

INFLUÊNCIA DO CRESCIMENTO ANORMAL DO GRÃO AUSTENÍTICO NA TÊMPERA DE UM AÇO ABNT 5135¹

Camila de Brito Ferreira²
Mariana de Souza Matoso²
Luiz Paulo Horta Torres²
Paulo José Modenesi³
Dagoberto Brandão Santos³

Resumo

O crescimento de grão nos aços é bastante relevante nos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. É conhecido que temperatura e tempo de austenitização maiores proporcionam o aumento dos grãos austeníticos. Por seu turno, após a têmpera de um aço baixa liga, a microestrutura é constituída por martensita e uma fração de austenita retida, dependente de vários fatores, inclusive o tamanho de grão austenítico. Neste trabalho, estudou-se a influência do tamanho de grão austenítico sobre a fração volumétrica de austenita retida, após diferentes temperaturas e tempos de austenitização do aço ABNT 5135. Foram medidas as áreas dos grãos da austenita e, sua quantificação foi feita por difração de raios-X. As temperaturas de M_i e M_f foram determinadas por equação empírica e experimentalmente por análise térmica diferencial. Também foram feitos por testes de microdureza Vickers. Foi comprovado que o aumento do grão austenítico promove uma maior fração volumétrica de austenita retida após a têmpera em água, diferentemente do que é relatado na literatura, quando se comenta que a temperabilidade do aço aumenta com o tamanho de grão austenítico.

Palavras-chave: Austenita retida; Grão austenítico; Têmpera; Crescimento de grão.

INFLUENCE OF ABNORMAL AUSTENITE GRAIN GROWTH IN QUENCHED ABNT 5135 STEEL

Abstract

Grain growth in the steels is a relevant aspect in quenching and tempering heat treatments. It is known that high austenitizing temperature and long time provide an increase in austenitic grain sizes. Likewise, after hardening of low alloy steel, the microstructure consists of martensite and a volume fraction of retained austenite. This paper evaluates the influence of austenite grain size on the volume fraction of retained austenite measured by metallographic analyses and X-ray diffraction. The M_i and M_f temperatures were calculated using an empirical equation and experimentally determined by differential thermal analysis. The mechanical behavior of the steel was evaluated by Vickers microhardness testing. Differently from other results from the literature that indicate that steel hardenability increases with the austenite grain size, it was observed that the increase in austenite grain promotes greater volume fraction of retained austenite after quenching in water.

Key words: Martensite; Retained austenite; Athermal martensite.

¹ *Contribuição técnica ao 68^o Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

² *Graduando em Engenharia Metalúrgica. Escola de Engenharia, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

³ *Engenheiro Metalurgista, ME, Dr. Professor Associado IV, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil; dsantos@demet.ufmg.br.*

1 INTRODUÇÃO

No processo de têmpera, o aço sofre transformação de uma estrutura austenítica para martensita, e, eventualmente, outros constituintes como ferrita, perlita e bainita. A transformação inicia-se a uma temperatura, M_i , e é necessário alcançar a temperatura M_f para sua finalização. Geralmente, a transformação não é completa, pois à medida que as placas ou ripas de martensita se formam, durante o resfriamento, elas circundam e isolam pequenas áreas de austenita, que recebe a denominação de austenita retida; a qual poderá ser transformada para martensita por resfriamento sub-zero, isto é, em temperaturas negativas, ou no revenimento subsequente.⁽¹⁻³⁾ Frequentemente, a austenita retida é indesejável, pois degrada as propriedades mecânicas do aço temperado, leva a alterações dimensionais, diminuição em sua dureza, redução da tenacidade e do limite de resistência à fadiga.^(4,5) Em outras situações, esta pode até ser benéfica, pois proporciona uma maior ductilidade da peça temperada após cementação^(4,6). Independentemente de sua influência, a sua quantificação é fundamental quando se avalia o desempenho dos aços temperados.^(1,4,6)

Vários trabalhos foram relatados ao longo dos anos sobre a dependência da temperatura M_i em relação ao tamanho de grão da austenita; incluindo pesquisas recentes que envolvem a formação de estruturas com grãos ultrafinos e nanométricos.⁽⁷⁻¹⁰⁾ A temperatura de austenitização também afeta M_i ,^(8,9) mas através da variação associada no tamanho de grão austenítico.⁽⁹⁾

Os cristais de martensita crescem de forma rápida, sendo a cinética da transformação controlada por sucessivos eventos de nucleação.^(10,11) Várias explicações qualitativas sobre a influência do grão da austenita na formação da martensita têm sido propostas. Um dos argumentos é que um refinamento do tamanho de grão da austenita provoca o aumento de sua resistência mecânica pelo efeito Hall-Petch, tornando-se assim mais difícil a formação da martensite.⁽¹⁾ Sabe-se que o aumento da resistência por solução sólida afeta a nucleação da martensita devido a uma maior resistência ao movimento das deslocações envolvidas no processo de nucleação⁽⁸⁾ na austenita. Por outro lado, a relação de Hall-Petch baseia-se na transmissão de deslizamento de deslocações através dos contornos de grão, enquanto em função da natureza displaciva da transformação, a martensita em si não pode continuar no grão vizinho;⁽¹¹⁾ desse modo a resistência ao movimento de deslocações na fase de nucleação tem que ser mais localizada. De fato, as equações para o volume de ativação no movimento termicamente ativado da interface martensita/austenita referem-se apenas ao volume varrido pela interface entre o núcleo e a fase matriz.⁽⁸⁾

