



LEVANTAMENTO DA CINÉTICA DE REVENIMENTO DE UM AÇO-CARBONO LIGADO AO V, B, Cr, Ni E Mo¹

Daniel Martins Maia²

Adalto Verneck Costa³

José Antonio de Oliveira Torres⁴

Vicente Tadeu Lopes Buono⁵

Resumo

Foram avaliados os efeitos da temperatura e do tempo de revenimento sobre as propriedades mecânicas de um aço-carbono estrutural da classe de 800 MPa de resistência. O aço foi processado industrialmente, com exceção do revenimento, realizado em laboratório na faixa de 580°C a 680°C, durante 30 min, 60 min e 90 min. As propriedades mecânicas praticamente não variaram com o tempo de revenimento, mas a temperatura promoveu alterações significativas. Observaram-se variações consideráveis no limite de escoamento em comparação ao limite de resistência e dureza. Uma leve fragilização ao revenido ocorreu na temperatura de 580°C. A equação de Johnson, Mehl e Avrami foi aplicada para estudar a cinética de revenimento. Os valores encontrados para o expoente do tempo nas temperaturas de 655°C e 680°C podem ser expressos pela cinética $t^{1/6}$. A energia de ativação para o revenimento em relação à dureza foi de 476,2 kJ/mol, sugerindo que a cinética de revenimento possa ser controlada pela difusão de elementos formadores de carboneto presentes, tais como Mo, V e Cr na ferrita e ao longo das deslocações. A melhor combinação de resistência e tenacidade foi obtida nos tratamentos com parâmetro Hollomon-Jaffe entre 17,300 e 18,284.

Palavras-chave: Revenimento; Cinética; Energia de ativação; Equação de JMA.

TEMPERING KINETICS OF ALLOY CARBON STEEL WITH V, B, Cr, Ni AND Mo

Abstract

In this paper the effects of temperature and time of tempering on the mechanical properties of a 800 MPa structural carbon steel has been evaluated. The steel was industrially produced, although the tempering was carried out in laboratory in the range of 580 and 680°C, during 30, 60 and 90 min. The mechanical properties did not change with tempering time, but were strong influenced by the tempering temperature. A greater resistance to tempering was observed for the tensile strength and hardness as compared to the yield strength. A slight temper embrittlement occurred in the tempering temperature of 580°C. The Johnson, Mehl and Avrami's equation was applied to study the kinetics of tempering. The values found for the time exponent at 655 and 680°C can be expressed by the $t^{1/6}$ kinetic. The activation energy for tempering found in terms of the hardness was 476.2 kJ/mol and it is suggested that the kinetics of tempering can be controlled by the diffusion in ferrite and along dislocations of the carbide forming elements, such as Mo, V and Cr. The best combination of strength and toughness was obtained in the heat treatments with Hollomon-Jaffe parameter between 17.300 and 18.284.

Key words: Tempering; Kinetics; Activation energy; JMA's equation

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, MS.c, Controle Integrado do Produto, Usiminas, Ipatinga/MG.

³ Engenheiro de Produção. Gerência de Assistência Técnica, Usiminas, Ipatinga/MG.

⁴ Engenheiro Metalurgista, MS.c. Gerência de Assistência Técnica, Usiminas, Belo Horizonte/MG.

⁵ Membro da ABM, Dr., Professor Associado da Universidade Federal de Minas Gerais, UFMG.

1 INTRODUÇÃO

1.1 Revenimento

Revenimento é o processo de aquecimento de aços martensíticos para que se tornem mais dúcteis. Os vários processos envolvidos são: segregação de carbono nos defeitos da rede, precipitação de carbonetos, transformação de austenita retida, recuperação e recristalização da estrutura martensítica.⁽¹⁾ O aço é aquecido até uma temperatura inferior à eutetóide, nela mantido durante certo tempo e, em seguida, o aço é novamente resfriado até a temperatura ambiente. O intuito é permitir que processos de difusão produzam uma estrutura dimensionalmente mais estável e menos frágil.⁽²⁾

É comum agrupar as reações que ocorrem durante o revenimento em estágios em função da temperatura empregada. Segundo Reed-Hill,⁽²⁾ nos estágios iniciais do revenimento, o carbono se difunde e se aglomera em torno das deslocções. Para os aços que contêm menos de 0,2%C, pode-se admitir que o carbono esteja quase que completamente associado às deslocções e aos contornos das ripas. Para composições acima de 0,2%C, uma fração do soluto não consegue segregar dessa maneira, permanecendo nos interstícios e precipitando o carboneto épsilon. O segundo estágio corresponde à decomposição da austenita retida em bainita ou cementita, de cerca de 200°C até 300°C. O estágio três envolve a substituição dos carbonetos de transição e martensita de baixo carbono por cementita e ferrita, entre 250°C e 350°C. A formação de carbonetos de liga responsáveis pelo endurecimento secundário é algumas vezes referenciada como quarto estágio de revenimento.⁽³⁾ A Figura 1 de Speich, apud Reed-Hill,⁽²⁾ mostra a variação da dureza em função da temperatura de revenimento, para tempos constantes de 1h.

