

ESTUDOS DE ENDURECIMENTO DE MATRIZ EM AÇOS RÁPIDOS*

Roberto Silva de Andrade¹

Felipe Moreno Siqueira Borges de Carvalho²

Ana Paola Villalva Braga³

Resumo

As propriedades de aços rápidos dependem de sua microestrutura, a qual depende fortemente do tratamento térmico e dos elementos de liga utilizados. Aços rápidos possuem microestrutura formada por carbonetos primários envolvidos por uma matriz martensítica. Este trabalho teve por objetivo estudar efeitos de tratamentos térmicos e da adição de cobalto na dureza da matriz de aços rápidos. Foram realizados diversos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para duas ligas comerciais, uma sem e outra com cobalto. Notou-se que a adição de cobalto pode melhorar a dureza da matriz, o que está relacionado com a fração de austenita retida presente. Também foi possível relacionar a temperatura de austenitização com a dureza da matriz após revenimento.

Palavras-chave: Aços rápidos; Endurecimento de matriz; Cobalto; Revenimento de aços.

STUDIES OF MATRIX HARDENING IN HIGH SPEED STEELS

Abstract

High speed steels properties depend on their microstructure, which strongly depends on heat treatment and alloying elements used. High speed steels microstructure is formed by primary carbides embedded in a martensitic matrix. This work had as objective to study the effects of heat treatment and the addition of cobalt in the hardness of high speed steels. In order to achieve this goal, some heat treatments of quenching and tempering were performed in two high speed steels very similar in compositions, but one of them bearing cobalt. It was noticed that cobalt addition can improve the hardness of the matrix, which is related with the fraction of retained austenite. Also, it was possible to relate the austenitizing temperature with the hardness of the matrix after tempering.

Keywords: High speed steels; Matrix hardening; Cobalt; Tempering of steels.

¹ Engenheiro de Materiais, mestre, pesquisador, CTMM, Instituto de Pesquisas Tecnológicas, São Paulo, SP, Brasil.

² Engenheiro de Materiais, mestre, pesquisador, CTMM, Instituto de Pesquisas Tecnológicas, São Paulo, SP, Brasil.

³ Engenheira metalúrgica, doutora, pesquisadora, CTMM, Instituto de Pesquisas Tecnológicas, São Paulo, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A microestrutura de metais é um dos fatores primordiais na determinação de suas propriedades. Compreender os fenômenos relacionados com a formação da microestrutura é, portanto, essencial caso se deseje entender e modificar as propriedades dos materiais.

Considerando que a humanidade utiliza ligas de ferro há muito tempo, o estudo de aços rápidos é relativamente recente. Os primeiros aços rápidos desenvolvidos surgiram no início do século XX, mas sua microestrutura e condições ideais de tratamento térmico somente foram compreendidas mais profundamente posteriormente. (1)

Aços rápidos são materiais desenvolvidos para serem utilizados em ferramentas de corte em alta velocidade, onde pode ocorrer aquecimento, oxidação, abrasão e fadiga térmica e mecânica durante o trabalho. Atualmente, aços rápidos também são desenvolvidos com o objetivo de se utilizar na indústria de cilindros de laminação, além das ferramentas de corte.

A microestrutura de aços rápidos está fortemente relacionada com a alta quantidade de elementos de liga presentes, incluindo formadores de carbonetos, como V, W, Mo, Cr e Nb, e elementos que ficam dissolvidos (em solução sólida) na microestrutura, como Ni, Si e Co.

Há dois fatores principais que devem ser considerados, pois exercem grande influência na modificação microestrutural de um aço rápido: o tratamento térmico e a composição química do aço.