Os contornos de grãos da austenita constituem um ambiente favorável à formação de embriões de martensite.⁽¹¹⁾ Assim quanto menor o tamanho de grão mais locais para a nucleação estariam disponíveis. Por outro lado, os núcleos devem crescer até que atinjam o contorno de grão oposto. Como este crescimento se dá pelo cisalhamento da rede da austenita, esta também deve passar por etapa de acomodação das deformações, sendo então necessário um maior superresfriamento para a continuidade da transformação, ou seja, menor M_i .^(3,8,9,11) O oposto ocorre nos aços alto carbono e com granulação grossa da austenita. Uma fração de martensita é formada e em seguida acontece o fenômeno de explosão, em que uma grande fração da austenita se transforma em martensita dentro de um intervalo de temperatura muito pequeno.⁽¹¹⁻¹³⁾ A tendência para uma explosão ocorrer diminui à medida que o tamanho de grão da austenita é refinado.⁽¹²⁾ Isto é explicado

qualitativamente pelo fato de que a concentração de tensões na ponta de uma placa de martensita varia com o tamanho da mesma, que por sua vez está relacionado com o tamanho de grão da austenita. A transformação ocorre em uma temperatura mais alta para os grãos austeníticos maiores.⁽⁹⁾ No entanto, a maioria dos aços martensíticos não sofrem estes eventos explosivos de transformação, especialmente aqueles que têm um baixo teor de liga, médio teor de carbono e formam a martensita do tipo ripa. Há um aumento gradual na fração de martensita em função de superresfriamento abaixo da temperatura M_i ,^(12,13) resultados quantificados pela equação clássica de Koistinen e Marburger.⁽¹⁴⁾ Um modelo geométrico de particionamento do grão austenítico foi proposto inicialmente por Fisher *et al.*⁽¹⁵⁾ e utilizado Guimarães e Rios,⁽¹¹⁾ para descrever a formação da martensita de forma quantitativa. Segundo o autor, a transformação martensítica é controlada pela nucleação e, na maioria ligas ferrosa, exibe uma cinética atérmica. Assim, as unidades de martensita dividem os grãos de austenita. Na sequência, as novas unidades formam-se em tais partições, e assim por diante. Como consequência, o volume médio de placa é reduzido.

Se por um lado vários trabalhos abordam a influência do tamanho de grão da austenita e sua composição química sobre a temperatura M_i e a cinética,⁽¹⁶⁻¹⁸⁾ poucas referências mencionam o efeito deste parâmetro sobre a fração de austenita retida.^(4,19) Quando se menciona o efeito da granulação mista da austenita ou aquela originada do crescimento anormal de grão, nenhuma referência foi encontrada na literatura. Nessa direção, foram objetivos deste trabalho: i) avaliar a influência da temperatura e tempo de austenitização no tamanho do grão austenítico e a relação deste com a fração volumétrica de austenita retida em um aço ABNT 5135 temperado em água; ii) determinar os valores de M_i e M_f a partir da análise térmica diferencial do perfil de temperatura obtido experimentalmente durante a têmpera de amostra deste aço; e iii) correlacionar estas informações para avaliar a variação da fração volumétrica de austenita retida com o tamanho de grão austenítico.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Neste trabalho foi utilizado um aço comercial ABNT 5135, cuja composição é listada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço ABNT 3135 % peso

| Elemento | C | Mn | Si | P | Al | Cr |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|
| Teor | 0,39 | 0,69 | 0,23 | 0,026 | 0,020 | 0,98 |

As amostras do aço foram austenitizadas em sete temperaturas: 800°C, 850°C, 900°C, 950°C, 1.000°C, 1.100°C e 1.200°C durante 15 min e depois temperadas em água com agitação a temperatura ambiente. Posteriormente, para avaliar o efeito do tempo de austenitização sobre tamanho do grão austenítico realizou-se o encharque a 1.200°C por 2 h, seguindo-se o mesmo procedimento de têmpera. As amostras para exames metalográficos foram preparadas de maneira convencional até o polimento final com pasta de diamante de 1 µm. No ataque químico da superfície polida utilizou-se o reativo nital 2%. A microestrutura foi registrada através da microscopia óptica e eletrônica de varredura. Para a medição do tamanho do grão austenítico utilizou-se o reativo de ácido pícrico. O tamanho do grão austenítico foi determinado em microscópio óptico Leitz, usando do programa LAS3, por meio da medição da área de cada grão em micrografias armazenadas no próprio programa.

Foram feitas medições até se alcançar um erro relativo absoluto menor que 10%. Para tanto, foram medidos no mínimo 200 grãos por amostra. Em algumas situações, quando ocorreu o crescimento anormal, foram medidos mais que 500 grãos. O tamanho de grão listado nos resultados a seguir corresponde à raiz quadrada da área média obtida após a medição pelo programa de análise de imagens.

Medidas de microdureza Vickers foram realizadas com carga de 2,9 N (300 gf) a fim de verificar a influência variação da fração volumétrica de austenita retida e ferrita no comportamento mecânico do aço temperado.

