

COMPORTAMENTO DE AÇOS FERRAMENTA EM TRATAMENTOS TÉRMICOS DE CICLOS CURTOS¹

Reinhold S. E. Schneider²

Rafael A. Mesquita³

Christopher Schüller²

Resumo

Apesar de em utilização prática por muitos anos, os tratamentos térmicos de ciclos curtos de aços ferramenta tem mostrado recente interesse da indústria. Enquanto os mecanismos gerais são conhecidos, poucas informações existem em relação a aços ferramenta de alta liga, para trabalho a frio ou trabalho a quente. No processo de aços ferramenta, a temperatura e tempos de austenitização devem ser cuidadosamente ajustados: as temperaturas de austenitização devem ser maiores, para permitir a dissolução dos carbonetos. Normalmente uma relação inversa de tempo e temperatura pode ser aplicada. Em relação ao revenimento, diferentes fenômenos ocorrem em tempos curtos. Enquanto a redução de dureza pela transição de martensita tetragonal para cúbica e a formação de carbonetos de ferro ocorrem em tempos muito curtos, alguns fenômenos como precipitação secundária e redução da austenita torna-se mais difíceis de ocorrer em temperaturas maiores que a comum e tempos curtos. O presente trabalho fornece uma visão geral da tempera por indução para aços para trabalho a frio de media e alta liga e sobre fenômenos de tempos curtos na formação de carbonetos secundários. Além disso, foram observados resultados de tenacidade equivalentes, para a mesma dureza, nos aços com tratamento térmico curto e convencional. Em aços para trabalho a quente, a formação de carbonetos em tempos curtos também se mostrou diferente.

Palavras-chave: Têmpera por indução; Revenimento; Dureza; Aços ferramenta.

SHORT-CYCLE HEAT TREATMENT BEHAVIOUR OF TOOL STEELS

Abstract

Despite being in practical use for a long time, short-cycle heat treatment of tool steels has recently gained significant interest in the tooling industry. While the mechanisms and effects caused by short heat treatment cycles in non- and low-alloy steels for machinery parts are well investigated and understood, little is known about the behaviour of medium and high alloy steels, such as cold- or hot-work tool steels. When processing these steels, austenitising temperatures and times have to be carefully selected, with significantly longer durations needed to achieve uniform microstructures than in carbon steels. Usually an inversion of time and temperature can be applied. As for the tempering, different tempering phenomena react differently to short heat treatment cycles. While the softening due to the transformation of tetragonal martensite in “cubic martensite” and transition carbides takes place in very short time at slightly higher temperatures than usual, effects such as secondary hardening or the elimination of retained austenite can become difficult to achieve or require a standard tempering cycle. The present paper gives an overview on the induction hardening behaviour of selected medium and high-alloy cold-work tool steels and on the effect of reduced tempering cycles on hot-work tool steels. Furthermore, similar toughness values as those found after conventional heat treatment could be achieved at cold-work tool steels for equivalent hardness values. For the hot-work tool steels a different precipitation behaviour during tempering was confirmed.

Key-words: Induction hardening; Tempering; Hardness; Tool steels.

¹ Contribuição técnica ao 8º Encontro da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes, 11 e 12 de agosto de 2010, São Paulo, SP.

² Upper Austria University of Applied Science – Camus Wels, Wels, Austria.

³ Universidade Nove de Julho (UNINOVE), São Paulo, Brazil

1 INTRODUÇÃO

Tratamentos térmicos de ciclo curto não têm encontrado ampla aplicação apenas no tratamento térmico superficial e parcial de componentes mecânicos feitos de aços planos ou baixa-liga, mas seu uso nos aços-ferramenta vem aumentando firmemente.⁽¹⁻⁷⁾ No caso dos aços-rápidos de bitola fina, o ciclo térmico para austenitização, têmpera e revenimento triplo na faixa de 1 a 2 minutos vêm sendo usados.⁽¹⁻³⁾

Para limitar o tratamento térmico à superfície de trabalho da peça, ciclos de tratamento igualmente curtos devem ser atingidos, aumentando assim o estado de desequilíbrio no material e em sua microestrutura. Os resultados obtidos nos aços-ferramenta para trabalho a frio têm provado o potencial deste método.⁽⁴⁻¹⁰⁾ Para melhor entender os mecanismos detalhados e seus efeitos nas propriedades do material, ensaios dilatométricos de têmpera são bastante úteis, não apenas para a etapa de austenitização (diagramas TTA),⁽¹¹⁾ mas também na determinação do comportamento na etapa de revenimento.^(2,3,7-10)

