio Barbosa³
Cristiane Sales Gonçalves⁴
Hans-Jürgen Kestenbach⁵

Resumo

Aços ferramenta para trabalho a quente são utilizados em matrizes de conformação a quente de metais, principalmente aços, ou fundição de ligas não ferrosas. Nessas aplicações, são submetidos a choques térmicos e esforços mecânicos sob concentradores de tensão, tornando a incidência de trincas um importante modo de falha. O presente trabalho discute o efeito do Si e P na tenacidade do aço H11 – um dos principais aços desta classe e base para novos aços, que apresentam menor teor desses elementos. O aço H11 e composições variando os teores de P e Si foram produzidos em lingotes de escala piloto, obtidos em forno de indução a vácuo. Após forjamento e recozimento, as composições foram avaliadas quanto à resposta ao tratamento térmico e tenacidade em impacto (Charpy V). Os resultados obtidos são correlacionados à microestrutura dos carbonetos secundários, precipitados no revenimento, através da análise por microscopia eletrônica de transmissão. No aço H11, o aumento da temperatura de revenimento entre 450 e 600°C causa redução da dureza e aumento da energia de impacto. Contudo, entre 600 e 650 °C, observa-se redução da energia de impacto, indicando uma fragilidade de revenido próxima a 625 °C. Este fenômeno depende significativamente do teor de Si, sendo menos intenso para as composições com Si igual ou menor que 0,3% e mais intenso para composições com 1 e 2% de Si. As razões para o efeito do Si são discutidas, baseadas em informações de literatura e resultados de microscopia eletrônica de transmissão obtidos no presente trabalho.

Palavras-chave: Aço ferramenta para trabalho a quente; H11; Fósforo; Silício; Tenacidade.

EFFECT OF SILICON AND PHOSPHOROUS ON THE TOUGHNESS OF H11 HOT WORK TOOL STEEL

Abstract

Hot work tool steels are used in dies for hot metal forming, mainly steels, or casting dies for non-ferrous alloys. In such applications, they are exposed to thermal shocks and inhomogeneous stress distributions (mechanical stressing under stress-risers), making the occurrence of cracks an important failure mode. The present paper discusses the effect of Si and P on the toughness of H11 steel – an important grade for industrial applications and base for several new grades, which present lower amounts of these elements. Several alloy compositions of H11 type steel were prepared under industrial laboratory conditions, varying the contents of P and Si. After hot forging and annealing, the alloys were characterized with respect to their heat treating response and impact toughness (Charpy V). The results were correlated with the tempering precipitates, by means of transmission electron microscopy. In H11 steel, an increase in tempering temperatures causes reduction of hardness and increase of impact strength. However, between 600 and 650 °C, impact toughness is reduced, indicating temper embrittlement for temperatures close to 625°C. This phenomenon strongly depends on Si, being less intense for Si contents of 0,3% or below, and more intense for compositions with 1 or 2% Si. The reasons for such effects are discussed, based on literature information and on the present paper's transmission electron microscopy results.

Key words: Hot work tool steel; H11; Phosphorous; Silicon; Toughness.

¹ Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Engenheiro de Materiais, membro da ABM, Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, Pesquisador da Villares Metals S. A., Sumaré, SP, Brasil, e-mail: rafael.mesquita@villares.com.br.

³ Engenheiro Metalurgista, membro da ABM, Gerente de Tecnologia da Villares Metals S. A., Sumaré - SP, Brasil, e-mail: celso.barbosa@villares.com.br.

⁴ Estudante do curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, Brasil, e-mail: 9240907@polvo.ufscar.br.

⁵ Ph.D., membro da ABM, Professor Titular da Universidade Federal de São Carlos, Departamento de Materiais, São Carlos, SP, Brasil, e-mail: dhjk@power.ufscar.br.

1 INTRODUÇÃO

Os aços ferramenta para trabalho a quente são desenvolvidos para aplicação em matrizes, moldes, punções e outros dispositivos, genericamente designados por ferramentas, utilizados em processos de conformação de materiais em alta temperatura. Três principais processos principais utilizam tais ferramentas: o forjamento a quente de aços e outras ligas metálicas, extrusão de ligas não ferrosas, principalmente ligas de alumínio, e fundição de ligas leves, das quais o alumínio é, também, o principal material.

No forjamento de aços, por exemplo, o tarugo forjado possui temperaturas tipicamente em torno de 1200 °C. Dependendo do tempo de contato, as camadas da ferramenta aquecem, gerando significativa perda em dureza no aço ferramenta, devido ao revenimento em trabalho. Na conformação de ligas não ferrosas, por fundição ou extrusão, os moldes ou matrizes também aquecem. Apesar da menor temperatura do material conformado, também existe significativo aquecimento da ferramenta, devido à maior transferência de calor por um líquido fundido.

A elevada produção de peças torna cíclico, na maioria dos casos, o aquecimento das matrizes. Assim, falhas por fadiga térmica podem ocorrer, devido à alternância das tensões térmicas de tração e compressão na superfície da ferramenta. Nestes casos, a profundidade e o número das trincas térmicas ocasionadas podem gerar a falha da ferramenta, levando a um posterior reparo ou total substituição. As peças produzidas por todos os processos descritos também podem possuir geometria complexa, com variações de seção e cantos vivos. Assim, a ferramenta possui, naturalmente, concentradores de tensão, que também podem gerar trincas.