A difratometria de raios-X foi realizada à temperatura ambiente em um difratômetro Philips PW 1710. Para quantificação da fração volumétrica da austenita retida, pelo método de integração da área abaixo dos picos de difração, consideraram-se os picos: (111), (200), (220), (311) da austenita e (110), (200), (211), (220) da ferrita. A integração das intensidades foi feita com o auxílio do *software* OriginTM, seguindo a metodologia descrita em outro trabalho dos autores.⁽²⁰⁾

Para a determinação experimental das temperaturas do início e término da mudança de fases no processo de têmpera, realizou-se a austenitização a 900°C, seguida de têmpera em água. Em amostra com dimensões de 15 mm de diâmetro e 30 mm de altura fez-se um orifício de 1,2 mm de diâmetro e inseriu-se um termopar tipo K no centro da mesma para registrar o perfil de temperatura. Com o auxílio de uma interface eletrônica A/D, foi feita a aquisição de dados de temperatura no aquecimento e resfriamento, a uma taxa de 20 medições/s durante todo o ciclo térmico. A partir desses dados, e a utilização do método das derivadas⁽²¹⁾, determinaram-se as temperaturas M_i e M_f .

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização Metalográfica nas Diferentes Temperaturas e Tempos de Austenitização

As Figuras 1a a 1d ilustram micrografias ópticas de amostras austenitizadas a 800°C, 1.200°C e 1.200°C/2 h, após a têmpera. É possível perceber na Figura 1 que a microestrutura predominante é de martensita. O ataque com reativo de ácido pícrico saturado, seguido do reativo nital 2% visou uma melhor caracterização metalográfica da microestrutura martensítica e do contorno de grão austenítico anterior. A Figura 1d exemplifica a forma como essas medidas foram realizadas para amostra de 1.200°C/15 min.

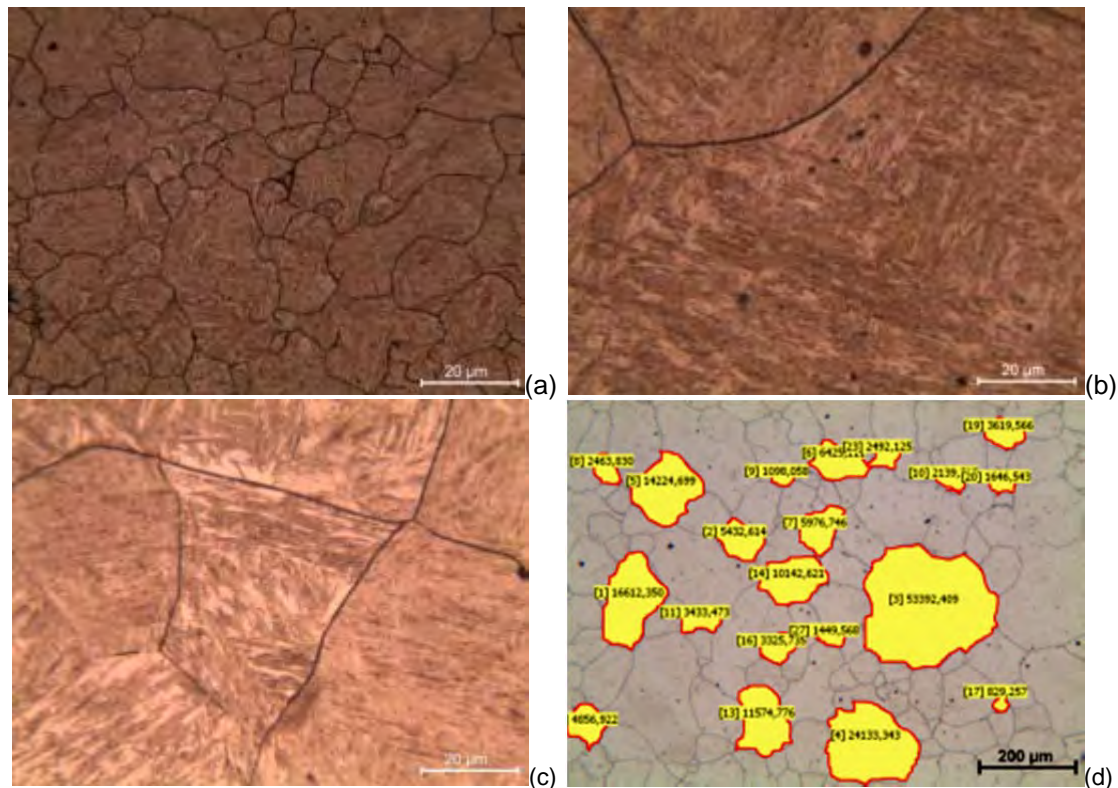


Figura 1. Micrografias ópticas das amostras austenitizadas a: (a) 800°C/15 min, (b) 1.200°C/15 min e (c) 1.200°C/120 min e (d) ilustração do processo de medição do tamanho de grão austenítico. Ataque com reativo de ácido pícrico saturado e nital 2%.

As Figuras 2a a 2d ilustra as micrografias eletrônicas de varredura das amostras austenitizadas a 800°C e 1.200°C. Ao se analisar a Figura 2 percebe-se uma matriz predominantemente martensítica em todas as amostras, não sendo possível identificar, através das mesmas, a presença de austenita retida, que de acordo com a literatura se apresenta na forma de filmes entre as placas de martensita.^(1,4) Regiões de ferrita proeutetóide são indicadas por setas nas micrografias (Figuras 2a e 2c). É nítida a variação dimensional das ripas de martensita, estas aumentam de tamanho com o aumento da temperatura de tratamento (Figuras 2a e 2b). Nas Figuras 3a e 3b evidencia-se a ocorrência de crescimento anormal de grão da austenita prévia.