Aços rápidos possuem microestrutura composta por carbonetos primários envolvidos por uma matriz martensítica. Os carbonetos primários nucleiam durante a solidificação do metal devido ao elevado teor de elementos formadores de carbonetos. Em aços conformados mecanicamente, sua estrutura pode ser alterada. Entretanto, aços que não são conformados (como cilindros de laminação fundidos), a microestrutura se mantém similar à do bruto de fundição mesmo após tratamento térmico, pois durante a austenitização, os carbonetos primários não são dissolvidos totalmente. Os carbonetos primários conferem boa resistência à abrasão nas ferramentas. (2)

A matriz desses aços altamente ligados é majoritariamente martensítica, podendo conter austenita retida. A quantidade de austenita retida está relacionada principalmente com a quantidade de elementos de liga dissolvidos na matriz durante o processo de austenitização que antecede a têmpera. A presença de austenita estabilizada na temperatura ambiente pode ser positiva, caso se deseje obter mais tenacidade no metal, porém em aços rápidos, a presença de austenita na microestrutura (na temperatura ambiente) pode apresentar um efeito deletério, pois diminui a dureza da matriz.

O tratamento térmico de revenimento se faz necessário para aliviar as tensões e permitir que a austenita retida se decomponha em martensita. Além disso, há a possibilidade da matriz ser endurecida durante o revenimento por meio da precipitação de carbonetos finos no interior das agulhas de martensita. A dimensão destes carbonetos é na ordem de 1 a 10 nm, que dependendo da sua composição e estequiometria pode apresentar morfologia de placas ou agulhas. (1; 3)

A boa dispersão e o refino dos carbonetos precipitados durante o revenimento deve-se à dificuldade que os elementos de liga possuem em difundir na microestrutura (em temperaturas de revenimento). Entretanto, durante trabalho a quente, pode haver coalescimento dos carbonetos, o que afeta negativamente a dureza da matriz.

Elementos de liga possuem diversos efeitos no endurecimento secundário. O cobalto é um elemento que, apesar de não ser formador de carbonetos, possui influência na precipitação secundária, permitindo que mais núcleos se formem e impedindo o coalescimento destes carbonetos, o que garante manutenção da dureza mesmo em altas temperaturas. (3; 4; 5)

Com base nestas informações, o presente trabalho teve por objetivo estudar o efeito de diferentes tratamentos térmicos de têmpera e revenimento nas propriedades de uma liga de aço rápido, além de verificar o efeito da adição de cobalto.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Materiais e métodos

Foram utilizados dois aços rápidos para realizar os testes, definidos como L1 e L2. As composições químicas (Tabela 1) são muito similares, contendo formadores de carbonetos, como V, Cr, Mo e W. Suas microestruturas (Figura 1) também são muito similares, formadas de carbonetos primários dos tipos M_7C_3 e MC envolvidos em uma matriz martensítica. A principal diferença entre as ligas é a presença de cobalto na liga L2.

Tabela 1. Composições das ligas estudadas. Valores de porcentagem em massa.

Liga	C	Si	Mn	Ni	Cr+V+Mo+W	Co
L1	1,5-2,5	0,5-2	0,2-1,0	0,5-2,0	14-18	-
L2	1,5-2,5	0,5-2	0,2-1,0	0,5-2,0	14-18	X