Em geral, os fatores aquecimento, concentradores de tensão e fadiga térmica estão inter-relacionados, determinando a vida da ferramenta. Desta forma, é esperada, por parte do aço ferramenta empregado, a melhor combinação de tenacidade e resistência em alta temperatura. Tal arranjo de propriedades é obtido com materiais de carbono entre 0,30 a 0,50% e elevado teor de elementos de liga, normalmente acima de 5%.⁽¹⁾

Após adequado processamento pelo fabricante do aço,⁽²⁾ a microestrutura dos aços para trabalho a quente deve ser constituída de martensita revenida em alta temperatura, normalmente com baixíssima quantidade de fases grosseiras, como carbonetos ou inclusões. Devido às altas temperaturas de trabalho, a matriz microestrutural deve ser endurecida pela precipitação de carbonetos estáveis – precipitação secundária, uma vez que a dureza intrínseca da martensita é insuficiente, pelo baixo teor de carbono em solução sólida acima de 500 °C. Acima desta temperatura,^(1,3) em aços como H11 e H13, formam-se carbonetos finos M_7C_3 (ricos em Cr), M_2C (ricos em Mo) e MC (ricos em V). Em temperaturas maiores, os carbonetos de liga também ficam mais grosseiros, e novos carbonetos mais estáveis como $M_{23}C_6$ (ricos em Cr) e M_6C (ricos em Mo) tendem a aparecer. Quanto mais lenta esta última fase, maior a resistência à perda em dureza do aço, denominada por resistência ao revenido.

Assim como a resistência a quente, a tenacidade dos aços para trabalho a quente depende significativamente dos carbonetos secundários. Primeiramente, porque está diretamente relacionada à dureza, e esta ao endurecimento gerado pelos carbonetos secundários. Segundo, pela importância do tamanho, forma e distribuição dos carbonetos precipitados na tenacidade. Um exemplo disto é a importância das condições de tratamento térmico na tenacidade das ferramentas, conhecido na literatura⁽³⁻⁴⁾ e na indústria.⁽⁵⁾ Por exemplo, é conhecida⁽³⁻⁵⁾ a influência das condições de têmpera na tenacidade dos aços ferramenta, podendo gerar fragilização dos contornos de grão da austenita prévia à martensita pela precipitação

de contornos. Além deste efeito, condições lentas de têmpera propiciam maior formação de bainita que, por sua vez, muda as condições de precipitação secundária e reduz a tenacidade o material.⁽⁴⁾

Recentemente, novos aços ferramenta têm sido desenvolvidos com uma característica comum – a de empregar teores de Si muito menores que os usuais.⁽⁶⁻⁹⁾ Na realidade, estes aços possuem teores de Si – em torno de 0,30%, considerados normais se comparados aos aços ao carbono, porém menores que os toeres da ordem de 1% utilizados nos aços ferramenta mais tradicionais – H11 e H13.⁽¹⁾ Esta nova linha de ligas tem mostrado que a redução do teor de Si promove superior resistência ao revenido, ou seja, maior resistência perda em dureza durante o trabalho, associada à tenacidade significativamente mais elevada.

O efeito da redução do Si na resistência a quente parece estar relacionado à maior precipitação de carbonetos MC, ricos em V, nas ligas de baixo Si.⁽¹⁰⁻¹¹⁾ Quanto à tenacidade, por outro lado, existem algumas possíveis explicações,⁽¹¹⁻¹³⁾ porém não coincidentes. Algumas delas apontam possível relação com segregação de P durante o revenimento.⁽¹²⁻¹³⁾

O presente trabalho investiga a tenacidade para várias composições do aço H11, avaliando, separadamente, os efeitos do Si e do P. Os resultados obtidos são discutidos com base em informações de literatura e, também, quanto a análises de microscopia eletrônica de transmissão (MET). A tenacidade é medida, em detalhe, nas regiões de revenimento mais comuns destes materiais – entre 500 e 650 °C, identificando, pela primeira vez, a temperatura de mínima energia de impacto. Os possíveis mecanismos e as questões ainda importantes sobre o assunto são levantados.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram avaliadas corridas experimentais produzidas em forno de indução a vácuo, sendo a composição química final mostrada na Tabela 1. Os lingotes experimentais, de aproximadamente 50 kg e 140 mm de seção média, foram forjados para bitolas quadradas de 70 mm, totalizando 4 vezes de redução em área. Prévio ao forjamento, foi realizado um patamar de 20 horas em alta temperatura, visando homogeneizar a microestrutura e reduzir possíveis efeitos de microsegregação. Os materiais foram recozidos em um ciclo denominado recozimento especial, envolvendo austenitização, resfriamento rápido e revenimento em alta temperatura (subcrítico), seguido de resfriamento lento. Estas etapas de processamento visam obter a microestrutura mais adequada para esses materiais, conforme discutido por Mesquita e Barbosa.⁽²⁾

Tabela 1. Composição química dos aços estudados. Porcentagem em massa, à exceção dos mostrados em ppm, e balanço em Fe. A identificação das ligas reflete o teor de Si. As identificações em que o P não é mostrado possuem o teor de P usual – 0,025%, mas as identificadas como “bP” possuem menor teor de P, 0,010%, próximo ao aplicado pelos novos aços ferramenta.^(6,8)