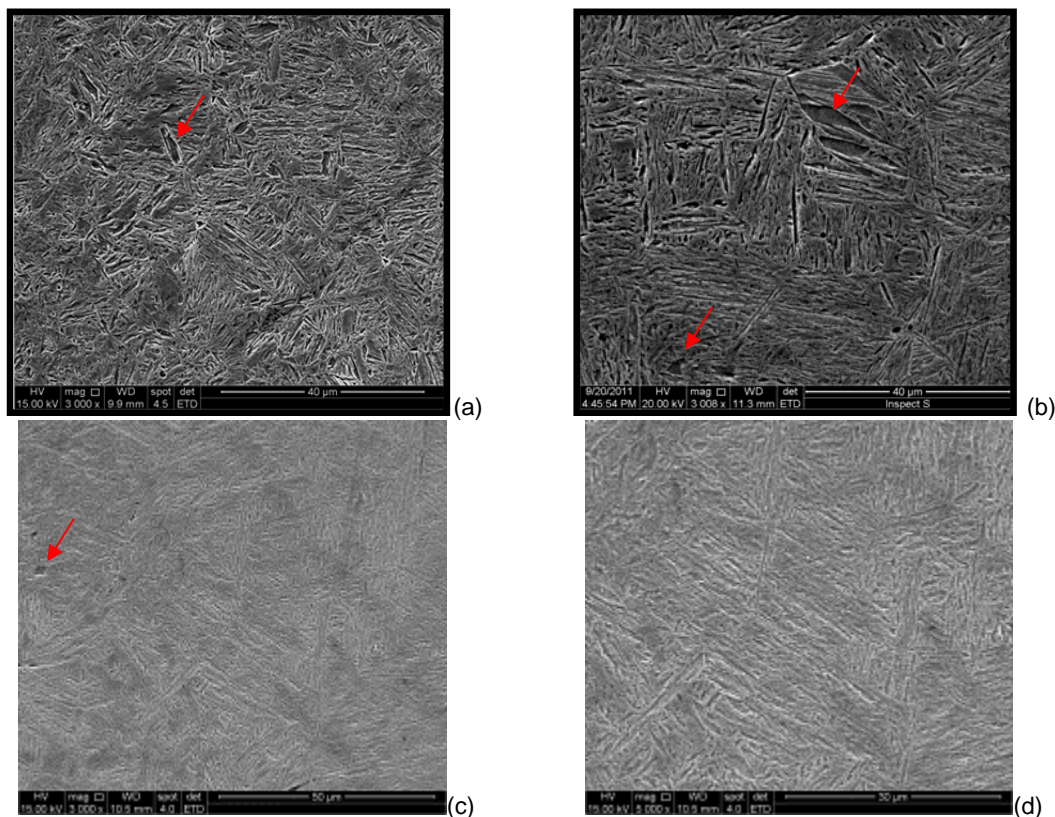


Figura 2. Micrografias eletrônicas de varredura das amostras após têmpera em água a (a) 800°C; (b) 1.200°C/15 min (c,d) 1200°C/2 h. Ataque com reativo nital 2%.

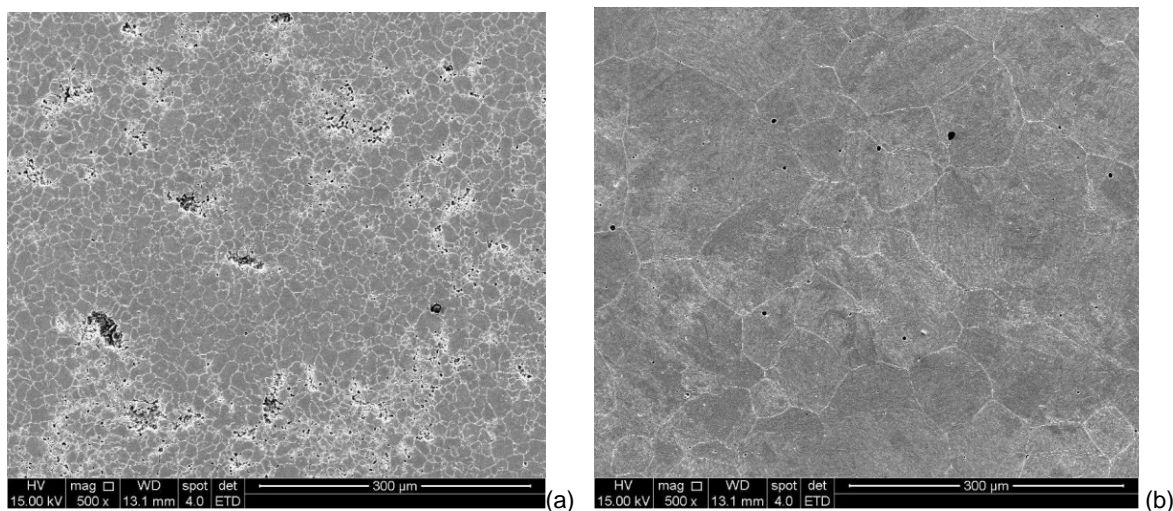


Figura 3. Micrografias obtidas no MEV das amostras austenitizadas a: (a) 800°C e (b) 1.200°C. Ataque com reativo de ácido pícrico.

A Figura 4 ilustra a variação do tamanho do grão austenítico com a temperatura e o tempo de austenitização. Como esperado, o aumento da temperatura de austenitização promove um significativo aumento do tamanho de grão austenítico (Figura 4). A partir de 1.100°C inicia-se um crescimento diferenciado e anormal dos grãos, sendo este estabilizado na temperatura de 1.200°C. Com o aumento do tempo de austenitização para 2 h a 1.200°C não há uma variação perceptível no tamanho médio do grão austenítico em relação à amostra tratada à mesma temperatura por um tempo menor. Ocorre, contudo, uma mudança na distribuição do tamanho de grão, a qual se torna mais homogênea.