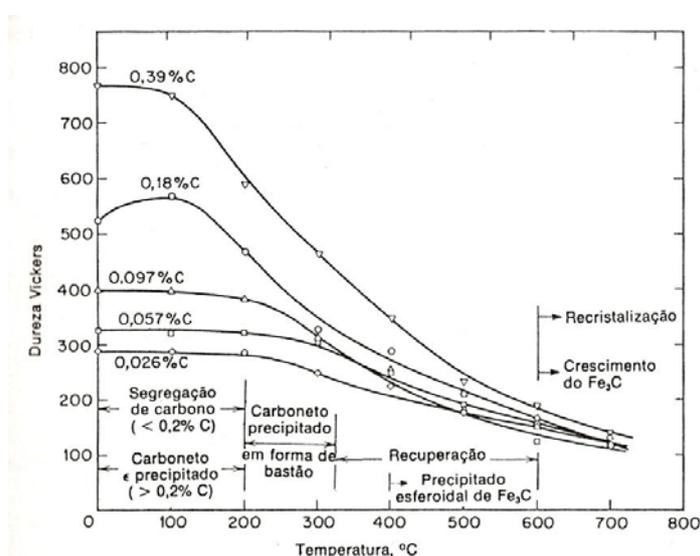


Figura 1. Dureza da martensita de ligas de Fe-C, revenidas durante uma hora entre 100°C e 700°C.⁽²⁾

1.2 Fragilização ao Revenido

Aços temperados e revenidos são susceptíveis a diferentes tipos de fragilização. A fragilização ao revenido para Krauss⁽³⁾ refere-se ao decréscimo em tenacidade em aços-liga quando aquecidos ou resfriados lentamente através do intervalo de temperaturas de 375°C a 575°C, ou entre 350 a 600°C, por Leslie.⁽¹⁾

Dieter⁽⁴⁾ menciona que os principais elementos fragilizantes (em ordem decrescente de importância) são: antimônio, fósforo, estanho e arsênio. Os aços com menos de 0,5% de manganês não são susceptíveis à fragilização ao revenido. A susceptibilidade é garantida principalmente pelo Cr e Mn e menos ativamente pelo Ni. Conforme Bott,⁽⁵⁾ pequena quantidade de Mo (até 0,5%) inibe a fragilização, pela forte afinidade ao P. Entretanto, grandes quantidades deste elemento podem intensificá-la e este efeito está relacionado com a presença de elementos de liga, tais como Ni e Cr.

1.3 Influência dos Elementos de Liga no Revenimento

Quando se adicionam elementos de liga aos aços, eles podem se dissolver na ferrita ou nos carbonetos, em quantidades variadas, dependendo do elemento de liga. A ordem crescente de tendência para formar carbonetos é: manganês, cromo, tungstênio, molibdênio, vanádio e titânio.⁽²⁾ Durante o revenimento dos aços-liga, carbonetos de liga não se formam até a faixa de temperatura de 500°C a 600°C, porque abaixo disso, os elementos ligantes metálicos não podem difundir rapidamente o suficiente para permitir a nucleação de carbonetos.

A maioria dos elementos de liga dos aços tende a aumentar a sua resistência ao amaciamento a quente. Quando esses aços são revenidos em temperaturas abaixo de 540°C, as reações de revenido tendem a formar partículas de carboneto do tipo Fe₃C. Entretanto, quando a temperatura de revenido for superior a 540°C, precipitam-se quantidades apreciáveis de carbonetos de elementos de liga.⁽²⁾ Os elementos ligantes que mais efetivamente ajudam a retardar a taxa de amaciamento durante o revenimento são fortes formadores de carbonetos tais como Cr, Mo e V.⁽³⁾

1.4 Relação entre o Tempo e a Temperatura de Revenimento

O revenimento dos aços depende de tempo e temperatura, sendo que a combinação entre essas duas variáveis pode ser definida pelo parâmetro de revenimento H, desenvolvido por Hollomon e Jaffe (1945), apud Leslie⁽¹⁾ e Krauss,⁽³⁾ onde T é a temperatura em graus Kelvin e t é o tempo em horas, enquanto C é uma constante, que pode ser considerada como 20 para aços ligados.

$$H = T(C + \log t) \times 10^{-3} \quad (\text{Eq. 1})$$

1.5 Cinética de Revenimento

No revenimento, o estado dos elementos de liga, se dissolvidos ou na forma de precipitados, é o principal fator que afeta as propriedades mecânicas. Do ponto de vista da cinética de envelhecimento após deformação, associada à presença de solutos intersticiais, Bueno et al.⁽⁶⁾ citam o modelo proposto por Cottrell e Bilby. De acordo com este modelo, o processo de envelhecimento inicia com a formação de atmosferas de átomos intersticiais ao redor das deslocações. Durante os estágios iniciais da formação de atmosfera, o número de átomos chegando às deslocações por unidade de tempo t, por comprimento linear de deslocações, é proporcional a $t^{2/3}$. Este modelo é comumente chamado de lei cinética $t^{2/3}$, entretanto, não se aplica completamente ao envelhecimento, pois não considera os efeitos de saturação e difusão de retorno da atmosfera de saturação. Harper, citado por Bueno et al.⁽⁶⁾ e Sales,⁽⁷⁾ modificou a equação proposta como uma tentativa de aumentar sua

aplicabilidade. Os autores afirmam: “a taxa de segregação dos solutos intersticiais é proporcional à fração de soluto remanescente na solução”.