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais investigados nestes experimentos foram o aço baixa-liga para trabalho a frio DIN EM 60WCrV7 (AISI ~S1), o amplamente usado aço ledeburítico de alta-liga para trabalho a frio DIN EN X153CrMoV12 (AISI ~D2) e o aço para trabalho a quente DIN EN X38CrMoV5-1 (AISI ~H11). O material foi fornecido em barras (\varnothing : 40-60 mm) no estado recozido. Todas as amostras foram retiradas na direção longitudinal. As composições típicas destes aços são dadas na Tabela 1:

Tabela 1: Composições químicas dos aços investigados (em %p)

Aço	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	W (%)	Mo (%)	V (%)
S1 / 60WCrV7	0.60	0.60	0.30	1.1	2.0	-	0,2
D2 / X153CrMoV12	1,55	0.40	0.40	11.5	-	0.8	0,8
H11 / X38CrMoV5-1	0,38	1.10	0.40	5.0	-	1.3	0,4

Assim como para os aços para trabalho a frio, tanto os ciclos curtos quanto os ciclos normais de tratamento térmico foram feitos em um dilatômetro de têmpera (Bähr Dil 805 A/D). A temperatura foi medida em tempo real utilizando um ou dois termopares.

O formato da amostra padrão usada no dilatômetro foi um cilindro vazado com diâmetros externo e interno de 4 mm e 3 mm, respectivamente, e um comprimento de 10 mm. Em muitos casos pelo menos duas amostras independentes foram produzidas e testadas. Para as medidas de tenacidade, amostras com 3 x 3 mm e comprimento de 27 mm foram usadas, sendo que foram produzidas de 4 a 6 amostras independentes para cada parâmetro de tratamento térmico, usando uma bobina de aquecimento especial.

Após um período de aquecimento linear de 2 segundos, um patamar de 2 segundos a 4 segundos na temperatura de austenitização foi aplicado. Depois da tempera, o revenimento foi realizado de maneira similar com tempo de revenimento de 2 ou 8 segundos. Ciclos especiais de tratamento térmico foram realizados nas amostras para ensaio de impacto. Primeiramente, as amostras foram aquecidas a 700°C (logo abaixo de A_{c1}) por 30 segundos para adquirir uma distribuição de



temperatura homogênea no interior da amostra. Apenas após isto a austenitização foi realizada. Para a etapa de revenimento, não houve aplicação de pré-aquecimento e o tempo de revenimento foi de 2 segundos ou 8 segundos.

Os ciclos padrões de tratamento térmico nas amostras de impacto consistiram em um aquecimento por 10 min seguidos por um patamar de 30min em temperatura e têmpera em atmosfera de Hélio. As temperaturas de austenitização foram 900°C (para o S1) e 1.030°C ou 1.070°C para o D2. O revenimento foi constituído em uma etapa de aquecimento de 10 min seguido por um tempo de 30 ou 60 minutos em temperatura. O aço D2 passou por um revenimento duplo com temperatura de revenimento de 520°C

Depois do tratamento térmico, as amostras foram lixadas, polidas mecanicamente e atacadas com uma solução de Nital 3% (de 20 a 30 segundos). As investigações metalográficas foram realizadas com microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Medidas de difração de raios-X foram feitas em um difratômetro Bruker-D8-Advance.

Para as medidas de dureza foi utilizado um micro-durômetro Vickers com aplicação de carga de 4,9N (HV 0,5). A dispersão média das diferentes medidas (em uma mesma amostra ou entre amostras com tratamento térmico similar) foi tipicamente da ordem de +/- 30 HV 0,5. Os ensaios de impacto foram feitos com martelo de 7.5 e 15J e abertura de 22mm.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Aços-ferramenta para Trabalho a Frio

3.1.1 Comportamento na austenitização e têmpera

O efeito da temperatura de austenitização entre 1.000°C e 1.200°C na dureza pode ser extraído a partir da Figura 1. Austenitização entre 1.100°C e 1.150°C leva a um maior nível de dureza quando comparada a austenitização a 1.000°C.

O efeito do tempo também foi avaliado, mas os resultados não são mostrados no presente trabalho. Para o aço baixa-liga S1, a dureza aumenta durante todo tempo na temperatura de austenitização de 0 a 8 segundos. Depois de 1 a 2 segundos de austenitização os aumentos adicionais na dureza são menores, alcançados com tempos maiores de patamar de temperatura. Todos os outros experimentos para este aço foram feitos usando um tempo de austenitização de 2 segundos. Para o aço alta-liga D2, a dureza aumentou com o tempo na temperatura de 1.000°C. A temperaturas mais elevadas (1.100°C e 1.200°C), a dureza caiu com tempos de patamar mais prolongados.