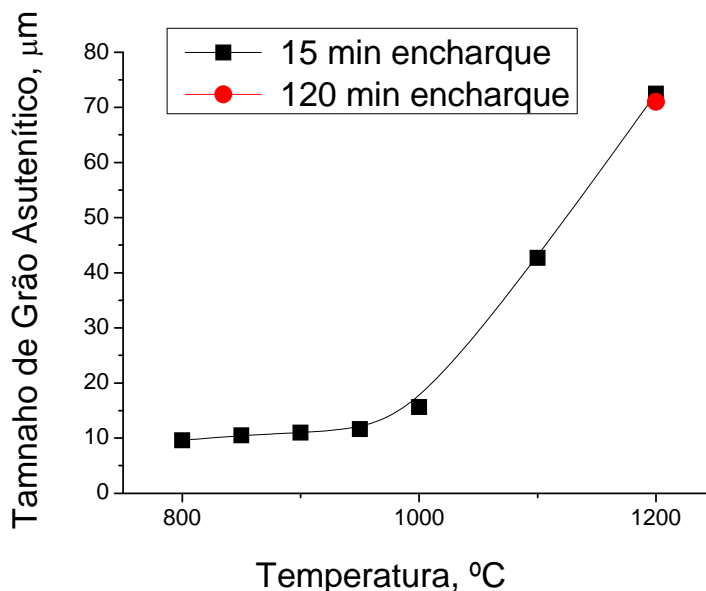


Figura 4. Tamanho médio do grão austenítico em função da temperatura de austenitização.

3.2 Análise Quantitativa da Fração Volumétrica da Austenita Retida nas Diferentes Temperaturas e Tempos de Austenitização

Os difratogramas são representados na Figura 5 para amostras que foram austenitizadas a 800°C e 1.200°C. Observa-se na Figura 5 a presença predominantemente de martensita, o que era esperado, considerando as microestruturas ilustradas nas Figuras 1 a 3. A austenita é identificada no difratograma da amostra austenitizada a 1.200°C e pode ser percebida, com alguma dificuldade, na amostra de 800°C, ambas com 15 min de encharque.

Na Figura 6 estão plotados os valores de microdureza em função da temperatura de austenitização.

A variação da quantidade de austenita em relação à temperatura de austenitização de 800°C a 1.200°C é ilustrada na Figura 7.

Comparando-se as Figuras 6 e 7 não é possível observar uma relação entre a fração volumétrica da austenita para as amostras com as diferentes temperaturas de austenitização e a sua microdureza. Nota-se, contudo, um aumento de dureza com o incremento na temperatura de austenitização. Existem pelo menos duas razões para esta tendência, uma é maior decomposição da cementita na austenita, aumentando o seu teor de carbono e resultando em uma martensita com maior resistência.⁽¹⁾ A outra é a redução da quantidade de ferrita proeutetóide (Figuras 2a a 2d), uma vez que a austenita com maior teor de carbono apresenta maior temperabilidade.

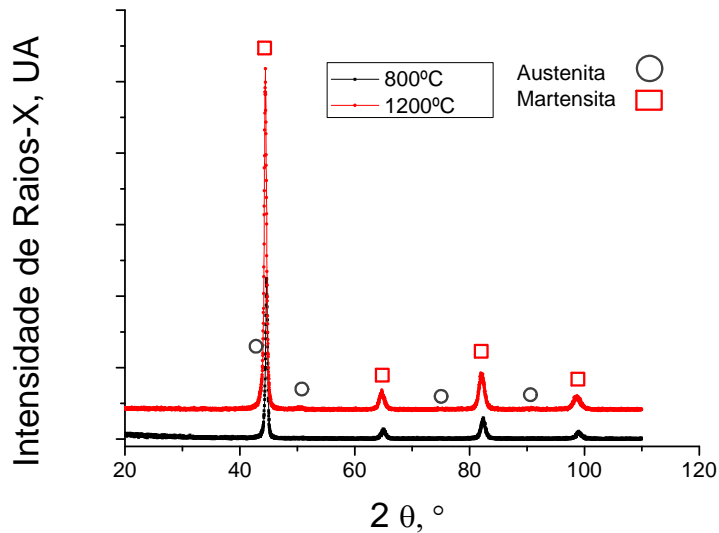


Figura 5. Difratomogramas obtidos para as amostras austenitizadas a: (a) 800°C; (b) 1.200°C durante 15 min e temperadas em água.

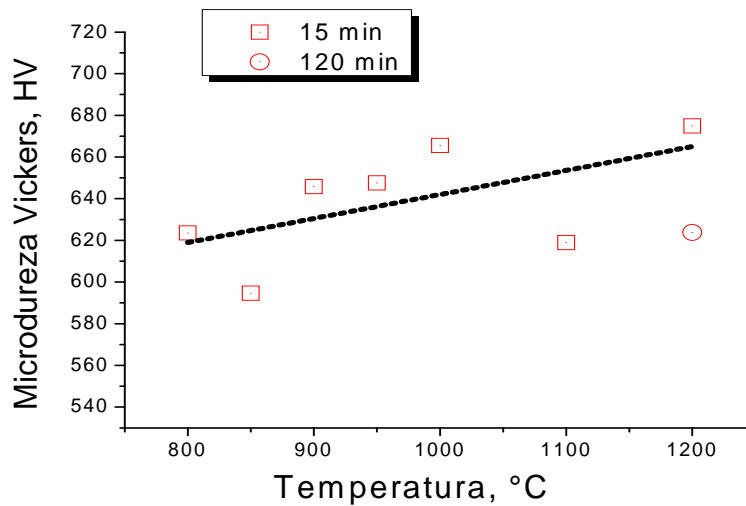


Figura 6. Microdureza Vickers em função da temperatura de austenitização e do tempo de encharque.