Ident.	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Co	Cu	Al	P	S ppm	N ppm	O ppm
0,06Si	0,35	0,06	0,36	5,02	0,20	1,27	0,09	0,42	0,06	0,10	0,028	0,026	35	20	32
0,3Si	0,35	0,29	0,35	5,09	0,20	1,29	0,10	0,42	0,05	0,10	0,027	0,027	40	40	12
1Si	0,36	0,98	0,35	5,03	0,19	1,30	0,10	0,41	0,05	0,10	0,023	0,026	38	40	21
2Si	0,38	2,06	0,35	5,05	0,20	1,33	0,10	0,40	0,05	0,10	0,038	0,029	40	40	12
1Si_bP	0,36	1,03	0,36	5,03	0,20	1,31	0,11	0,43	0,05	0,10	0,036	0,010	40	20	29
2Si_bP	0,36	1,96	0,35	4,97	0,20	1,28	0,10	0,41	0,06	0,10	0,042	0,012	40	30	31

A tenacidade das ligas foi avaliada pela energia absorvida em impacto, com corpos de prova entalhados em V, retirados na direção transversal e a meio-raio da seção. A usinagem foi feita na condição recozida, sendo aplicado na seqüência o tratamento térmico de têmpera e revenimento sob vácuo. A austenitização foi fixa para todas as composições, 1020°C por 30 min. Os corpos de prova foram temperados em óleo e revenidos duas vezes por 2 horas, ambas seguidas de resfriamento ao ar até a temperatura ambiente. Foram empregadas temperaturas entre 400 e 650 °C.

A redução dos teores de Si e P não causa alterações observáveis em microscopia óptica⁽⁶⁾ que, por isso, não foi avaliada no presente trabalho. Os carbonetos secundários, por outro lado, foram avaliados por MET, em réplicas de extração. A preparação das réplicas foi feita com polimento e ataque metalográfico de amostras, nital 4% por 5 s, seguida de recobrimento com filme de carbono de aproximadamente 350 Å. As réplicas foram extraídas por imersão em nital 10%, seguida de lavagem em dois banhos de água destilada, e coletadas em grades de cobre com diâmetro de 3 mm.

3 RESULTADOS

3.1 Propriedades Mecânicas

As curvas de revenimento e as energias de impacto, charpy V, são mostradas juntamente na Figura 1, para as ligas de P usual (0,025%). Os mesmo tipo de gráfico é apresentado na Figura 2, para as ligas de mais alto Si, 1 e 2%, porém com menor teor de P.

Efeitos interessantes, relativos ao Si, podem ser observados na Figura 1. Primeiramente, a maior dureza promovida em temperaturas abaixo de 600°C para as ligas de maior Si. Em temperaturas maiores, por outro lado, não é observada diferença significativa. Outro efeito importante refere-se à energia de impacto. Para temperaturas abaixo de 600°C, a tenacidade em impacto é menor para as ligas de mais alto teor de Si, podendo este resultado ser atribuído à maior dureza destas ligas. Contudo, acima de 600°C, persiste a diferença

significativa em tenacidade, apesar das durezas serem praticamente coincidentes. Esses resultados coincidem com o observado por Garrison,⁽¹³⁾ que primeiro identificou o fenômeno. Porém, indicam um fato interessante, principalmente para o revenido duplo de 2 h a 625 °C. Nesta temperatura, ocorre um mínimo de energia de

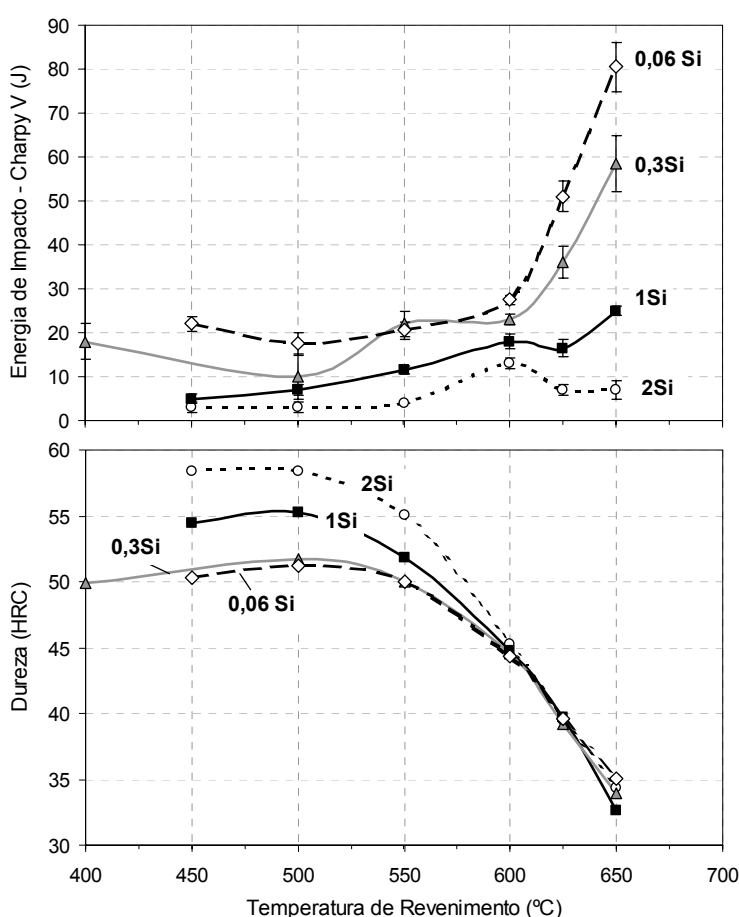


Figura 1. Energia de impacto (curva superior) e dureza (curva inferior) em função da temperatura de revenimento do aço H11 com Si entre 0,06 e 2,0%, porém com P normal, 0,025 %. As barras de erro indicam o um desvio padrão, para mais ou para menos.

impacto, sendo mais clara a fragilização. Nas ligas com baixo Si esta redução deixa de ocorrer, sendo o aumento da energia de impacto, aparentemente, dependente apenas da redução da dureza.