O efeito da temperatura de austenitização na dureza do aço D2 para o patamar de 4 segundos é mostrado na Figura 1. A dureza atinge um máximo de mais de 850 HV 0,5 em aproximadamente 1.100°C. A temperatura de início da transformação martensítica (Ms) correspondente cai quase que constantemente com aumento da temperatura. Medidas de difração de raios-X mostraram um forte aumento de austenita retida acima de 1.100°C, com valores de aproximadamente 60% depois de 4 segundos de austenitização a 1.200°C.

Em contrapartida, parece haver um máximo de dureza para o aço S1 até 1.200°C (patamar de 2 segundos). Isto pode estar relacionado á menor quantidade de carbono e elementos de liga que previnem a formação de grandes quantidades de austenita retida. A fração de austenita retida aumenta constantemente de aproximadamente 9 a 12% entre 950°C e 1.150°C.

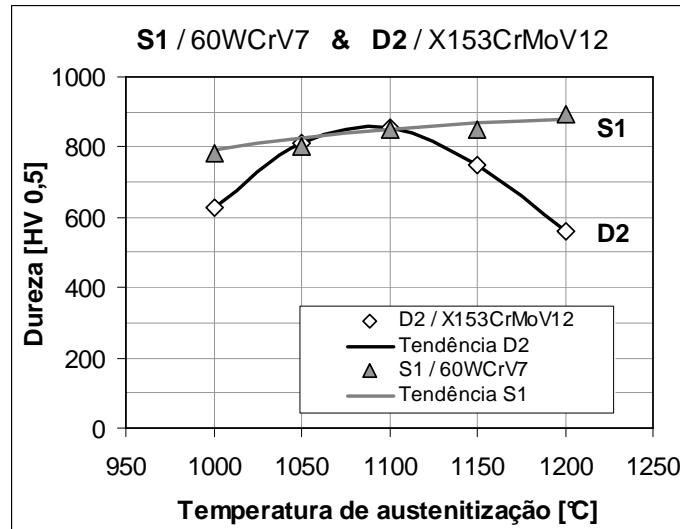


Figura 1: Dureza para diferentes temperaturas de austenitização: S1 / 60WCrV7 por 2+2 segundos e D2 / X153CrMoV12: 2+4 segundos.

A Figura 2 mostra a microestrutura típica do aço D2 depois de 4 segundos de austenitização a 1.100°C. As imagens mostram carbonetos M_7C_3 grandes e bandeados na ledeburita (branco na micrografia óptica e escuro na micrografia eletrônica de varredura). Além disso, a microestrutura de rede pode ser claramente observada.

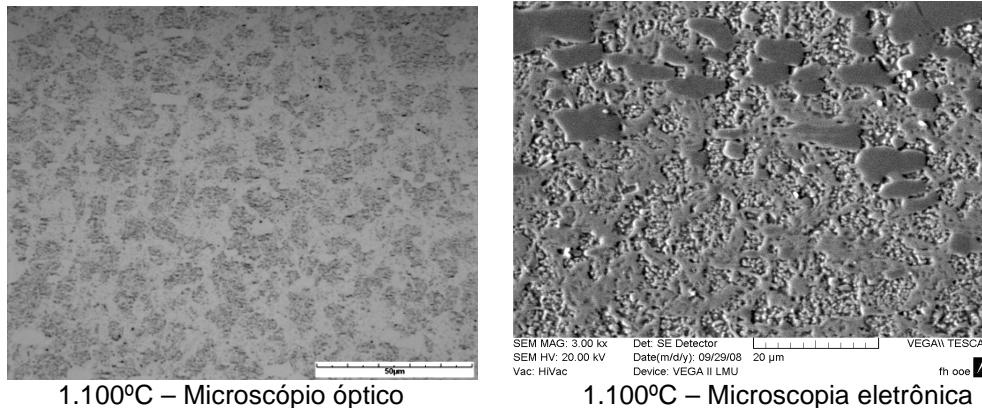


Figura 2: Microestrutura após austenitização por 4 segundos a 1100°C (D2 / X153CrMoV12).

A densidade desta rede aumenta com a temperatura de 1.000°C a 1200°C. A 1.200°C, a distinção entre a rede e os carbonetos se torna difícil, mas ainda é possível na micrografia eletrônica de varredura, devido à aparência mais escura dos carbonetos. Tempos maiores de patamar de temperatura de austenitização levam a efeitos similares.