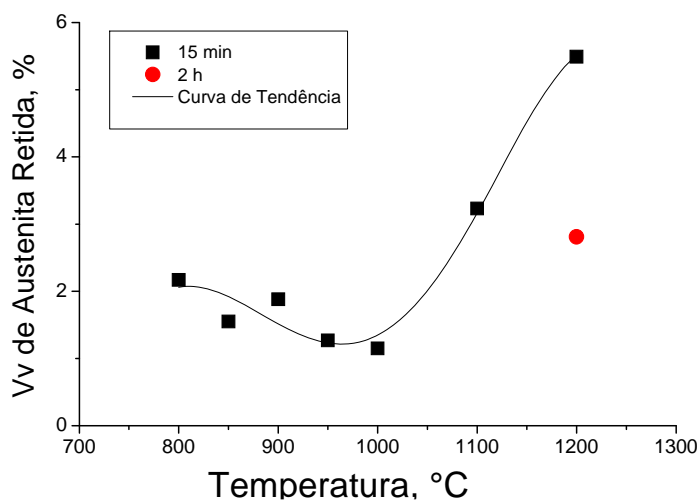


Figura 7. Variação da fração volumétrica de austenita retida, Vv, com a temperatura de austenitização.

Na faixa de temperatura entre 800°C a 1.000°C, a fração volumétrica de austenita retida permanece praticamente constante. Deve-se considerar, contudo, que os valores determinados nesta faixa de temperatura estão basicamente no limite de sensibilidade deste método de quantificação.^(19,20) Somente a partir de 1.100°C, começa a haver um aumento da quantidade de austenita retida. A amostra temperada a partir de 1.200°C/15 min resultou na máxima fração de austenita retida.

3.3 Determinação das Temperaturas M_i E M_f a Partir da Análise do Perfil de Temperatura para a Austenitização a 900°C

A Figura 8a apresenta o perfil térmico e a sua derivada para a têmpera do aço a partir de 900°C. Para a determinação das temperaturas M_i e M_f utilizou-se o método da derivação e, assim, obteve-se as temperaturas através das tangentes⁽²¹⁾ como se apresenta na Figura 8b.

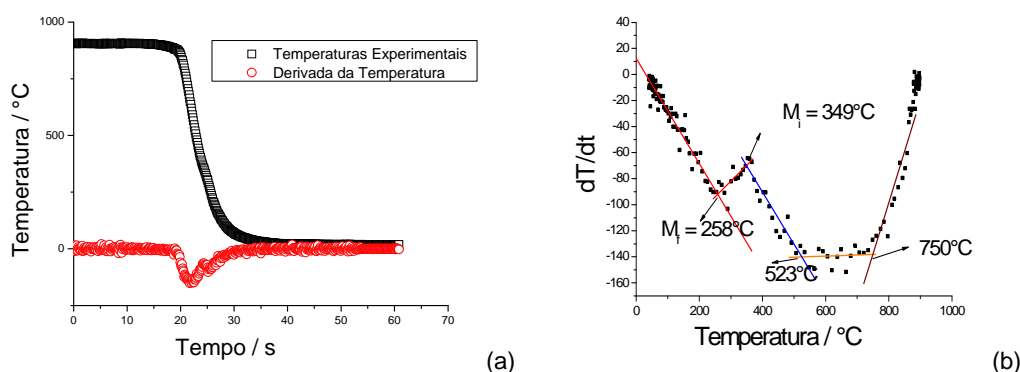


Figura 8. (a) Perfil de temperatura durante têmpera em água a partir de 900°C e encharque por 15 min.; e (b) Derivada da temperatura em relação ao tempo em função da temperatura.

O exame da Figura 8 mostra uma mudança na inclinação da taxa de resfriamento entre 350°C e 260°C correspondente à formação da martensita. Além disto, esta figura indica uma taxa de resfriamento máxima da amostra de aproximadamente 140°C/s entre 750°C e 525°C.

Segundo a literatura,⁽²²⁾ a temperatura M_i pode ser calculada por:

$$M_i = 512 - 453 (\% C) - 71,5 (\% C)(\% Mn) - 16,9 (\% Ni) + 15 (\% Cr) - 9,5 (\% Mo) + 217(\% C)^2 - 67,6(\% C)(\% Cr)$$

A aplicação da equação (3) retorna o valor de M_i de 338°C. Na Figura 8 estão identificadas as temperaturas M_i , 350°C, e M_f , 260°C. Observa-se que ocorrem desvios entre as temperaturas M_i e M_f , calculadas empiricamente e as obtidas experimentalmente. Estes se devem às pequenas diferenças de composição química não listada na equação, tamanho de grão austenítico, homogeneização da austenita, entre outros fatores. Contudo, os valores obtidos experimentalmente de M_i e M_f e o valor calculado de M_i sugerem que não deveria ser esperada a presença de austenita nas amostras analisadas. Neste sentido, o enriquecimento gradual em carbono da austenita em função do aumento da temperatura de austenitização não poderia justificar um aumento da fração de austenita retida, como ocorre nos aços de alto carbono ou nos aços ferramentas.⁽⁶⁾