Os desvios e limitações desses modelos parecem estar associados com a formação de precipitados nas deslocamentos ou na matriz. Entretanto, em ligas resfriadas lentamente e em alguns aços temperados, mesmo quando a precipitação ocorre, se segue a formação de atmosferas, a equação de Harper pode oferecer uma descrição precisa da cinética até quase saturação do fenômeno.

Na verdade, a equação empírica de Johnson-Mehl-Avrami, Y , é uma forma generalizada da equação de Harper, na qual o expoente de tempo, originalmente proposto para descrever o fenômeno em aços baixo carbono (2/3), pode agora assumir outros valores. Isso permite refletir as diferenças na geometria do caminho de difusão e no potencial de interação. Cota e Hermegenildo⁽⁸⁾ mencionam que esta relação descreve a cinética de transformação de fase no estado sólido controlado por difusão e de recristalização em materiais metálicos e pode ser avaliada pela equação:⁽⁶⁻⁸⁾

$$Y = 1 - \exp[-(kt)^n] \quad (\text{Eq. 2})$$

em que Y é a fração transformada (por precipitação ou envelhecimento), t é o tempo, n é expoente de tempo da lei cinética e k é uma taxa constante dada por

$$k = k_0 \exp(-Q/RT) \quad (\text{Eq. 3})$$

em que k_0 é uma constante e Q é a energia de ativação aparente do processo.

A dureza pode ser usada para definir o estado de revenimento em aços. Contudo, a dureza não indica, de forma clara, o amaciamento do estado temperado para o de equilíbrio. Assim, Y é adequado para se avaliar a cinética de revenimento a partir dos valores de dureza no estado temperado, revenido e recozido:

$$Y = \frac{H_{\text{temp}} - H_{\text{rev}}}{H_{\text{temp}} - H_{\infty}} \quad (\text{Eq. 4})$$

em que H_{temp} é o valor da dureza após têmpera, H_{rev} é o valor após um revenimento intermediário com o tempo t e a temperatura T e H_{∞} é o valor da dureza após saturação do revenimento. O valor de Y varia de 0 a 1.

O objetivo deste trabalho foi avaliar a influência da temperatura e do tempo de revenimento nas propriedades mecânicas de um aço estrutural ligado ao V, B, Cr, Ni e Mo produzido por têmpera e revenimento na Usiminas. Buscou-se avaliar a cinética de revenimento e determinar janelas de processamento adequadas para tratamento térmico dessa classe de aços.

2 MATERIAL E MÉTODOS

O material base para esse estudo foi um aço ligado ao V, B, Cr, Ni e Mo cuja composição química é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química visada para o aço em estudo (% em peso).

C	Mn	Si	P	S	Al	V	Cr	Mo	Ni	N (ppm)	B (ppm)	Ca (ppm)
0,12	1,30	0,30	≤	≤	0,020	0,020	0,40	0,20	0,10	≤	13	10
a	a	a	0,020	0,004	a	a	a	a	a	80	a	a
0,14	1,40	0,50			0,050	0,040	0,60	0,40	0,20		30	40

A placa obtida por práticas de refino secundário e lingotamento contínuo foi laminada na Linha de Chapas Grossas da Usiminas para a espessura de 31,50 mm e temperada industrialmente no forno de tratamento térmico. Várias amostras foram retiradas, sendo uma para análise da condição temperada. Nas demais, foram realizados revenimentos em forno elétrico de tratamento térmico laboratorial. Essas amostras foram tratadas utilizando-se as temperaturas de 580°C, 605°C, 630°C, 655°C e 680°C e intervalos de tempo de 30 min, 60 min e 90 min.

Os ensaios mecânicos foram realizados em triplicata e conforme a norma ASTM A370.⁽⁹⁾ Os ensaios de tração foram realizados na direção transversal à da laminação. Ensaio de dureza Brinell foram realizados em superfícies paralelas ao plano de laminação, após usinagem de 1,20 mm da superfície das amostras. Ensaio de impacto Charpy-V foram realizados a -40°C, com o emprego de corpos de prova (cps) do tipo *full size*, entalhe em V, orientados com o eixo maior na direção longitudinal à laminação e com o entalhe na direção da espessura.

As propriedades mecânicas visadas para o material em análise estão listadas na Tabela 2. A dureza não é comumente especificada para essa classe de aço.

Tabela 2. Propriedades mecânicas visadas para o aço em estudo

σ_e (MPa)	σ_R (MPa)	e_T (%)	Charpy (J) (- 40°C)
≥ 690	770 a 940	≥ 14	≥ 30

As análises metalográficas dos cps foram realizadas em seções longitudinais, a aproximadamente $\frac{1}{4}$ da espessura do cp. Os constituintes foram analisados, utilizando-se ataque com reagente químico nital 4% e, para os contornos austeníticos, uma solução à base de ácido pícrico saturado em água e cloreto férrico (4%). As microestruturas obtidas foram analisadas por microscopias ótica e eletrônica de varredura (MEV).