Um comportamento comparável, apesar consideravelmente menos pronunciado e sem carbonetos de ledeburita, foi observado na micrografia eletrônica de varredura do aço S1. Devido ao menor teor de Cr, uma microestrutura de carbonetos em rede não é visível em microscopia ótica.

A crescente dureza em maiores temperaturas resulta da dissolução dos carbonetos e da crescente homogeneidade na distribuição dos elementos formadores de carbonetos (por exemplo Cr, W e C) na matriz austenítica.^(2,3,5-9) Desta forma, elevados teores de carbono e elementos de liga podem acarretar numa clara redução na dureza a temperaturas mais altas devido à austenita retida.

Semelhante a outro aço alta-liga,⁽⁵⁻⁷⁾ a microestrutura mostra uma estrutura em forma de rede devido a distribuição desigual dos elementos de liga, especialmente Cr, depois da dissolução dos carbonetos. O menor teor de elementos de liga do aço S1 pode ser considerado como a principal razão pela qual a máxima dureza quase é obtida depois de 2 segundos de tempo em temperatura de austenitização, em contraste com o tempo de 4 segundos a 6 segundos para aços ferramenta de alta-liga.^(2,3,7,10)

3.1.2 Comportamento em revenimento

Durante o revenimento, apenas um pequeno amolecimento do material ocorre a uma temperatura de revenimento de 200°C por até 8 segundos. Uma queda na dureza é pronunciada somente nos dois primeiros segundos de revenimento a 400 e 500°C. Um comportamento similar foi encontrado para ambos os aços ferramenta para trabalho a frio. O revenimento parece ter apenas um pequeno efeito na dureza nas temperaturas de revenimento até 200°C (Figura 3). Para o aço S1 a dureza cai continuamente a temperaturas de revenimento mais elevadas e 2 segundos de tempo de revenimento.

Para o aço D2, o tempo de patamar na temperatura de revenimento foi mantido constante em 8 segundos. Para este aço, a dureza cai principalmente entre temperaturas de revenimento entre 200 e 400°C. Entre 400 e 600°C um platô parece ser atingido. Não há evidências de um pico de endurecimento secundário até esta temperatura.

Medidas de difração de raios-X (não apresentados aqui) nas amostras revenidas do aço S1 mostraram um deslocamento na transformação da austenita retida para temperaturas mais elevadas por mais de 100°C. Assim como para o aço D2, não foi observada redução na fração de austenita retida até temperaturas de revenimento de 600°C.

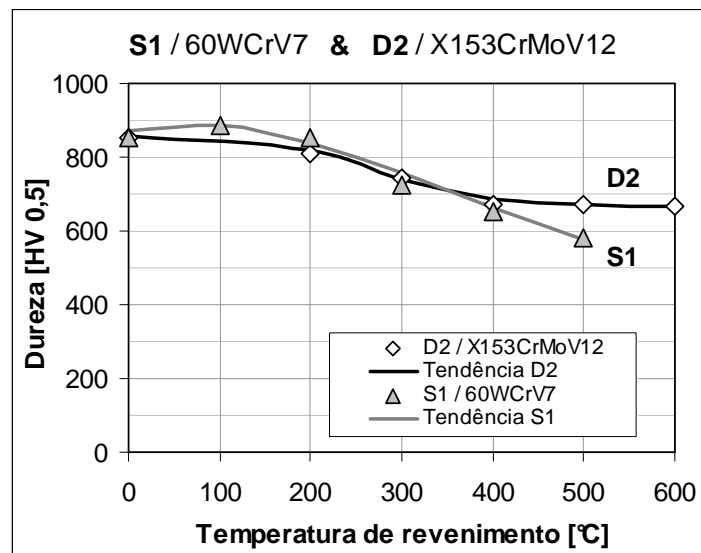


Figura 3: Dureza para diferentes temperaturas de revenimento (S1 / 60WCrV7: 2 segundos de austenitização a 1.150°C, D2 / X153CrMoV12: 4 segundos de austenitização a 1.100°C).