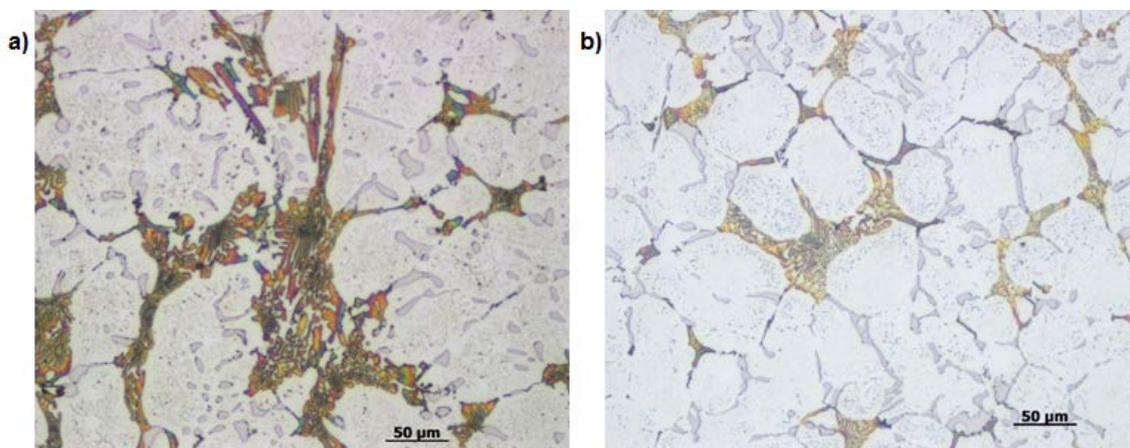


Figura 1. Microestrutura da (a) liga L1, e da (b) liga L2. Microscopia óptica, com ataque Murakami.

Para cada composição, foram realizadas simulações no software de cálculo termodinâmico Thermo-Calc®. Primeiramente, calcularam-se quais fases estavam presentes no equilíbrio termodinâmico para temperaturas entre 950°C e 1100°C, pois são temperaturas próximas às de austenitização em processos industriais. Com base nestas informações, pode-se prever a composição da austenitana temperatura de austenitização, que será a composição da matriz após têmpera.

Também foram fundidas amostras das duas ligas, as quais, posteriormente, foram austenitizadas, temperadas e revenidas em diversas temperaturas para levantamento da curva de revenimento. A austenitização das amostras foi realizada

em duas temperaturas, 1000°C e 1050°C, sendo que 1000°C foi somente aplicado para a liga L1. As amostras foram austenitizadas por 2 horas e então foram temperadas ao ar. Para cada condição de têmpera, foi realizado duplo revenimento de 1 hora cada em temperaturas que variaram entre 500°C e 600°C.

Após o tratamento térmico foram feitas medidas de microdureza Vickers. As amostras também foram caracterizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Além disso, foram feitas medidas de dureza na matriz com nanoindentação no equipamento Hysitron TI 950 Triboindenter. As medidas foram realizadas por meio da construção de uma matriz quadrada de 7x7 pontos de medida de dureza, com distância entre eles de 10 µm, totalizando 49 medidas por amostra. Foram utilizadas cargas de 5mN e um penetrador Berkovich

2.2 Resultados

A Figura 2 mostra o resultado da simulação da evolução do teor de carbono em equilíbrio com a matriz para temperaturas acima de 900°C até 1100°C, que são temperaturas típicas de austenitização para aços rápidos.

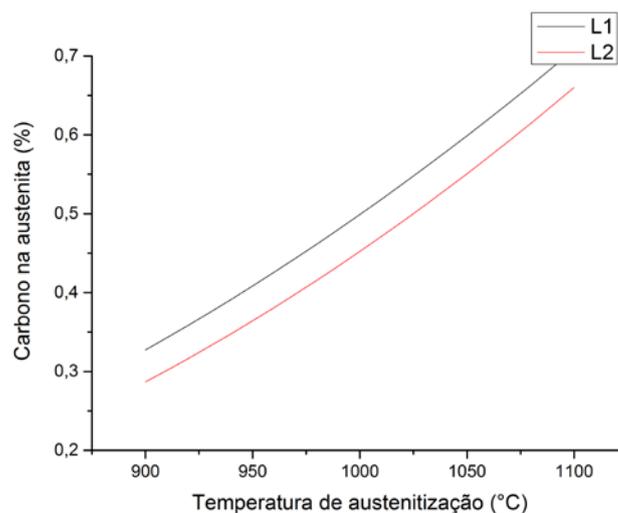


Figura 2. Quantidade de carbono na matriz de cada uma das ligas.