A redução do teor de P nas ligas com mais alto Si, 1 e 2%, indica eliminação do mínimo observado após revenimento a 625°C. Contudo, não são obtidos resultados equivalentes das ligas de baixo Si. Por exemplo, a energia de impacto após revenimento a 625°C para o H11 com 1% de Si aumenta de 16 para 25 J com a redução do teor de P, enquanto ao aço com 0,05% Si possui energia de 51 J, mesmo com alto teor de P.

3.2 Carbonetos Secundários

Para avaliar as variações de propriedades e sua correlação com os carbonetos precipitados no revenimento, as réplicas de extração foram analisadas. Carbonetos agulhados e carbonetos mais arredondados foram identificados em todas as composições. Para análise do efeito do Si, a microestrutura dos aços com 0,05%Si e 2% de Si foi comparada. Os resultados são mostrados na Figura 3 para a liga com 2% de Si e na Figura 4 para a liga com baixo Si, 0,05%, ambas com teor de P normal e após revenimento a 625°C. São observadas duas regiões distintas: uma com maior concentração de carbonetos arredondados e outra com carbonetos na forma de agulha. A difração de elétrons permitiu identificar os carbonetos agulhados como do tipo M_2C (ver Figura 3f e comentário na legenda), enquanto que a literatura indica que os outros carbonetos podem ser do tipo M_7C_3 ou M_6C .⁽³⁾

Comparando as figuras, é observada significativa diferença. Em menor aumento (Figura 3b e Figura 4a) observa-se aparente maior quantidade de carbonetos para a liga com teor de Si mais baixo. Os carbonetos agulhados apresentam significativa diferença de tamanho (Figura 3d e 4d). Na liga com menor teor de Si, esses carbonetos são mais espessos e as agulhas possuem maior comprimento. Em média, os carbonetos agulhados M_2C possuem espessura de 100 Å por comprimento de 1000 Å, enquanto os na liga com menor teor de Si apresentam cerca do dobro dessas dimensões.

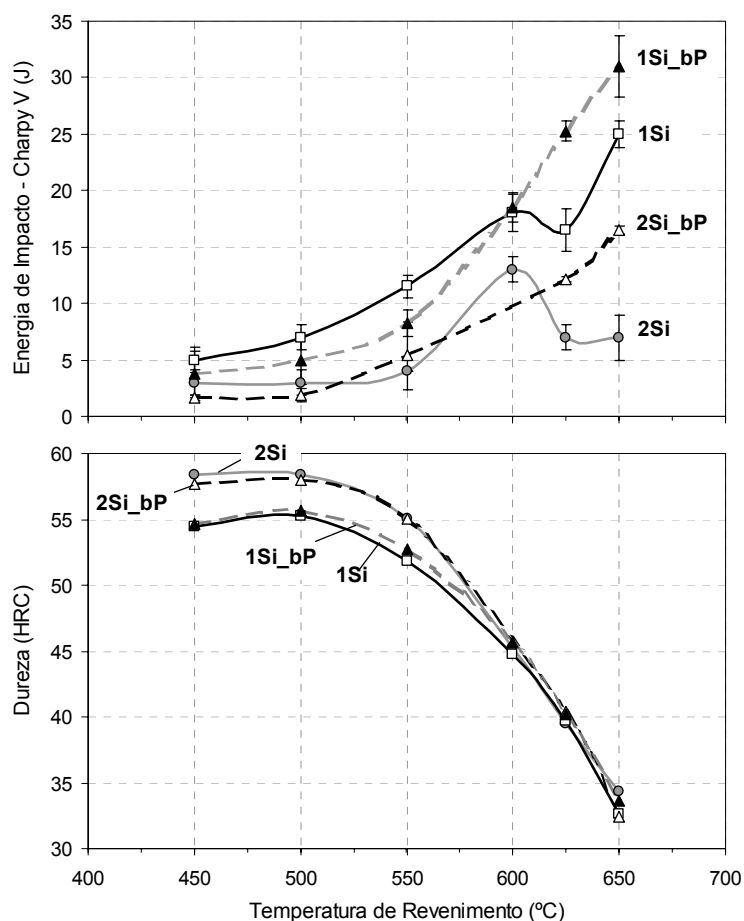


Figura 2. Energia de impacto (curva superior) e dureza (curva inferior) em função da temperatura de revenimento das ligas com 1,0 e 2,0% de Si, com P normal 0,025%, e as respectivas curvas para as mesmas ligas com menor teor de P, 0,010%. As barras de erro indicam o um desvio padrão, para mais ou para menos. Observar que a escala dos valores de energia de impacto é diferente daquela da Figura 1.