O parâmetro Hollomon-Jaffe (Eq. 1) foi utilizado para avaliar a resposta do aço aos tratamentos de revenimento. A cinética de revenimento foi avaliada, utilizando-se para a determinação da fração transformada Y, os valores de dureza. Para cada temperatura, aplicou-se a equação de Johnson-Mehl-Avrami (JMA), linearizando conforme abaixo:

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-Y} \right) = n \ln k + n \ln t \quad (\text{Eq. 5})$$

Assim, determinaram-se os parâmetros que caracterizam a cinética de revenimento, que são o expoente do tempo, n, e a constante da taxa de reação, k. A variação de k com a temperatura, dada pela equação 3, permite calcular a energia de ativação, Q, através da linearização desta equação:

$$\ln k = \ln k_o - \frac{Q}{RT} \quad (\text{Eq. 6})$$

3 RESULTADOS

3.1 Microestruturas Obtidas

O aspecto das microestruturas está mostrado na Figura 2 para as condições como temperado, revenido a 580°C e 680°C, por 30 min. O aspecto da microestrutura das amostras revenidas a 580°C, 605°C e 680°C, conforme observado via MEV está mostrado na Figura 3.

Utilizando procedimento descrito na norma ASTM E112,⁽¹⁰⁾ foi determinado um tamanho de grão austenítico prévio (TGA) igual a ASTM 8, correspondendo a um diâmetro médio de 22,5 μm .

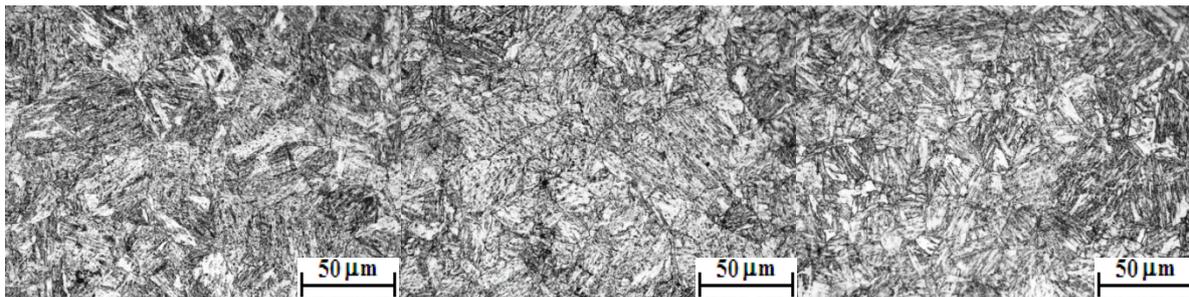


Figura 2. Microestruturas após têmpera e revenimentos a 580°C e 680°C, por 30 min.

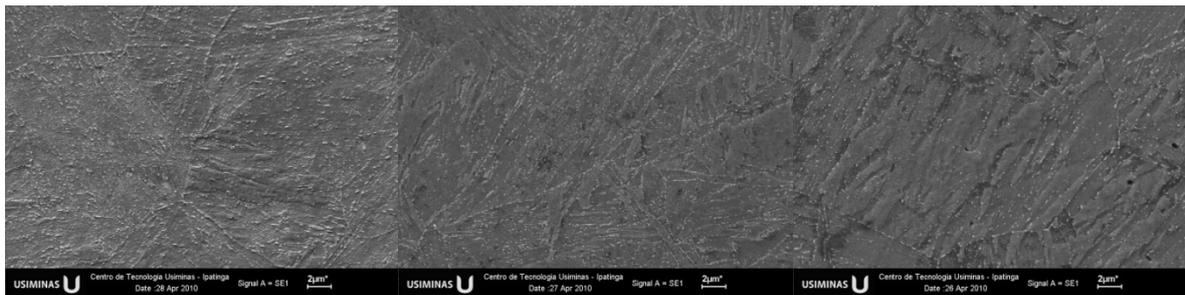


Figura 3. Microestruturas após revenimentos a 580, 605 e 680°C/30 min, conforme observado via MEV.

3.2 Propriedades Mecânicas

As Figuras 4, 5 e 6 mostram o efeito de temperatura (a) e tempo (b) de revenimento sobre os valores de dureza Brinell, limite de escoamento e limite de resistência.