Ciclos de revenimento curtos são incomuns para aços-ferramenta e ainda pouco se sabe sobre o assunto. A redução na queda de dureza, comparada com o revenimento tradicional, está em concordância com outro aço ferramenta de alta-liga⁽⁷⁾ e aços pouco ligados.^(13,14) Isto pode ser atribuído ao tempo limitado para o

engrossamento dos carbonetos de transição precipitados e a cementita. Apenas uma pequena queda na dureza para o aço baixa-liga 100Cr6 em comparação aos aços ao carbono depois do revenimento para 5 segundos a 250°C foi encontrado em Schneider et al.⁽⁹⁾ A queda acentuada na dureza em tempos de revenimento entre 1 e 2 segundos, por um lado, e a significativa demora na redução da austenita retida, por outro, podem ser explicadas por diferentes cinéticas de formação de carbonetos na martensita e na austenita (retida), correspondendo às investigações dos aços ferramenta alta-liga em Leitner et al.⁽²⁾ e Caliskanoglu et al.⁽³⁾ De acordo com os estudos do aço 100Cr6 em Mädler e Grosch,⁽¹²⁾ Schmidt, Dengel e Schlicht,⁽¹³⁾ pode mesmo haver um efeito estabilizante na austenita retida em temperaturas de revenimento mais elevadas, logo abaixo de A_{c1} .

A ausência de pico de endurecimento secundário nesta investigação está em acordo com resultados de aços ferramenta para trabalho a frio menos ligados⁽⁷⁾ e com os resultados de aços rápidos, os quais indicam que um tempo de aproximadamente 0,5 minutos é necessário para endurecimento secundário completo.^(2,3)

3.1.2 Estudos da tenacidade

O efeito das diferentes condições de revenimento na tenacidade ao impacto em comparação aos tratamentos térmicos convencionais podem ser obtidos da Figura 4. Ciclos curtos de austenitização e revenimento requerem temperaturas de revenimento aproximadamente 100°C mais elevadas a fim de aumentar a tenacidade após a têmpera. No caso do aço D2, o nível de tenacidade depois de 8 segundos de revenimento aumenta principalmente entre 200°C e 300°C e permanece em um nível elevado e constante em temperaturas acima dos 400°C. Isto está em grande contraste com os tratamentos térmicos convencionais com temperatura de austenitização de 1.030°C, o qual leva a uma tenacidade máxima no revenimento a aproximadamente 250°C e a uma tenacidade mínima a uma temperatura de revenimento de 500°C. Em geral, valores de tenacidade similares a aqueles obtidos em processos convencionais de tratamento térmico são obtidos.

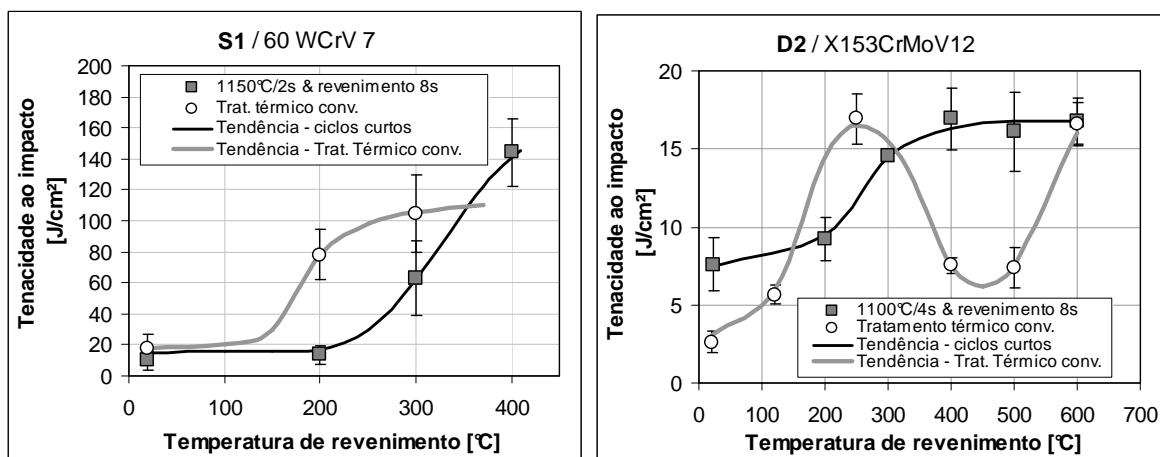


Figura 4: Tenacidade ao impacto para diferentes temperaturas de revenimento (S1 / 60WCrV7: 1.150°C, 2 seg. & revenimento, 8 sec. e tratamento térmico convencional, D2 / X153CrMoV12: 1.100°C, 4 seg. & revenimento, 8 sec. e tratamento térmico convencional).