Os eventos iniciais de nucleação da martensita ocorrem no interior dos grãos em locais de concentração ou arranjo de deslocamentos, que acontecem em diferentes intensidades. No entanto, a quantidade desses defeitos não é suficiente para transformar toda a austenita em martensite.⁽¹²⁾ Os defeitos extras necessários para

continuar a transformação advêm de um processo de autocatálise, pelo qual a formação das placas de martensita induz a nucleação de novos embriões que promoveriam a transformação adicional dentro destes grãos e fomentariam o crescimento de unidades de martensita a partir de contornos de grão, fazendo com que a nucleação em um grão ocorra em zig-zag e, assim, por diante, o que resulta em uma região de grão parcialmente transformada.

As regiões produzidas por estes eventos são delimitados por contornos de grão da austenita. Normalmente, a reação martensítica prossegue por nucleação de novas unidades e não pelo crescimento de unidades existentes. Além disso, as placas atingem o seu tamanho final quase instantaneamente, levando à conclusão que nucleação de martensita controla a cinética de transformação.⁽¹⁸⁾ A nucleação da martensita nova em grãos não transformados leva a novas regiões a se formarem. Uma vez que um evento de transformação começa de forma localizada, refletindo a nucleação inicial de martensita, a formação de novas unidades é limitada pela regiões ainda não transformadas.⁽¹¹⁻¹³⁾

Vários estudos^(9,12,16-18) relataram que em sistemas ferrosos o tamanho de grão austenítico provavelmente afeta a temperatura M_i pela redução da energia necessária para o cisalhamento se completar durante a transformação, em função da eliminação de imperfeições da rede devido à maior temperatura de austenitização. Da mesma forma, a nucleação da martensita pode ser impulsionada por um aumento nos aglomerados de lacunas, originando falhas no grão da austenita, devido a altas temperaturas de têmpera.⁽⁹⁾ Portanto, a temperatura M_i deve aumentar com o aumento da temperatura de austenitização.

Quando o aço é temperado a partir de temperaturas mais baixas, os grãos e sub-grãos da austenita são muito pequenos e a composição química é heterogênea. Existe assim um grande número de falhas cristalinas e segregações na microestrutura, favorecendo nucleação da martensita. Acredita-se que esta condição prevaleça para amostras austenitizadas até 1.000°C, quando a variação no tamanho de grão austenítico é pequena (Figura 4). Quando a temperatura de austenitização se torna mais alta, permitindo o crescimento de grão e coalescimento dos sub-grãos da austenita, decresce o número de falhas cristalinas, os núcleos de martensita formados inicialmente em microrregiões, nas quais a temperatura M_i aumentou, crescem como placas finas de martensite,⁽¹⁷⁾ exibindo agulhas finas na microestrutura (Figuras 2 e 3). Quando a temperatura de austenitização é muito alta, o grande número de falhas cristalinas da austenita deve diminuir consideravelmente, tornando a nucleação da martensita mais difícil e resultando em uma maior fração de austenita retida. Então a transformação martensítica é efetivada através do crescimento dos núcleos iniciais, que se desenvolvem como placas e feixes de ripas (Figuras 2b, 2d e 3b).

Outro importante fator a se considerar é o tamanho mínimo do grão austenítico para o qual a transformação martensítica não acontece. Segundo Kashchenco e Chashchina,⁽²³⁾ este tamanho se situa em torno de 1 μm . Nesse caso, se a austenita residual possui dimensões próximas deste valor, ela se tornaria estável.

Em resumo, existem dois mecanismos principais que devem ser considerados na interpretação dos resultados deste trabalho: (i) Não existe predominantemente um obstáculo para o crescimento de núcleos da martensita através da perda de mobilidade da interface austenita-martensita ou o aumento de resistência mecânica matriz austenítica retida; (ii) existe um impedimento para a nucleação da martensita. Como não existe a atuação do primeiro, resta o exercício do segundo. Assim, como a autocatálise decresce acentuadamente com o aumento do tamanho de grão da

austenita, a nucleação é então reduzida. Isto se evidencia por que as placas de martensita são grandes para os grãos maiores e um menor número delas é nucleado, o que leva a uma menor fração volumétrica de martensita.⁽¹³⁾ Tais considerações são reforçadas pelos resultados de Van Bohemen e Siestma,⁽²⁴⁾ onde os autores consideram em seu modelo que uma acomodação na austenita das tensões provocadas pela deformação plana invariante é considerada como sendo o passo crítico na formação de martensita atérmica. Na austenita de granulação grossa, está acomodação acontece com maior facilidade devido a menor área de contornos de grãos e menor concentração de defeitos cristalinos, e, portanto, menor número de sítios de nucleação, o que reduz a componente de autocatálise. Uma evidência desse menor nível de tensões residuais é a menor intensidade do ataque químico na amostra ilustrada na Figura 3b. No caso da amostra austenitizada a 800°C os grãos do aço temperado são removidos pelo processo corrosivo da ação do reativo, auxiliado pelas tensões internas resultantes da têmpera, uma vez que o aço não foi revenido.