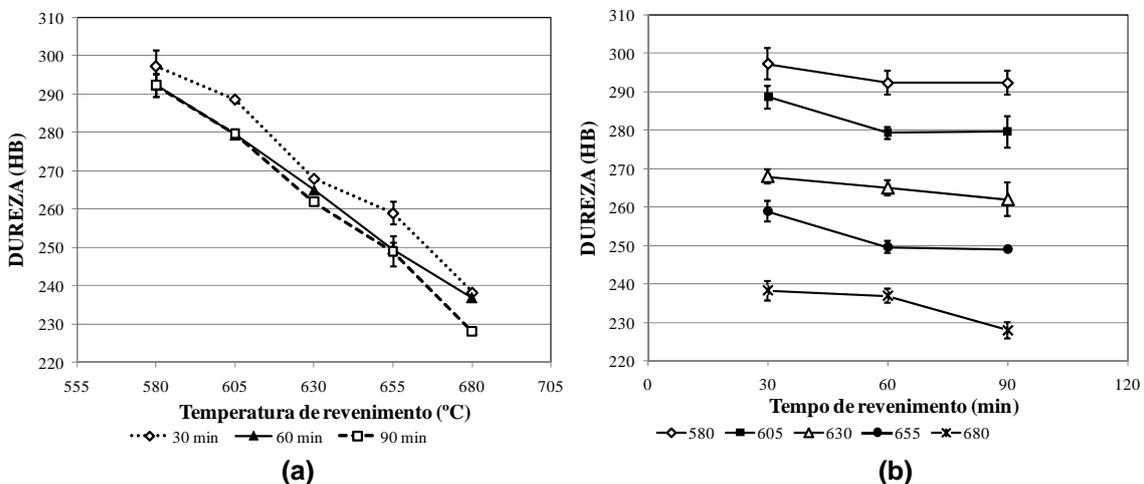


Figura 4. Variação da dureza com a temperatura (a) e o tempo (b) de revenimento.

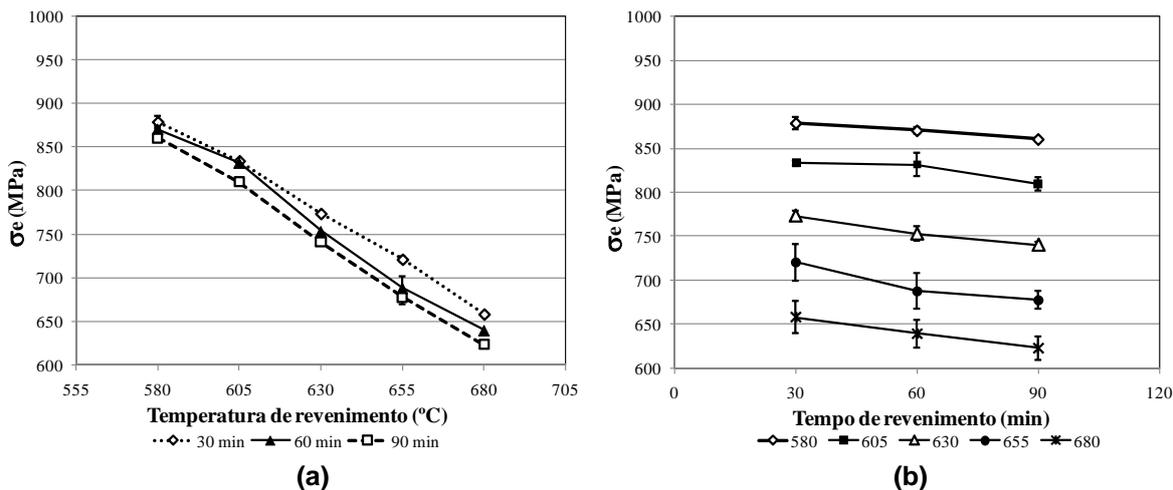


Figura 5. Variação do limite de escoamento com a temperatura (a) e o tempo (b) de revenimento.

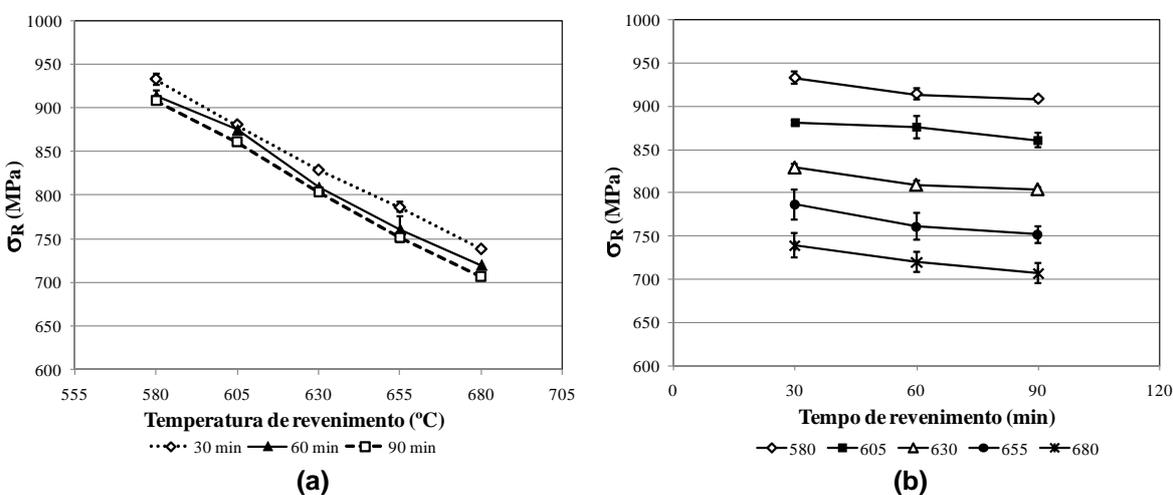


Figura 6. Variação do limite de resistência com a temperatura (a) e o tempo (b) de revenimento.