Com base na Figura 1, nota-se que há mais carbono mantido na matriz quanto maior for a temperatura de austenitização. Estas condições representam, portanto, maior possibilidade de formação de carbonetos secundários durante o revenimento, além de formar uma martensita mais saturada. Entretanto, a presença de altos teores de carbono leva à diminuição da temperatura M_s , o que pode ser prejudicial para a dureza por possibilitar a estabilização da austenita. A temperatura M_s (em Kelvin) podem ser estimada com base na equação 1. (6)

$$M_s = 764,2 - 302,6[\%C] - 30,6[\%Mn] - 16,6[\%Ni] - 8,9[\%Cr] + 2,4[\%Mo] - 11,3[\%Cu] + 8,58[\%Co] + 7,4[\%W] - 14,5[\%Si] \quad \text{Equação (1)}$$

Utilizando a equação 1 foi possível calcular a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) de cada liga para cada composição da matriz (Figura 3). De fato, nota-se que o maior teor de carbono gera temperaturas M_s menores para as ligas

calculadas. Mesmo o efeito dos demais elementos de liga não é suficiente para modificar esta tendência.

Os resultados da dureza da matriz das ligas estudadas em função do tratamento térmico são mostrados na Figura 4. Nota-se que a liga que possui Co apresenta dureza superior em qualquer condição de tratamento térmico quando comparada com a liga sem cobalto. Além disso, quando utilizada a menor temperatura de austenitização, é observado um aumento de dureza na liga L1.

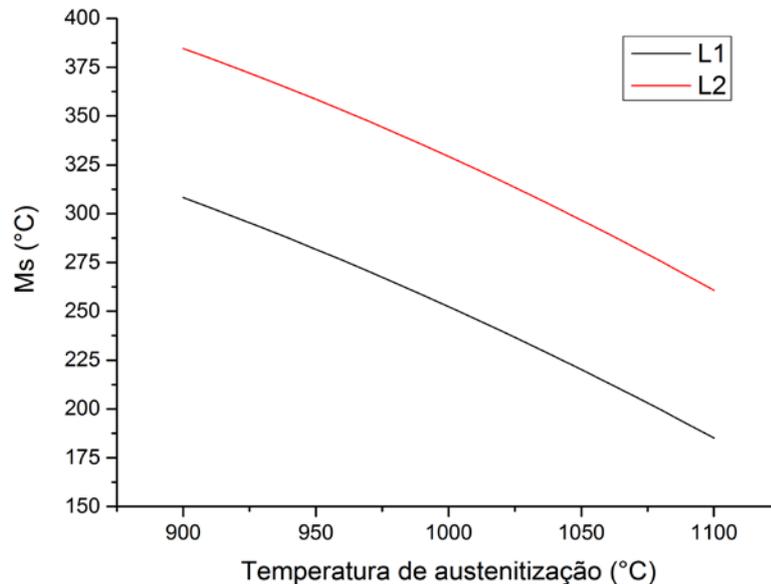


Figura 3. Temperatura de início da transformação martensítica para as duas ligas de acordo com a temperatura de austenitização.