A relação entre dureza e tenacidade ao impacto pode ser observada na Figura 5. Os valores geralmente menores do aço D2 podem ser explicados pelos carbonetos da ledeburita, os quais agem como iniciadores de trincas. Levando-se

em conta a dispersão dos resultados, parece não haver diferença das propriedades entre o tratamento térmico convencional e o endurecimento e revenimento por indução combinados. As únicas exceções destas tendências são os resultados obtidos pelo tratamento térmico convencional na faixa do pico por endurecimento secundário, a qual mostra uma tenacidade significativamente menor. Para o aço D2 parece haver um máximo de tenacidade a menores níveis de dureza.

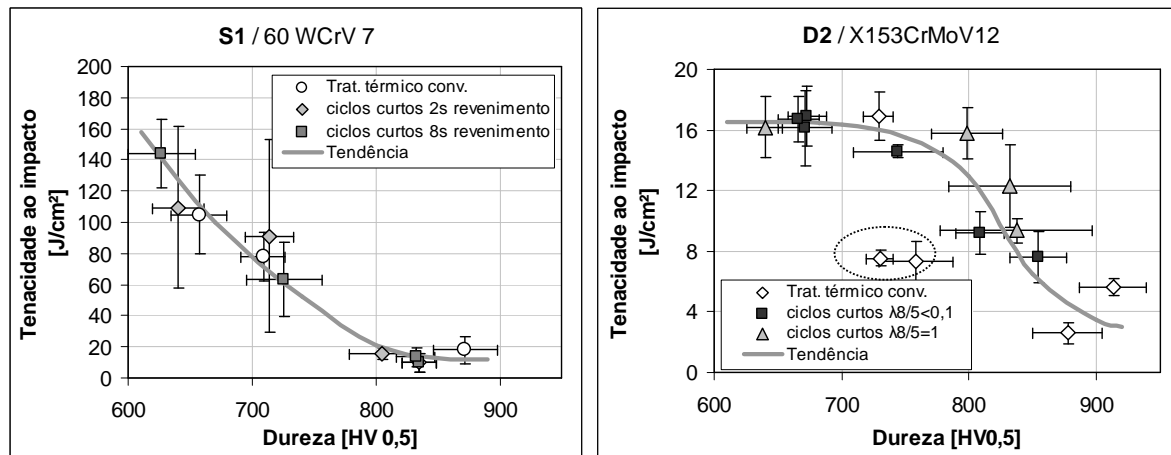


Figura 5: Correlação entre dureza e tenacidade ao impacto para tratamentos térmicos com ciclo curto e convencionais.

Existem alguns poucos resultados publicados sobre propriedades de tenacidade para ciclos de têmpera e revenimento curtos para comparação^(3, 12). Os resultados, no entanto, demonstram uma boa correspondência entre dureza e tenacidade (Figura 5). A dispersão relativamente alta dos valores de tenacidade para ciclos curtos de tratamento térmico provavelmente pode ser explicada pela distribuição de calor ligeiramente desigual na geometria da amostra, apesar do pré-aquecimento na etapa de austenitização, e especialmente durante a etapa de revenimento. A redução da dispersão com o tempo de revenimento para o aço S1 confirma este efeito.

Em comparação, um nível médio de tenacidade similar foi obtido para o tratamento convencional e de ciclo curto, o que está em boa concordância com os aços planos e baixa-liga avaliados por Schneider e colaboradores⁽⁹⁾, apesar do fato de apenas amostras endurecidas superficialmente tenham sido investigadas, mas não apenas o material tratado com ciclos curtos.

3.2 Aços-ferramenta para Trabalho a Quente

Devido às maiores dimensões das matrizes de conformação a quente, o ciclo de revenimento curto não é aplicado. Contudo, os estágios iniciais de revenimento (tempos curtos) mostram-se importante, por determinar o início de endurecimento secundário e, assim, comandar a distribuição final de carbonetos. Com efeito, em trabalho anterior, foi mostrado que os estágios iniciais de revenido, por exemplo, explicam as melhores propriedades de tenacidade dos novos aços para trabalho a quente de baixo teor de Si. Alguns resultados são mostrados na Figura 6, para a distribuição de carbonetos no início do revenimento e após revenimento duplo de 2 horas. Como mostram os valores, a melhor distribuição de carbonetos é acompanhada por uma maior tenacidade.