O efeito dos tratamentos térmicos na tenacidade ao impacto medida no ensaio Charpy-V a -40°C pode ser observado na Figura 7.

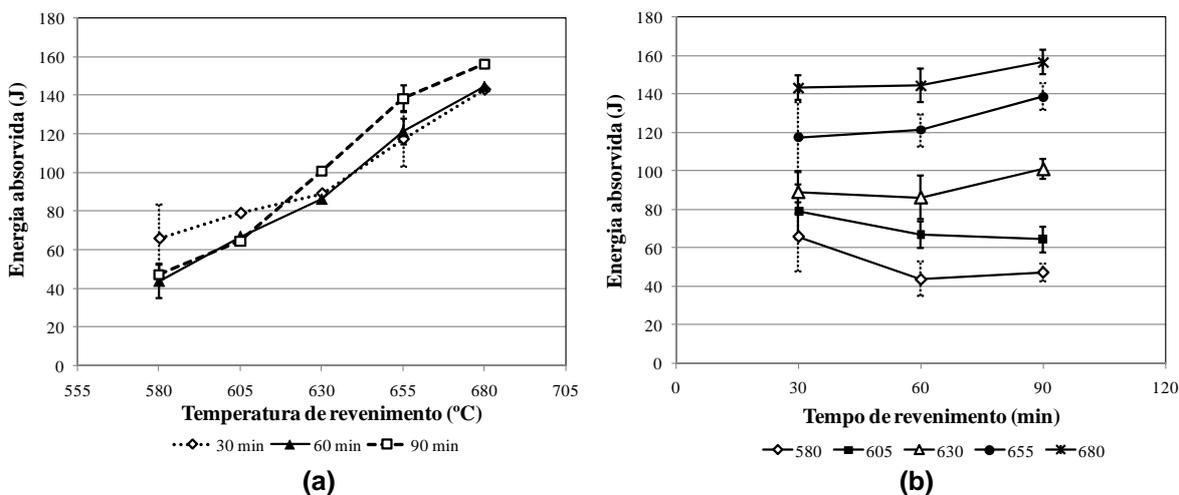


Figura 7. Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a -40°C com a temperatura (a) e o tempo (b) de revenimento.

A Figura 8 mostra a variação da dureza e das propriedades mecânicas de tração e energia absorvida com o parâmetro de revenimento Hollomon-Jaffe.

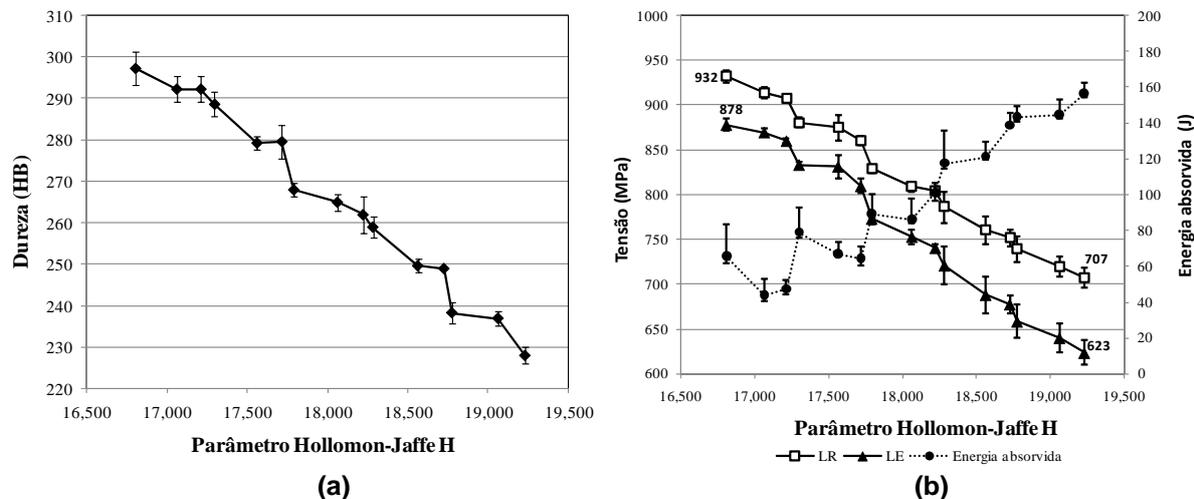


Figura 8. Variação da dureza Brinell (a), da tração e energia absorvida (b) com o parâmetro de revenimento H.