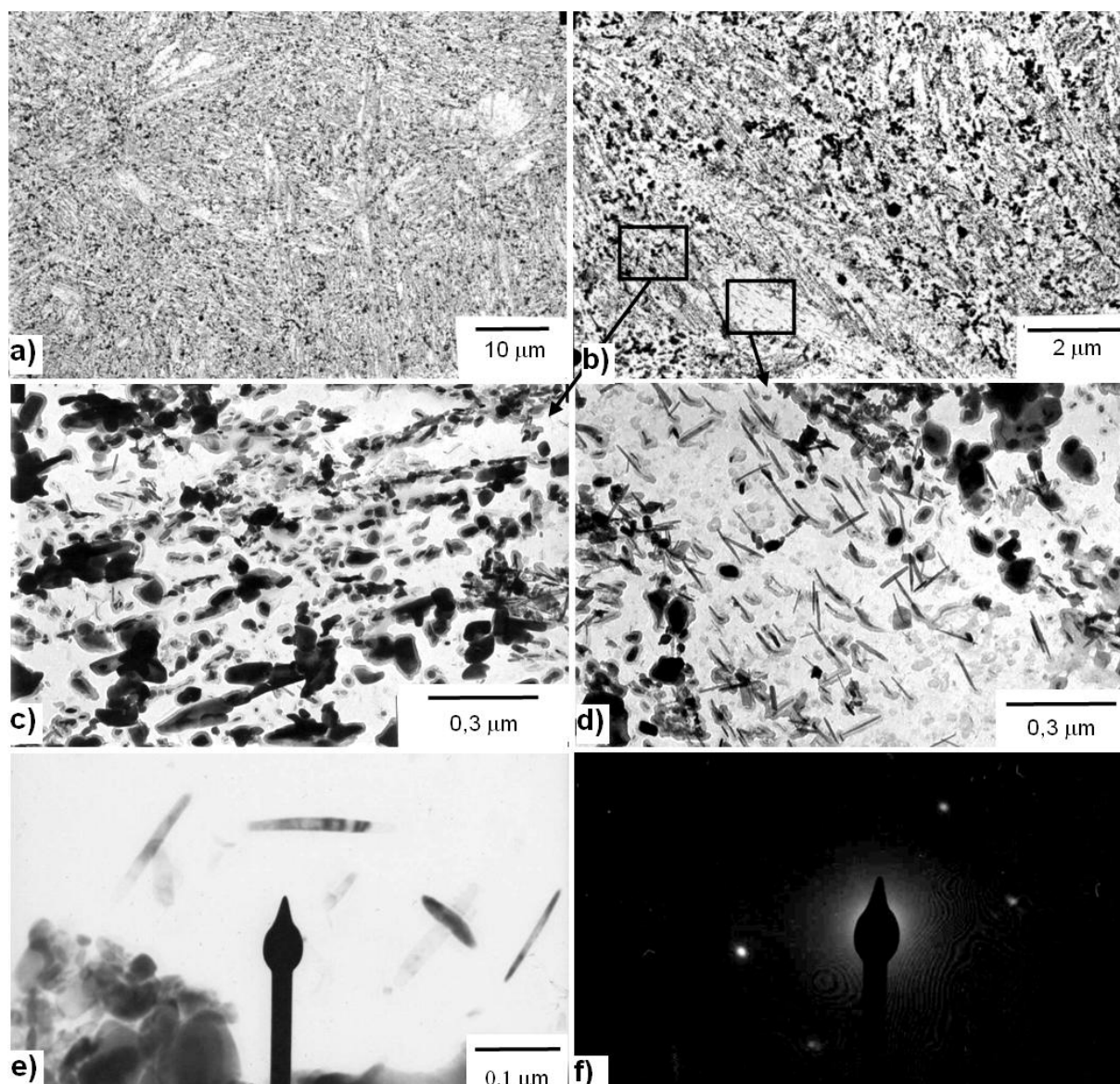


Figura 3. Carbonetos precipitados no revenimento do aço H11 com 2% de Si, revenido a 625°C. Observar a presença de carbonetos agulhados e carbonetos mais arredondados. Os carbonetos agulhados, em detalhe em **e)**, foram identificados por difração de elétrons em área selecionada, como mostra a figura **f)**. O plano recíproco mostrado corresponde ao plano de eixo de zona $[1\ -2\ 1\ -3]$ do carboneto hexagonal M_2C , que contém a reflexão $\{1\ 0\ -1\ 1\}$ deste carboneto – sua reflexão de maior intensidade. Imagens obtidas por réplicas de extração.

4 DISCUSSÃO

A variação da tenacidade ao impacto, do aço H11, com a redução do teor de Si foi, primeiramente, identificada em 1987 por Garrison.⁽¹³⁾ Após seu trabalho, poucos estudos foram dedicados à questão.