5 CONCLUSÕES

- Foi comprovado o aumento do tamanho de grão com o aumento da temperatura de austenitização, incluindo o crescimento anormal. Este acontece a partir de 1.100°C;
- observou-se o aumento da quantidade de austenita retida com o aumento da temperatura de austenitização para temperaturas superiores a 1.000°C;
- determinou-se experimentalmente, para o aço ABNT 5135 austenitizado a 900°C, temperaturas críticas M_i e M_f , 349°C e 258°C, respectivamente. O valor de M_i foi similar, embora um pouco superior ao determinado com a equação empírica de Andrews; e
- entre as hipóteses discutidas que justificariam o aumento da fração volumétrica de austenita retida em função do crescimento acentuado do grão da austenita está a redução da autocatálise com o aumento do tamanho de grão da austenita.

REFERÊNCIAS

- 1 Krauss, G. Martensite in steel: strength and structure. *Materials Science and Engineering A*, v. 273–275, p40-67, 1999.
- 2 Totten, G.E. *Steel Heat Treatment – Metallurgy and Technologies*. CRC Taylor & Francis. New York, USA, 2007. Chapter 6. p. 384-390
- 3 Guimarães, J.R.C. Conceituação, Cinética e Morfologia da Transformação Martensítica em Aços. *Revista Latinoamericana de Metalurgia e Materiales*, v. 1, n. 1, p. 3-9, 1981.
- 4 Lai, G.Y.; Wood, W.E.; Clark, R.A.; Zackay, V.F.; Parker, E.R. The effect of Austenitizing temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of As-Quenched 4340 Steel. *Metallurgical Transactions*, v. 5, p. 1663-1670, July, 1974,
- 5 Mohanty, G.O. On the stabilization of retained austenite: mechanism and kinetics. *Materials Science and Engineering*, v. B32, p. 267-278. 1995.
- 6 Matlock, D.K.; Alogab, K.A.; Richards M.D.; Speer, J.G. Surface Processing to Improve Resistance of Advanced Bar Steels for Automotive Applications. *Materials Research*, v. 8, n. 4, p. 453-459, 2005.
- 7 Lee, S-J.; Lee, Y-K, Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel. *Materials Science Forum*, v. 475-479 p. 3169-3172, 2005.
- 8 Yang, H.S. Bhadeshia, H.K.D.H. Austenite grain size and the martensite-start temperature. *Scripta Materialia*. n. 60, p.493-495, Dec. 2008.

- 9 Garcia-Junceda, C.; Capdevila, F.G.; Caballero, C. Garcia de Andrés. Dependence of martensite start temperature on fine austenite grain size. *Scripta Materialia*, v. 58 p. 134–137, 2008.
- 10 Guimarães, J. R. C.; Rios P.R. Martensite Start Temperature and the Austenite Grain-Size. *Journal of Material Science*. v. 45, p.1074–1077, 2010.
- 11 Guimarães, J.R.C. Athermal martensite: Genesis of microstructure and transformations curves. *Materials Science and Engineering A*, v. 476, p. 106-111, 2008.
- 12 Bhadeshia, H.K.D.H.; Christian, J.W. Bainite in Steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 21a, p. 767-797, April 1990.
- 13 Cohen, M. Martensitic Nucleation - Revisited. *Materials Transactions, JIM*, v. 33, n. 3, p. 178-183, 1992.
- 14 Koistinen, D.P.; Marburger, R.E. A general equation prescribing the extent of austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*. v. 7, p. 59-60, 1959.
- 15 Fisher, J.G. Application of Nucleation Theory to Isothermal Martensite. *Acta Metallurgica*, v. 1, p. 32-35, Jan., 1953.
- 16 Lee, S-J, Chester, J.V.T. A Kinetics Model for Martensite Transformation in Plain Carbon and Low-Alloyed Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 43A. p. 422-427, Feb. 2012.
- 17 Liu, Y-J.; Li, Y-M.; Huang, B-Y. Influence of austenitizing temperature on apparent morphologies as-quenched microstructure of steels. *Journal Central South University of Technology*, v. 13, n. 2, p. 6122-6128, April 2006.
- 18 Guimarães, J.R.C.; Rios, P.R. Unified description of martensite microstructure and kinetics. *Journal of Materials Science*, v. 44, p.998–1005, 2009.
- 19 Ajus, C.; Tavares, S.S.M.; Silva, M.R.; Corte, R.R.A. Magnetic properties and retained austenite quantification in SAE 4340 steel. *Revista Materia*, v. 14, n. 3, p. 993-999, 2009.
- 20 Rodrigues, T.F.M., Viana, V.D.C., Modenesi, P.J.; Santos, D.B. Quantificação de Austenita por Meio da Difração de Raios-X em um Aço Inoxidável Supermartensítico In: 66^o Congresso da ABM, 2011, São Paulo. Anais 66^o Congresso da ABM. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2011. v. único. p. 1780–1791.
- 21 Bernal, C.; Couto, A.B.; Breviglieri, S.T.; Cavalheiro, É.T.G. Influência de alguns parâmetros experimentais nos resultados de análises calorimétricas diferenciais. *Química Nova*, v. 25, n.5, p. 849-855, 2002.
- 22 Andrews, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *Journal of Iron and Steel Institute*, v. 203, 721-727, July 1965.
- 23 Kashchenko, M.P.; Chaschina, V.G. Critical size in the $\gamma \rightarrow \alpha$ martensite thermodynamic analysis with regard to spatial scales characteristics of martensitic nucleation. *Physical Mesomechanics*, v.13, n. 3-4, p. 189-194, 2010.
- 24 Van Bohemen, S.M.C.; Sietsma, J. Martensite Formation in Partially and Fully Austenitic Plain Carbon Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 40A, p. 1059- 1068, May, 2009.