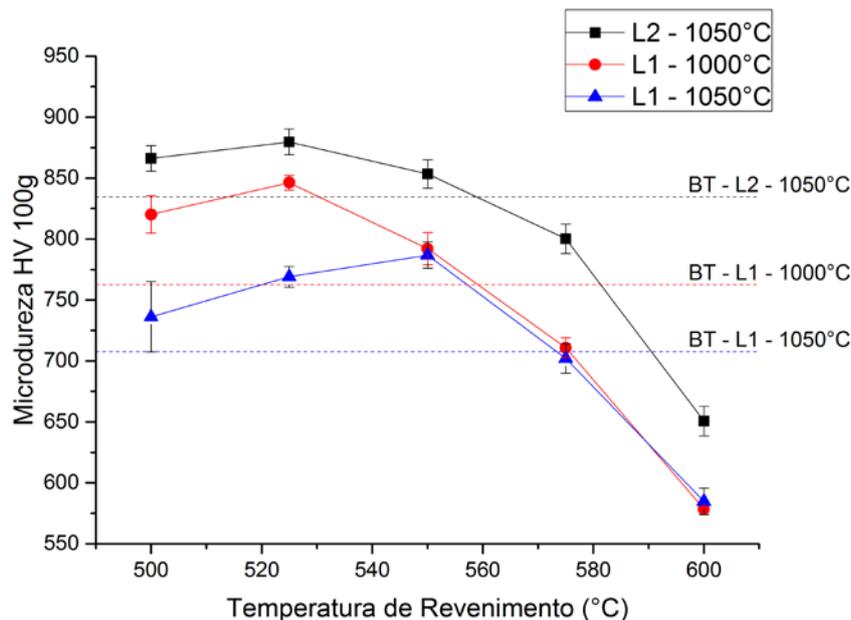


Figura 4. Curvas de revenimento das ligas L1 e L2, com medições de microdureza Vickers 100 g, na matriz. Austenitizações a 1000 e 1050 °C para a liga L1 e 1050 °C para a liga L2. Revenimentos entre 500 e 600 °C. BT=bruto de têmpera

Das amostras produzidas, seis foram escolhidas para serem encaminhadas ao ensaio de nanoindentação para avaliar a influência do tratamento térmico aplicado na dureza da matriz. Os resultados são apresentados na Tabela 2. A figura 5 mostra alguns pontos de endentação para a liga L2 a fim de exemplificar o resultado dos experimentos e o método de análise dos dados.

Tabela 2. Condições de tratamento térmico levadas para análise por nanoindentação

Liga	Temperatura de austenitização (°C)	Temperaturas de revenimento (°C)	Dureza da Matriz (GPa)
L1	1000	525	9,11
L1	1050	525	9,26
L1	1050	Bruto de têmpera	8,40
L1	1050	550	8,98
L2	1050	525	9,67
L2	1050	550	9,58