Contudo, um trabalho de destaque foi desenvolvido por Ule et. al.,⁽¹²⁾ mostrando, detalhadamente, o efeito fragilizante de longos tratamentos a 600°C sobre o aço H11 com teor de Si usual (1%). Um possível efeito da precipitação secundária e da dureza foi eliminado por um revenimento a 710°C, prévio ao envelhecimento a 600°C. Desta forma, a dureza e os carbonetos apresentaram-se constantes, sendo apenas avaliado o efeito da segregação. Foi identificada redução da tenacidade com o tempo de tratamento a 600°C e que o fenômeno possui energia de ativação próxima à da difusão do P na ferrita. Por microanálise em amostras de folhas finas

em MET, identificou a presença de Mo, Si e P nas interfaces dos carbonetos e martensita. Apesar do trabalho sistematicamente provar a possibilidade de segregação de P nas interfaces, este trabalho não explica o efeito do Si. Se a fragilidade estivesse relacionada à cossegregação de P e Si, o processo seria controlado pela difusão do Si, que possui energia de ativação significativamente maior. E a região segregada, em geral, é formada por algumas camadas atômicas, sendo improvável sua identificação por microanálise convencional; técnicas de espectroscopia de Auger são, normalmente, empregadas.⁽¹⁴⁻¹⁵⁾ Além de estudar os aspectos de segregação, este trabalho observa que a fratura ocorre na presença de carbonetos, mais especificamente nos contornos de grão da austenita prévia ou nas interfaces entre martensita e carbonetos.

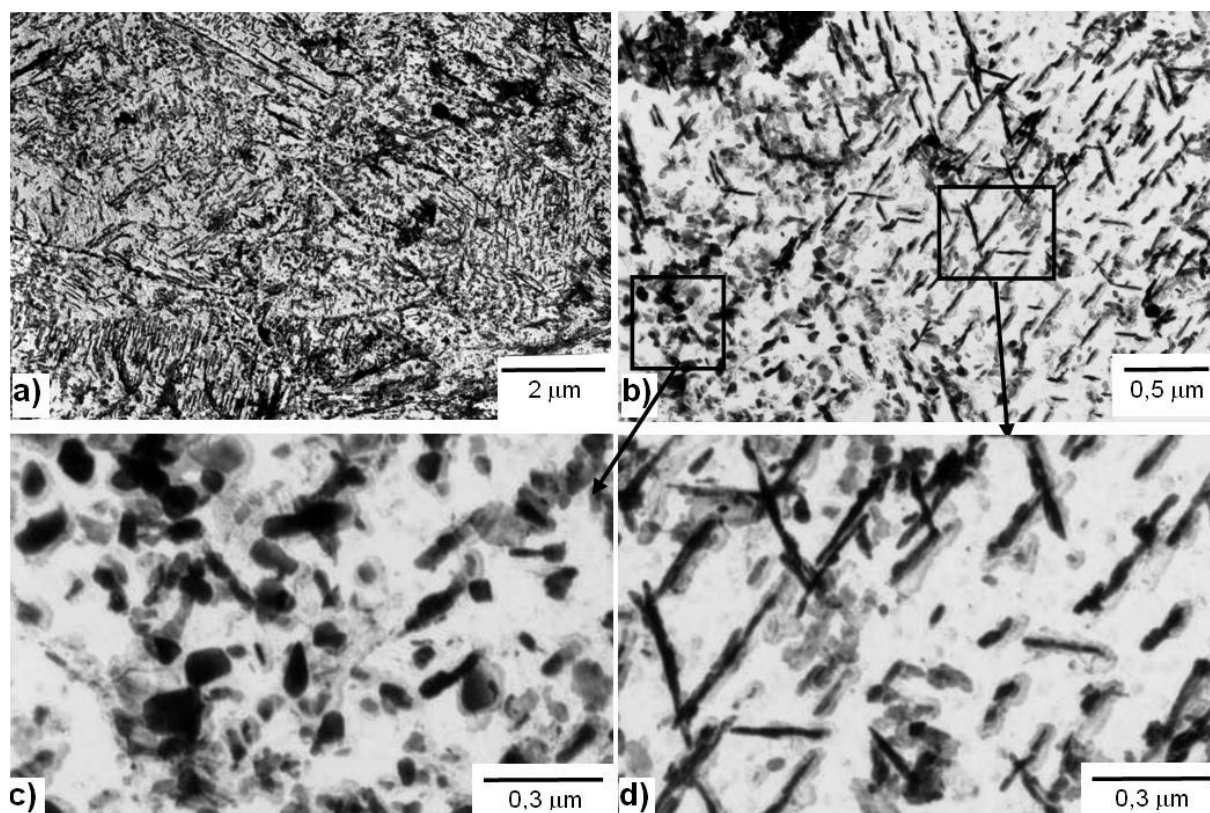


Figura 4. Carbonetos precipitados no revenimento do aço H11 com 0,05% de Si, revenido a 625°C. Imagens obtidas por réplicas de extração.

Apesar dos resultados apontarem sua existência, a segregação de P parece não ser o único mecanismo causador da fragilidade nos aços ferramenta, devido à alguns fatos. Primeiro porque, apesar de significativa, a segregação de P, mesmo para tempo de 24 h de tratamento, não é suficientemente elevada para provocar redução tão drástica na tenacidade como aquela observada com o aumento do teor de Si (ver Figura 1). Segundo, porque o trabalho de Ule et. al.⁽¹²⁾ mostra que praticamente inexistente alteração na tenacidade por longos tratamentos em temperaturas acima de 650°C – indicando não haver segregação de P nestas condições. Porém, as diferenças de tenacidade das ligas de alto e baixo Si ainda persistem nessas temperaturas. E um terceiro resultado interessante é levantado por Umino et. al.:⁽¹¹⁾ que em ligas similares ao H11, a tenacidade à fratura aumenta com a redução do Si apenas em corpos de prova resfriados rapidamente durante a têmpera, com microestrutura martensítica. Para corpos de prova resfriados mais

lentamente, com microestrutura bainítica, praticamente não existem diferenças de tenacidade das ligas com alto e baixo teor de Si.