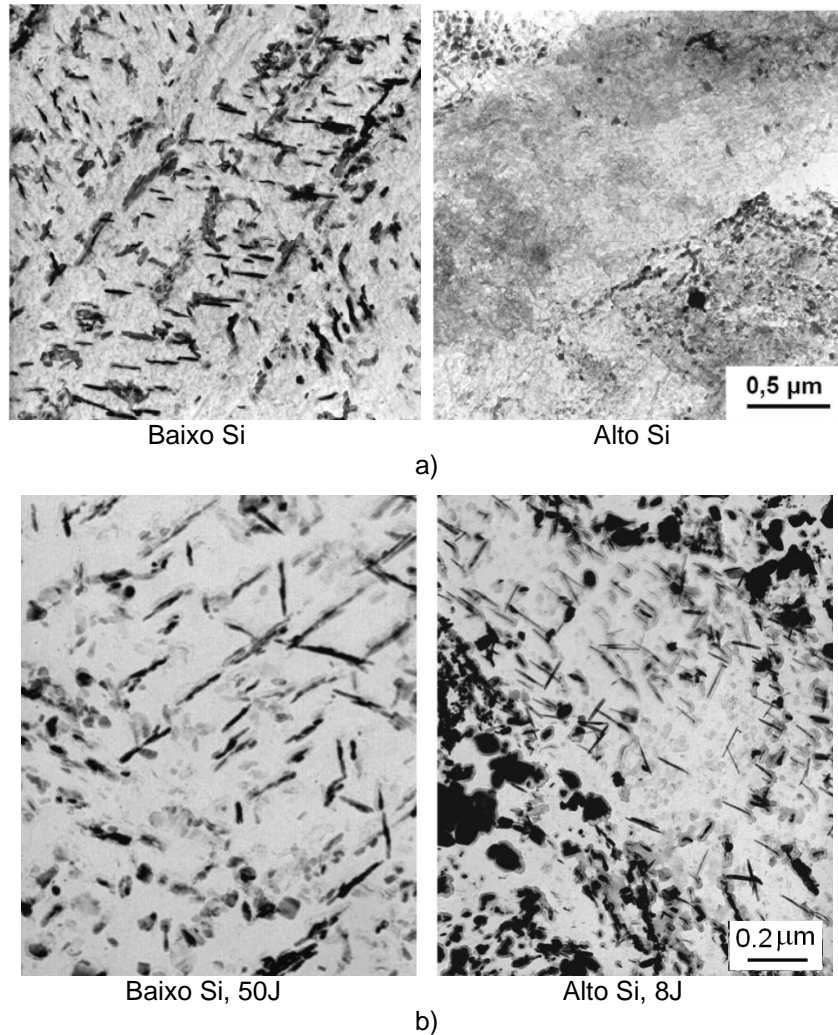


Figura 6: carbonetos secundários em: **a)** estágio inicial de revenido (amostras aquecidas a 20°C/min e retiradas do forno assim que a temperatura de 625°C é obtida) e **b)** após 2x2h a 625°C; abaixo destes últimos são mostrados os valores de tenacidade em impacto (charpy-V), para dureza fixa de 40 HRC. Mais detalhes na referência ⁽¹⁵⁾.

4 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos fornecem uma descrição a respeito das maiores mudanças na microestrutura e nas propriedades dos aços ferramenta para trabalho a frio de baixa- ou alta-liga para condições de tratamento térmico de ciclo curto e algumas informações de para aços ferramenta para trabalho a quente. Para aplicações práticas os seguintes aspectos são de maior importância:

- tratamentos térmicos de ciclo curto com tempos de austenitização de apenas alguns segundos em aços ferramenta (de alta-liga) para trabalho a frio podem levar a uma microestrutura com dissolução incompleta de carbonetos;
- o endurecimento secundário e a decomposição da austenita retida não ocorrem com ciclos de revenimento inferiores a 10 segundos;
- para aços ferramenta para trabalho a frio, níveis similares de dureza e tenacidade podem ser obtidos em tratamentos térmicos de ciclo curto com apenas alguns segundos de patamar de temperatura se as temperaturas de austenitização e revenimento forem ajustadas (aumentadas); e

- o início dos estágios de revenimento também é importante em aços ferramenta de trabalho a quente, pois determina a distribuição final dos carbonetos secundários, responsáveis pelas propriedades de resistência e tenacidade.