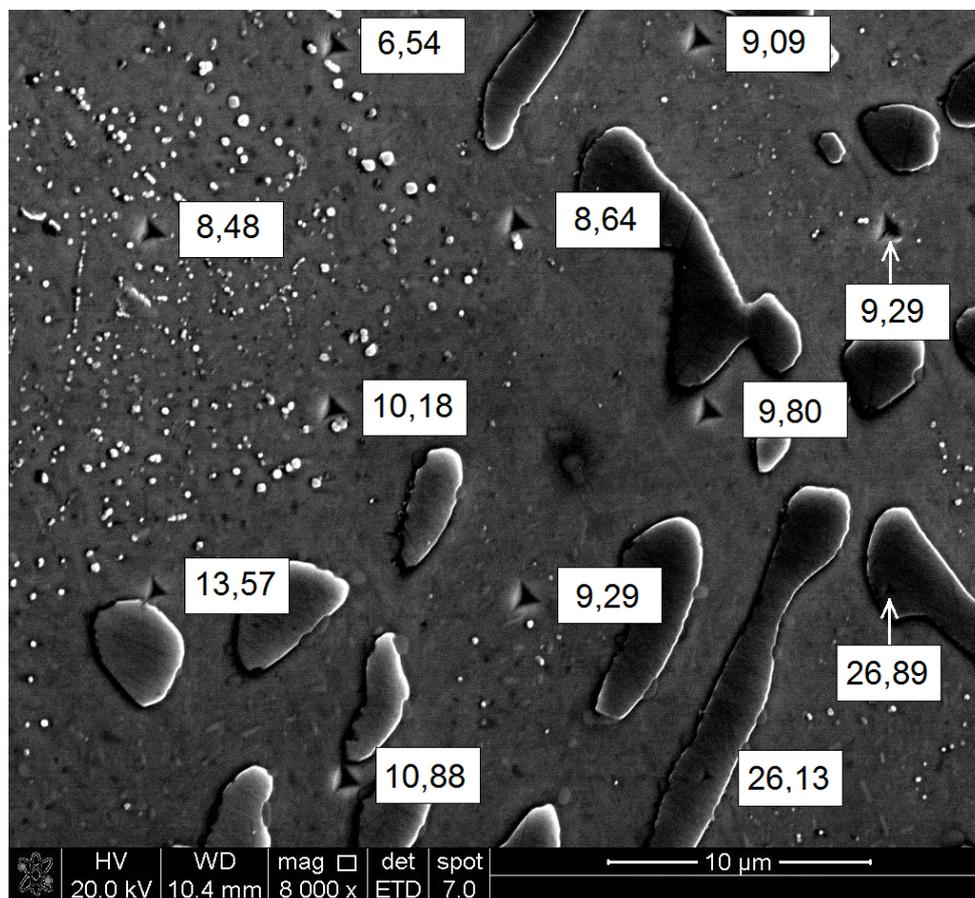


Figura 5. Microestrutura, pontos de medição e dureza de diferentes pontos obtidos pelo ensaio de nanoindentação. Os valores estão em GPa. Para cálculo de dureza da matriz foi realizada uma média dos valores. Medidas em carbonetos foram desconsideradas. A imagem mostra uma região de análise da liga L2 temperada a 1050 °C e revenida a 525 °C.

Os resultados mostram que a dureza da matriz da liga L2 é maior que a L1. Também nota-se o efeito do endurecimento secundário ao observar o aumento de dureza da liga L1 bruta de têmpera com a dureza deste mesmo aço após o revenimento.

2.3 Discussão

As amostras da liga L1 temperadas a 1000°C apresentaram maior dureza em relação às amostras temperadas a 1050°C. Isso pode ter relação com a presença de uma fração maior de austenita retida (1050°C). O carbono é o elemento de liga que mais possui influência na temperatura M_s . Quanto maior a temperatura de austenitização antes da têmpera, maior é a quantidade de elementos de liga dissolvidos na austenita (incluindo o carbono), e por isso induz-se a estabilização de uma fração maior de austenita após a têmpera. A relação entre a simulação do teor de carbono presente na austenita (Figura 2) e a temperatura de início da transformação martensítica (Figura 3) ajuda a corroborar a hipótese de que a maior dissolução de carbono e outros elementos na matriz durante a austenitização é responsável pela presença de maior fração volumétrica de austenita retida após o tratamento térmico de revenimento. (3)

Nessa classe de aços, é aplicado duplo revenimento. O primeiro tem o objetivo de transformar a austenita remanescente da têmpera e o segundo revenimento tem o objetivo de revenir a martensita formada no primeiro revenimento. Mesmo com o duplo revenimento, as micrografias da liga L1 apresentam indícios de uma fração de austenita consideravelmente superior em relação às amostras da liga L2.

Por um lado, com aumento da temperatura de austenitização, um teor maior de carbono é dissolvido na matriz, o que eleva o teor de carbono e elementos de liga presentes. A presença de um teor maior de carbono na austenita pode levar à formação de uma martensita de maior dureza após a têmpera e revenimento. (7)

Além disso, como há mais elementos de liga dissolvidos, há a possibilidade de formação de mais carbonetos secundários durante o tratamento térmico de revenimento.

Por outro lado, quanto maior o teor de carbono na austenita, maior será a possibilidade da sua estabilização na temperatura ambiente (redução da temperatura M_s). A presença de austenita na microestrutura do material pode gerar efeitos negativos, tal como a redução de dureza, impactando diretamente na resistência do material a abrasão e fadiga térmica.

Apesar da maior supersaturação de elementos de liga na matriz para as amostras austenitizadas em maior temperatura, a curva de revenimento apresentou maior dureza para as amostras austenitizadas em menor temperatura. Neste caso, o fato de a dureza aumentar para temperaturas de austenitização menores (menos elementos de liga dissolvidos na matriz) possivelmente está relacionado com menor presença de austenita estabilizada em temperatura ambiente.

Em termos de composição química, a liga L2 apresenta maior dureza em qualquer das condições de tratamento térmico quando comparada à L1. A principal diferença nestes dois aços é a presença de cobalto. De acordo com Gulayev e Kupalova(4), o cobalto pode diminuir a quantidade de austenita retida durante o tratamento térmico de revenimento. Isso foi observado nas micrografias eletrônicas de varredura apresentadas neste trabalho. (Figura 5)

Amostras das duas ligas foram levadas ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) para observação mais detalhada da microestrutura. Algumas imagens obtidas são apresentadas na Figura 5. Pelas micrografias é possível observar carbonetos primários dispersos em uma matriz prioritariamente martensítica. A presença de uma fase não susceptível ao ataque metalográfico nas micrografias da amostra de L1 é indicativo de que a amostra apresenta uma fração de austenita estabilizada maior em relação à amostra de L2.