3.3 Cinética de Revenimento

A cinética de revenimento foi avaliada, utilizando-se para a determinação da fração transformada Y , os valores de dureza (conforme proposto na eq. 4). O valor de H_{∞} , após saturação do revenimento, foi calculado através da regressão linear do gráfico de dureza em função da temperatura de revenimento para 90 min. Para a validação de H_{∞} , foram avaliados o coeficiente de correlação linear, r , e o coeficiente de determinação, r^2 , desta equação. Obteve-se 0,9964 (em módulo) para r , e 99,3% para r^2 . Considerou-se, então, a temperatura de 720°C para estimar os resultados, assegurando-se que esse valor encontra-se abaixo da temperatura crítica de transformação A_1 , conforme a equação de Andrews.⁽¹¹⁾ Na análise, o valor de H_{∞} em 720°C/90 min, para dureza, foi de 205 HB.

$$A_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (\text{Eq. 7})$$

Linearizando a equação de JMA, para cada temperatura de revenimento, obtiveram-se os dados listados na Tabela 4. Para simplificar a apresentação dos resultados, através dos valores de k listados para dureza, foi elaborada a Figura 9, que expressa a variação de $\ln k$ com $1/T$. A energia de ativação, Q , foi obtida pela inclinação desta reta, multiplicada pela constante universal dos gases, $R = 8,314$ kJ/mol.K., sendo obtido o valor de 476,2 kJ/mol.

Tabela 4. Valores do expoente do tempo, n , e da taxa de reação, K , determinados através da variação da dureza com o tempo.

T (°C)	n	k (s ⁻¹)
580	0,07	0,00001576
605	0,12	0,00021462
630	0,07	0,00442504
655	0,14	0,00451934
680	0,15	0,02142073

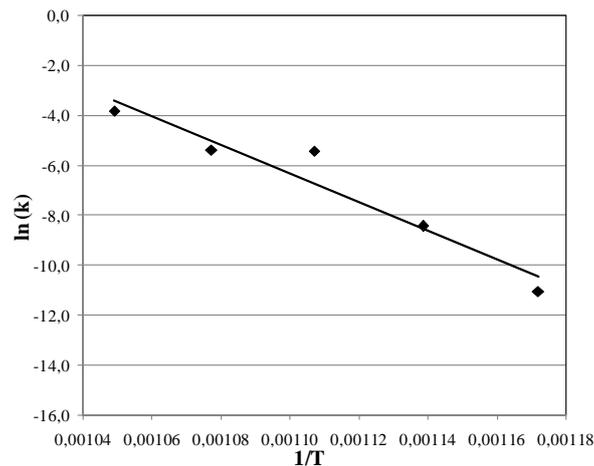


Figura 9. Linearização da equação 2 através dos valores de dureza.

4 DISCUSSÃO

A microestrutura temperada mostrada na Figura 2 é constituída por ripas de martensita, como descrito por Krauss,⁽¹²⁾ não apresentando modificações relevantes durante os tratamentos de revenimento. As análises realizadas evidenciaram a ocorrência do revenimento da martensita, principalmente quando se considera a grande quantidade de partículas de carboneto de ferro presentes na microestrutura das amostras, encontradas nas análises via MEV.

A Figura 4 mostra que a dureza após revenimento variou entre 228 e 297 HB. O aumento da temperatura implica em uma menor dureza e esta propriedade praticamente não variou com o tempo de encharque. Pelos dados nas Figuras 5 e 6, observa-se o mesmo comportamento em relação ao tempo. Com o aumento da temperatura, o σ_e variou de 878 a 623 MPa (diminuição de 29%), enquanto o σ_R teve uma queda de 932 para 707 MPa (24%), revelando um afastamento entre o σ_e e o de σ_R . Hashimoto e Pereira⁽¹³⁾ comentam que o amaciamento da estrutura martensítica em ripa no revenimento e o coalescimento de finos precipitados podem reduzir a tensão necessária para o movimento de deslocações, o que diminuiria a densidade de deslocações, resultando em um maior decréscimo no escoamento se comparado com a resistência e a dureza.

Os valores de Charpy variaram de 44 ± 9 J, a $580^\circ\text{C}/60$ min, para $157 \pm 6,3$ J em $680^\circ\text{C}/90$ min. Nos tratamentos a 580°C e 605°C , houve uma inversão dos valores de energia entre os tempos de encharque, retornando à tendência encontrada na literatura para as temperaturas mais altas. Uma explicação para esse fenômeno é o fato destes testes terem sido realizados em faixas de fragilização ao revenido.

Analisando-se a Figura 8, pode-se notar que o σ_e e o σ_R possuem a natural tendência de diminuição com o aumento do parâmetro de revenimento, entretanto, a inclinação é maior para o escoamento. Com a evolução do parâmetro de revenimento, a dureza Brinell tem a mesma queda proporcional ao se comparar com σ_R , embora tenha uma resistência ao amaciamento mais pronunciada para os valores correspondentes às temperaturas mais elevadas (680°C). A melhor combinação de resistência e tenacidade foi obtida nos tratamentos térmicos com parâmetro Hollomon-Jaffe entre 17,300 e 18,284, correspondendo a revenimentos nas faixas entre $605^\circ\text{C}/30$ min e $655^\circ\text{C}/30$ min.



Examinando-se os valores da Tabela 4, observa-se que o expoente do tempo, n , para as temperaturas de 655°C e 680°C, está em torno de 1/6. Conforme diversos autores citados por Miyata et al.,⁽¹⁴⁾ seguindo a teoria de precipitação, a taxa de coalescimento de precipitados é expressa por $t^{1/m}$, onde $m = 5$ para coalescimento controlado por difusão ao longo das deslocações.