REFERÊNCIAS

- CALISKANOGLU, Devrim: *Induktives Härten von Schnellarbeitsstählen*. In: SCHNEIDER, Reinhold (ed.): *Tagungsunterlagen zur „Härtereitagung 2004“*. Wien: ASMET, 2004, p. 57-59.
- LEITNER, Harald; CALISKANOGLU, Devrim; CLEMENS, Helmut: *Kurzzeitwärmebehandlung von Schnellarbeitsstählen*. In: Berg- und Hüttenmännische Monatshefte Vol. 149 No. 5 (2004) p. 172-175.
- CALISKANOGLU, Devrim; LEITNER, Harald; VRTACNIK Klaudia.; CLEMENS, Helmut: *Short-time heat treatment of high-speed steels*, In: ROSSO, Mario; ACTIS GRANDE, Marco; UGUES, Daniele (ed.): *Tooling materials and their applications from market to research. Proceedings of the 7th International Tooling Conference*. Torino: Politecnico di Torino, 2006, p. 119-126.
- HENKE, Tobias; ESCHER, Christoph: *Innovative surface hardening of large tools using modern SFD (Simultaneous Dual Frequency) generators*. In: ROSSO, Mario; ACTIS GRANDE, Marco; UGUES, Daniele (ed.): *Tooling materials and their applications from market to research. Proceedings of the 7th International Tooling Conference*. Torino: Politecnico di Torino, 2006, p. 419-426
- SCHNEIDER, Reinhold; GRUNWALD, Rick: *Induktionshärten eines hochlegierten Kaltarbeitsstahls - Traitement par induction pour des aciers hautement alliés pour travail à froid*, In: *Proc. Europ. Conf. on 'Wärmebehandlung zur Härtung der Oberfläche'*, Strasbourg: A3TS & AWT 2006 paper No. 10.
- SCHNEIDER, Reinhold; GRUNWALD, Rick; MAISSER, Helmut; TEJRAL, Franz: *Surface hardening of an 8%-Cr cold-work tool steel*. In: ROSSO, Mario; ACTIS GRANDE, Marco; UGUES, Daniele (ed.): *Tooling materials and their applications from market to research. Proceedings of the 7th International Tooling Conference*. Torino: Politecnico di Torino, 2006, p. 403-410.
- SCHNEIDER, Reinhold; GRUNWALD, Rick: *Simulation of the Induction Hardening of a High Alloyed Tool Steel with a Quench-Dilatometer Compared with Real Induction Conditions*. In: GROSCH, Johann (ed.): *Proc. 5th IFHTSE - Int. Conf. on 'Quenching and Control of Distortion' & Euro. Conf. on Heat Treatment*. Berlin: AWT, 2007 p. 225-232.
- OHLICH, Jürgen; ROSE, Adolf; WIEST, Paul: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Bd. 3, ZTA-Schaubilder*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen mbH, 1973
- SCHNEIDER, Reinhold; GRUNWALD Rick; VAUGHT Douglas: *Induction hardening and tempering behavior of X153CrMoV12-1 (~ D2) cold work tool steel*, In: MAKI Tadashi: *Proceedings of the 17th Congress. of the Int. Fed. for heat treatment and surface engineering, Kobe (Japan) 27. -30. Oct. 2008, & Journal of the Japan Society for Heat Treatment 49 (2009) Special Issue Vol. 1, p. 93-96*
- SCHNEIDER, Reinhold; GRUNWALD Rick; GILLICH Markus; VAUGHT Douglas: *Induction Hardening and Tempering of Cold Work Tool Steels*, In: BEISS, Paul; BROECKMANN, Christoph; FRANKE, Stefanie; and KEYSSELITZ, Bärbel; (ed.) *„Tool Steels – Deciding Factor in Worldwide Production“*, *Proc. of the 8th Int. Tooling Conference* ISBN 3-8613-0701-4, Aachen, 2009, p. 573-583
- SCHNEIDER, Reinhold; GILLICH, Markus; LIST Michael; HEIM Daniel; *Short cycle hardening and tempering behaviour of low alloy tool steel 60WCrV7*, In: *Int. Heat Treatment and Surface Engineering* Vol. 2 No. 3/4 (2008) p. 121-125
- MÄDLER, Katrin; GROSCH, Johann: *Einfluss des induktiven Anlassens auf die Biegefestigkeit randschichtgehärteter Gefüge*. In: *Härtereitechn. Mitt.*, Vol. 56 No. 5 (2001) p. 332-340.



- 13 SCHMIDT, H.-D.; DENGEL, Dieter; SCHLICHT, Hans: Zur Untersuchung von Anlassvorgängen bei induktiver Schnellerwärmung. In: *Härtereitechn. Mitt.*, Vol. 36 No. 5 (1981) p. 223-230.
- 14 DENGEL, Dieter: *Kurzzeitanlassen von Stahl*. In: *Härtereitechn. Mitt.*, Vol. 39 No. 5 (1984) p. 182-193.
- 15 MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A.; KESTENBACH, H-J. Effect of Silicon on Carbide Precipitation after Tempering of H11 Hot Work Steels. Accepted to publication in *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010.