Em seu trabalho, Garrison⁽¹³⁾ também levantou possíveis outros efeitos, relacionados à fragilidade em alta temperatura do H11 com 1%Si, não relacionados à segregação de P. Um deles é o efeito na precipitação secundária. Em resultados preliminares, encontrou a presença de P nas fraturas, a partir de medidas por espectroscopia de Auger, porém não a presença de Si. Identifica que uma das possibilidades para explicar a segregação seria a forma e tipo dos carbonetos precipitados, mas concluiu que um enorme trabalho de caracterização microestrutural seria necessário para comprovar tal afirmação.

Muito estudado em aços baixa liga, a fragilidade de revenido é apontada como um fenômeno principalmente causado pela segregação de elementos fragilizantes nas interfaces⁽¹⁴⁻¹⁵⁾. Contudo, tem sido mostrado que a fragilidade de revenido também pode depender da precipitação de carbonetos nas interfaces, que auxiliam na fragilização e propiciam a fratura intergranular.⁽¹⁶⁾ Com efeito, a fragilidade ao revenido de aços 43XX mostra importante dependência com a formação de cementita e o teor de Si:⁽¹⁷⁾ à medida que o Si retarda a formação de cementita, também desloca a fragilidade de revenido para temperaturas mais altas. No aço 4340, o início da fragilidade coincide, por exemplo, com a precipitação do M_3C .⁽¹⁷⁾

Portanto, a literatura indica que a fragilidade de revenido em altas temperaturas nos aços para trabalho a quente pode estar relacionada aos dois fatores: a segregação de impurezas e à precipitação de carbonetos. O teor de P, obviamente, está relacionado principalmente ao primeiro fator, sendo identificado neste trabalho e na literatura a melhoria promovida com sua redução.⁽¹⁸⁾ Por outro lado, a discussão anterior mostra que seu efeito não é suficiente para explicar todo mecanismo. O Si pode influenciar a segregação de P, pelo aumento da atividade deste elemento,⁽¹⁹⁾ porém não foram obtidos resultados conclusivos neste sentido para o H11. Portanto, torna-se importante o efeito do Si na precipitação dos carbonetos e sua relação com a fragilidade de revenido dos aços ferramenta.

Os resultados do presente trabalho apontam significativa diferença quanto aos carbonetos secundários, relacionado ao teor de Si. Os carbonetos M_2C são formados significativamente mais finos nas ligas com alto Si. E a literatura aponta que a presença de carbonetos finos nas interfaces⁽³⁾, principalmente com a morfologia de bastão do M_2C ,⁽¹⁶⁾ podem reduzir significativamente a tenacidade e contribuir para a fragilidade de revenido.

O trabalho de Okuno⁽³⁾ discute que tais carbonetos finos podem ser formados mais facilmente a partir da bainita que da martensita; seus resultados mostram que bastões de M_3C são formados mais facilmente a partir da martensita que da bainita e isto facilitaria, a partir da bainita, a formação de carbonetos de liga mais finos, dada a falta de núcleos M_3C . Assim, uma conclusão pode ser correlacionada aos resultados do presente trabalho e o efeito do Si: nas ligas com alto Si, a formação de cementita é atrasada, dado o efeito conhecido do Si neste sentido,^(17,20) que provoca a maior dureza abaixo de 550°C. Nos aços com baixo Si, o M_3C , que pode ser consumido parcial ou totalmente pelo M_7C_3 ,⁽³⁾ seria formado mais facilmente, dando origem a sites para a maior nucleação de M_2C , gerando sua morfologia mais grosseira. E, uma vez evitada a nucleação mais fina, o resultado final poderia ser um aumento na tenacidade. Desta forma, o efeito da redução do teor de Si seria equivalente ao de evitar a formação de bainita. E, nos casos em que a matriz bainítica é formada, o efeito benéfico da redução de Si não existiria, assim como mostrado por Umino et. al.⁽¹¹⁾

Apesar de permitir alguma análise do efeito dos carbonetos, os resultados do presente trabalho são ainda preliminares. A avaliação quantitativa e estatística da fração volumétrica e do tamanho dos carbonetos é necessária, além de sua relação

com a matriz microestrutural – bainita ou martensita. Ainda, outras formas de fragilização devido aos carbonetos podem ocorrer, relacionadas à formação destes nos contornos das ripas de martensita ou bainita.⁽³⁾

Como discutido anteriormente, os carbonetos mostram um efeito significativo na fragilidade ao revenido desses aços, mas o P também causa um efeito na tenacidade (Figura 2). Portanto, mais informações precisam ser levantadas para elucidar o mecanismo de fragilização após revenimento em alta temperatura dos aços ferramenta para trabalho a quente.

5 CONCLUSÕES

- Os teores de silício e fósforo influem significativamente na tenacidade dos aços ferramenta para trabalho a quente. A redução do teor destes elementos, principalmente o primeiro, gera expressivo aumento na tenacidade.
- O silício influencia significativamente a precipitação secundária dos carbonetos, principalmente os alongados do tipo M_2C . Para as ligas com maior teor de Si, estes carbonetos possuem menor quantidade, mas distribuições mais finas.
- Poucos resultados de literatura existem sobre a fragilidade de revenido dos aços para trabalho a quente, alguns deles apontando que este fenômeno é causado pela segregação de impurezas. Os resultados do presente trabalho e de outros artigos, relacionados à teoria de fragilização de revenido, apontam que a precipitação de carbonetos também possui um efeito significativo.