Ueda et al.⁽¹⁵⁾ demonstraram que o aumento de deslocações na matriz martensítica contribui para acelerar a precipitação de carbonetos de Mo (Mo_2C) e V (V_4C_3) devido à maior disponibilidade de sítios de nucleação. Desta forma, sugere-se que a cinética de coalescimento de precipitados de carbonetos no processo de revenimento tenha uma relação com a difusão ao longo das deslocações dos elementos formadores de carboneto presentes, tais como Mo e V. No estudo de Cota e Hermegenildo,⁽⁸⁾ os expoentes de tempo encontrados foram 0,169 e 0,094, respectivamente, demonstrando consistência com os resultados obtidos.

Quando se compara a energia de ativação calculada de 476,2 kJ/mol com a energia de ativação de difusão intersticial do C na ferrita, 84,9 kJ/mol, e a energia de ativação de difusão substitucional de alguns elementos como, por exemplo, o Cr, 343 kJ/mol na ferrita (compilados por Honeycombe,⁽¹⁶⁾ é razoável concluir que a taxa que limita a cinética de revenimento é a difusão dos elementos de liga na ferrita e está associada à precipitação de seus finos carbonetos. Ao se comparar com a energia de ativação de autodifusão do Fe na ferrita, 240 kJ/mol,⁽¹⁶⁾ poder-se-ia inferir que a difusão de lacunas tem, também, grande influência no processo de revenimento.

5 CONCLUSÕES

A dureza, as propriedades em tração e a tenacidade ao impacto Charpy praticamente não variaram com o tempo de revenimento, mas a temperatura promoveu alterações significativas nessas propriedades. Observou-se uma maior resistência ao revenimento para o limite de resistência e dureza se comparados com o limite de escoamento, possivelmente associada à queda da tensão necessária para o movimento de deslocações, o que diminui a densidade de deslocações. Leve fragilização ao revenido pode ter ocorrido nas temperaturas mais baixas de revenimento, identificada pela diminuição na energia absorvida no ensaio Charpy.

O expoente do tempo nas temperaturas de 655°C e 680°C pode ser expresso pela cinética $t^{1/6}$ e está relacionado com a difusão dos elementos de liga ao longo das deslocações. A energia de ativação para este tratamento térmico, considerando os resultados de dureza, foi de 476,2 kJ/mol. Sugere-se que o mecanismo que limita a cinética de revenimento é a difusão na ferrita e ao longo das deslocações dos elementos formadores de carboneto presentes, tais como Mo, V e Cr.

A melhor combinação de resistência e tenacidade foi obtida nos tratamentos térmicos com parâmetro Hollomon-Jaffe entre 17,300 e 18,284, correspondendo a revenimentos nas faixas entre 605°C/30 min e 655°C/30 min.

Agradecimentos

À Usiminas que proporcionou a possibilidade de realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 LESLIE, W.C. *The Physical Metallurgy of Steels*. Michigan: McGraw-Hill Kogakusha Ltd, 1982. p. 226-243.



- 2 REED-HILL, R.E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1982. p.593-632.
- 3 KRAUSS, G. *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. 2.ed. Ohio: ASM International, 1990. 497p.
- 4 DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981. p.443-444.
- 5 BOTT, I.S. Influência das adições de Mo na fragilização pelo revenido de ligas contendo Ni e Cr. *Metalurgia ABM*, v.45, n.384, p.1168-1170, nov. 1989.
- 6 BUONO, V.T.L., ANDRADE, M.S., GONZALES, B.M. kinetics of strain aging in drawn pearlitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.29A, p.1415-1423, may. 1998.
- 7 SALES, L. S. *Envelhecimento na Martensita Induzida por Deformação em Aços Tipo AISI 304*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2006. 89p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 8 COTA, A.B., HERMEGENILDO, T.F.C. Efeito do Nb na cinética de revenimento de aços de baixo carbono. *REM*, v.60, n.3, p.551-556, set. 2007.
- 9 ASTM A370 – *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*, 2010.
- 10 ASTM E112 – *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, 2010.
- 11 ANDREWS, K.W., Empirical formula for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*, jul. 1965.
- 12 KRAUSS, G. Martensite in steel: strength and structure. *Materials Science and Engineering A*, v.272-275, p.40-57. 1999.
- 13 HASHIMOTO, T.M., PEREIRA, M.S. Influência do revenimento nas propriedades mecânicas dos aços bifásicos. *Metalurgia e Materiais*, p.584-589, jul. 1994.
- 14 MIYATA, K. *et al.*, Coarsening kinetics of multicomponent MC-type carbides in high-strength low-alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.34A, p.1565-1573, aug. 2003.
- 15 UEDA, S. *et al.*, Relation between precipitation behavior of Mo-, V- and Nb-carbide and yield strength in normalized and tempered steel. *Transactions ISIJ*, v.20, p.759-767, 1980.
- 16 HONEYCOMBE, R.W.K. *Steels: Microstructure and Properties*. London: Edward Arnold Ltd, 1980. 244p.