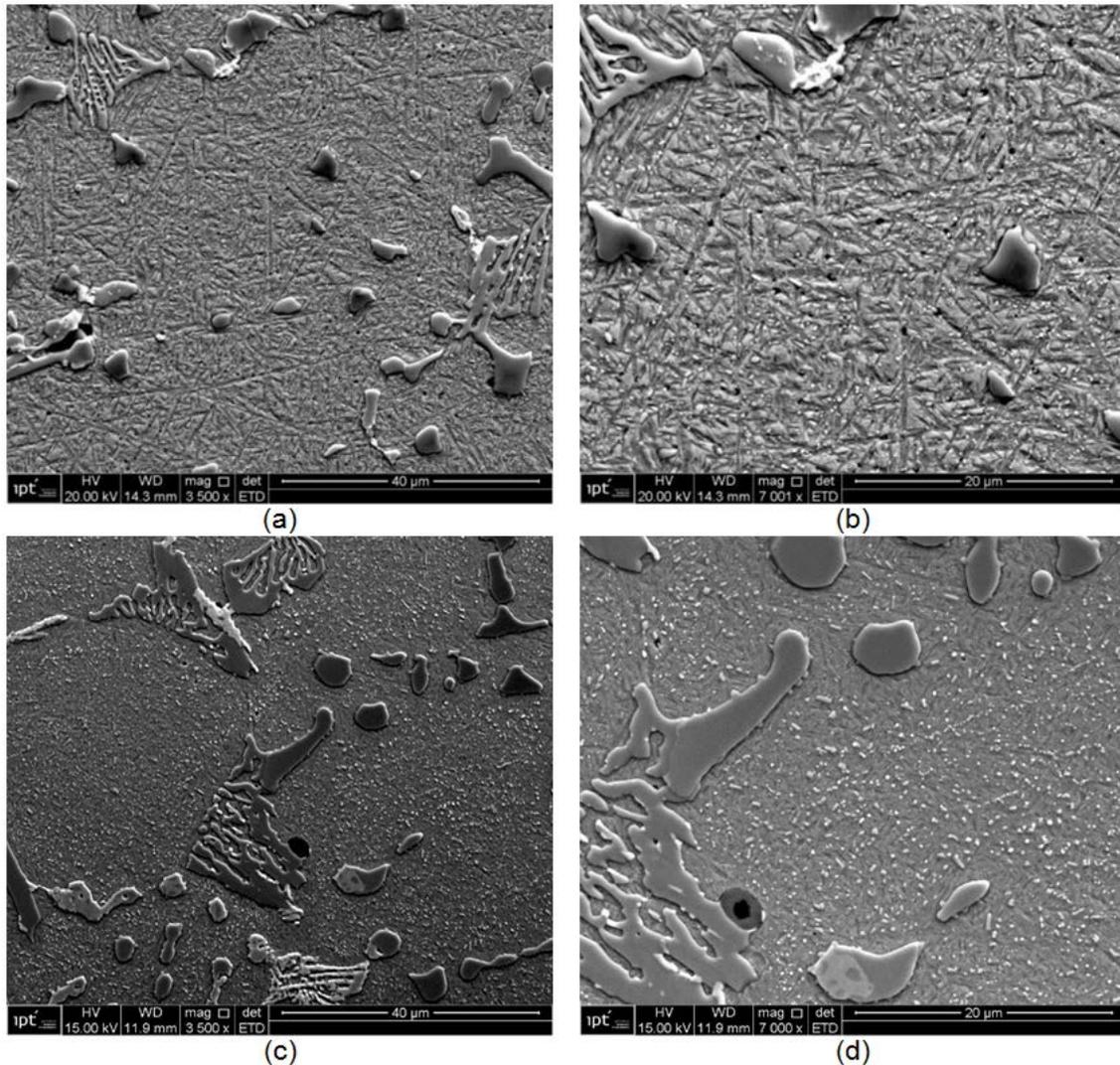


Figura 5. Microestrutura das amostras dos aços L1 (a e b) e L2 (c e d), observados no microscópio eletrônico de varredura em dois aumentos diferentes, retiradas do pico de dureza das amostras temperadas em 1050°C.