Agradecimentos

Este trabalho foi apoiado por auxílio à pesquisa da FAPESP. Os autores também agradecem as bolsas de produtividade em pesquisa do CNPq (H.-J.K.) e de iniciação científica da FAPESP (C.S.G.).

REFERÊNCIAS

- 1 ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. **Tool Steels**. 5. ed. Materials Park, Ohio: ASM International, 1998. p. 1-123 e p. 219-250.
- 2 MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. Aços Ferramenta de Alto Desempenho para Matrizes de Fundição sob Pressão, **caderno tecnológico da revista Metalurgia & Materiais**, v. 59, n. 539, p. 17-22, Novembro 2003.
- 3 BENS, H.; HARBERLING, E.; WENDL, F.; Influence of the Annealed Microstructure on the Toughness of Hot Work Tool Steels. **Thyssen Edelst. Tech.**, Special Issue, p. 45-52, May 1990.
- 4 OKUNO, T. Effect of Microstructure on the Toughness of Hot Work Tool Steels, AISI H13, H10 and H19. **ISIJ**, v. 27, n.1, 1987.
- 5 MESQUITA, R. A.; LEIVA, D. R.; BARBOSA, C. A. Estudos de tratamento termico nos acos ferramenta VH13ISO e VF800AT. In: ENCONTRO DA CADEIA DE FERRAMENTAS, MOLDES E MATRIZES, 3. São Paulo, SP. **Anais...** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. p. 30-40. 1 CD ROM.
- 6 MESQUITA, R. A.; FRANÇA, L. C.; BARBOSA, C. A. Desenvolvimento de Um Novo Aço Ferramenta para Trabalho a Quente com Tenacidade Otimizada. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 57., 2002, São Paulo. **Anais...** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002. p. 444-453. 1 CD ROM.
- 7 MESQUITA, R. A.; FRANÇA, L. C.; BARBOSA, C. A. Análise de casos e aplicações dos aços TENAX 300 e VHSUPER. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 2 N.1, p. 70-75.

- 8 H. JESPERSEN; Influence of the Temperature on the Toughness of a New Chromium Hot-Work Tool Steel. In CONFERENCE ON TOOLING: The Use of Tool Steels: Experience and Research. 6., 2002, Karlstad, Sweden. **Proceedings...** Karlstad: Karlstad University, September 2002, p. 23-31.
- 9 FUCHS, K.-D. Hot-Work Tool Steels with Improved Properties for Die Casting Applications. In: CONFERENCE ON TOOLING: The Use of Tool Steels: Experience and Research. 6., 2002, Karlstad, Sweden. **Proceedings...** Karlstad: Karlstad University, September 2002, p. 15-22.
- 10 DELAGNES, D.; LAMESLE, P.; MATHON, M.H.; MEBARKI, N.; LEVAILLANT, C. Influence of silicon content on the precipitation of secondary carbides and fatigue properties of a 5%Cr tempered martensitic steel, **Materials Science and Engineering A**, v. A394, p. 435-444, 2005.
- 11 UMINO, M.; SERA, T.; KONDO, K.; OKADA, Y.; TUBAKINO, H. Effect of Silicon Content on Tempered Hardness, High Temperature Strength and Toughness of Hot Working Tool Steels. **Tetsu-to-Hagane** (Journal of the Iron and Steel Institute of Japan), v. 89, n. 6, p. 673-679. June 2003.
- 12 ULE, B.; VODOPIVEC, F.; PRISTAVEC, M.; GRESOVNIK, F. Temper Embrittlement of Hot Work Die Steel. **Materials Science and Technology**, v. 6, n. 12, p. 1181-1185, December 1990.
- 13 GARRISON JR, W. M. Influence of Silicon on Strength and toughness of 5wt-%Cr Secondary Hardening Steel, **Materials Science and Technology**, v. 3, p. 256-259, April 1987.
- 14 OLEFJORD, I.; Temper Embrittlement. **International Metals Reviews**, v. 23, n. 4, p.149-163, 1978.
- 15 GUTTMANN et. al. The Thermodynamics of Interactive Co-Segregation of Phosphorus and Alloying Elements in Iron and Temper-Brittle Steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 13A, p. 1693-1711, 1982.
- 16 BRIANT, C. L.; Role of carbides in tempered martensite embrittlement. **Materials Science and Technology**, v.5 n.2, p. 138-147, 1989.
- 17 ALTSTETTER, C. J.; COHEN, M.; AVERBACH, B. L. Effect of Silicon on the Tempering of AISI 43XX Steels. **Transactions of ASM**, v. 55, p. 287-301, 1962.
- 18 ERNST, C. Influence of Phosphorus, Aluminium and Boron on the Property Profile of Hot-Work Tool Steel X38CrMoV5-1. In: CONFERENCE ON TOOLING 5., **Proceedings...** 1999, p. 173-182.
- 19 YU, J.; McMAHON Jr, C. J. The Effects of Composition and Carbide Precipitation on Temper Embrittlement of 2.25Cr-1Mo Steel: Part II. Effects of Mn and Si.
- 20 OWEN, W. S.M. The Effect of Silicon on the Kinetics of Tempering. **Transactions of ASM**, v. 45, p. 812-829, 1954.