O cobalto também é reconhecido por facilitar a precipitação de carbonetos secundários com alto grau de refino e dificultar o coalescimento. A precipitação de carbonetos na austenita diminui a sua supersaturação, facilitando assim a sua transformação para martensita. Um dos principais motivos citados para a afirmação acima é o aumento da atividade do carbono presente na austenita.

Speich e Leslie (3) citam que o cobalto pode dificultar a recuperação de discordâncias durante o revenimento, o que permite que existam mais pontos de nucleação de carbonetos secundários. Já o fato de evitar o crescimento dos carbonetos secundários está atrelado à diminuição da difusividade de elementos de liga (principalmente carbono).

O cobalto pode diminuir a difusividade do carbono e de outros elementos de liga substitucionais, como o tungstênio e o molibdênio. A menor difusividade está relacionada com alterações causadas pelas propriedades magnéticas do cobalto. Adições de cobalto levam ao aumento da temperatura de Curie, o que diminui a difusividade dos elementos na rede cristalina. Também por conta das interações magnéticas causadas pelo cobalto, ocorre aumento do potencial químico de

elementos de liga presentes na matriz, pois a diminuição da temperatura de Curie causa diminuição da solubilidade de elementos, como o Mo, por exemplo, o que facilita a formação de carbonetos. Entretanto, ele não possui este efeito no Fe, o que dificulta a formação de cementita (que não foi observada neste trabalho). (4; 5)

3 CONCLUSÃO

O efeito do cobalto como elemento de liga de aços rápidos foi estudado e foi possível concluir que o cobalto é um elemento de grande importância no aumento da dureza de aços rápidos, pois esse elemento inibe crescimento e coalescimento de carbonetos secundários e facilita sua precipitação (produzindo uma rede de carbonetos mais refinados). Além disso, ele atua diminuindo a quantidade de austenita retida após o revenimento.

Também foi possível verificar que temperaturas de austenitização mais altas podem aumentar a dureza da martensita. Por outro lado, a saturação da austenita pode induzir a sua estabilização na temperatura ambiente mesmo após o duplo revenimento.

REFERÊNCIAS

- 1 **Karagöz, Sadi e Andrén, Hans-Olof.** Secondary Hardening in High Speed Steels. *Zeitschrift für Metallkunde*. 1992, Vol. 83, pp. 386 - 394.
- 2 **Karagöz, S. e Fischmeister, H. F.** Cutting performance and microstructure of high speed steels: contributions of matrix strengthening and undissolved carbides. *Metallurgical and Materials Transactions*. 1998, Vol. 29A, pp. 205-216.
- 3 **Speich, G. R. e Leslie, W. C.** Tempering of steel. *Metallurgical Transactions*. 1972, Vol. 3, pp. 1043-1053.
- 4 **Gulyaev, A. P. e Kupalova, I. K.** Effect of cobalt on the structure and properties of high-speed steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 1970, Vol. 12, pp. 666-671.
- 5 **Rong, W., et al., et al.** The role of alloy composition in the precipitation behaviour of high speed steels. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1992, Vol. 40, pp. 1727-1738.
- 6 **Capdevilla, C., Caballero, F. G. e García de Andrés, C.** Determination of Ms Temperature in Steels: A Bayesian Neural Network Model. *ISIJ International*. 2002, Vol. 42, pp. 894-902.
- 7 **Grange, R. A., Hribal, C. R. e Porter, L. F.** Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels. *Metallurgical Transactions A*. 1977, Vol. 8A, pp. 1775-1785.