

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE REAUSTENITIZAÇÃO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MÉDIO CARBONO LAMINADO A QUENTE

Fabício Mendes Souza¹

Ricardo Luiz Ribeiro²

Raquel Aparecida dos Santos¹

Nirvana Cecilia Ribeiro¹

Paulo Henrique Alves¹

Kassiany Santos Geamonoud²

Claudya Barbosa Martins²

Resumo

A caracterização microestrutural por microscopia óptica de um aço médio carbono foi feita em amostras sob tempos de reaustenitização de 20, 30 e 40 minutos em tratamentos térmicos de normalização, têmpera e cíclico. Houve diminuição da quantidade de ferrita proeutetóide nos contornos e no interior dos grãos na amostra normalizada por 20 minutos quando comparada àquela no estado como recebido e às demais amostras. Uma maior tendência de precipitação da ferrita proeutetóide nas regiões de contorno de grão e a formação de uma perlita grosseira foram observadas nas amostras tratadas em tempos de 30 e 40 minutos. Uma quantidade de fase ferrita proeutetóide e uma facilidade de formação da perlita grosseira nas amostras sob tratamento cíclico (em 20 minutos) foram detectadas com maior intensidade do que aquelas na amostra normalizada em 20 minutos. Foi visto o crescimento de grão, bem como valores de dureza foram obtidos e comparados com as características das amostras nos três tempos de reaustenitização.

Palavras-chave: Aço médio carbono; Tratamentos térmicos; Mudança de fases; Microestruturas.

REAUSTENITIZATION TIME INFLUENCE IN THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HOT ROLLED MEDIUM CARBON STEEL

Abstract

Microstructural characterization has been done for a medium carbon steel upon thermal treatments (tempered, cyclic and normalized) of reaustenitization at 20, 30, and 40 minutes by using optical microscopy technique. Preferential tendency to proeutectoid ferrite precipitation in the grain boundaries was detected. Proeutectoid ferrite amount was detected in the as-received sample and samples treated at 30 and 40 minutes of reaustenitization greater than that in the normalized sample at 20 minutes. Higher amount of proeutectoid ferrite precipitation on grain boundaries, part of this phase inside grains, and coarsely pearlite were observed in the samples treated at 30 and 40 minutes. Proeutectoid ferrite and coarsely pearlite were seen with greater amounts in the samples under cyclic treatment than those in the normalized sample at 20 minutes. Grain growth was detected and the hardness values were obtained and compared with the characteristics of the samples under the three reaustenitization periods.

Keywords: Medium carbon steel; Heat treatment; Phase changes; Microstructures.

I INTRODUÇÃO

Os aços com médio carbono são ligas de ferro com teor de carbono entre 0,30 e 0,50%, os quais podem ser aplicados em processos de fabricação com conformações

a quente como as operações de laminação, trefilação e forjamento, devido às características inerentes ao grupo de médio carbono, com a boa ductilidade a quente e à

¹Laboratório de Química, Universidade do Estado de Minas Gerais, Divinópolis, MG, Brasil. E-mail: fabicio.souza@uemg.br

²Laboratório de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Divinópolis, MG, Brasil.



sua média resistência mecânica a frio no estado forjado com microestrutura ferrita-perlita. Tratamento térmico de beneficiamento (têmpera e revenimento) e adição de elementos de liga podem ser utilizados nesse grupo de aços para adequar as propriedades em aplicações onde há necessidade de elevar a tenacidade, de forma a produzir alta resistência mecânica, e mantendo alguma ductilidade [1].

As taxas de resfriamento em aços aquecidos, até a região da fase austenita (reaustenitização), submetidos a tratamentos térmicos em diferentes condições afetam suas microestruturas finais, ocasionando o surgimento de diferentes fases (ferrita, cementita, bainita e martensita) conforme muda-se essas taxas, como observado no aço na condição laminado a quente e resfriado ao ar (estado como recebido) com carbono 0,32% e manganês 1,51% em peso [2]. Num aço em temperatura ambiente, a cinética de transformação da fase ferrita e da microestrutura perlítica em austenita, é governada pela difusão de carbono nas lamelas da perlita e interior dos grãos do aço durante o aquecimento ao atingir a temperatura de início de formação da austenita. Esse processo é conhecido como reaustenitização do aço [3]. O resfriamento após a reaustenitização pode ser efetuado de diferentes formas [4,5]. No tratamento térmico de têmpera efetua-se o resfriamento brusco ou aquele em alta taxa de resfriamento, em torno de 150 °C por segundo, para a formação da fase metaestável conhecida como martensita [6]. No tratamento térmico com resfriamento lento, ao ar calmo por exemplo, há a formação de perlita e ferrita proeutetóide num aço médio carbono [7,8]. Neste trabalho, a caracterização microestrutural qualitativa e quantitativa foi feita em uma barra cilíndrica (vergalhão) de aço médio carbono obtida por laminação a quente na aciaria, após tratamentos térmicos em diferentes condições, a fim de avaliar a variação microestrutural e as propriedades mecânicas por testes de dureza.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Amostras do aço médio carbono foram coletadas com comprimento de 25 cm de uma barra cilíndrica (vergalhão) produzida por laminação a quente na aciaria. Posteriormente, novas amostras com 10 mm ± 1 mm de diâmetro e de altura foram cortadas para os tratamentos térmicos. Na Tabela 1 estão apresentadas a composição química do aço médio carbono.

Para os tratamentos térmicos utilizou-se de um forno mufla com capacidade de aquecimento até 1200°C. O forno foi aquecido até a temperatura de 850 °C e mantido nessa temperatura até a execução de todos os tratamentos térmicos. No tratamento cíclico as amostras permaneceram por 20 minutos a 850 °C, em seguida retiradas para resfriamento ao ar calmo por 5 (1C) ou 15 segundos (2C) e recolocadas para reaquecimento a 850 °C (no intervalo de 2 minutos), repetindo esse ciclo por cinco vezes com resfriamento final ao ar calmo até a temperatura ambiente

(Tabela 1). A tabela 2 mostra os procedimentos usados em cada amostra.

Embutimento, lixamento, polimento e ataques químicos foram as técnicas metalográficas utilizadas, nessa ordem, a fim de preparar as amostras para observação e captura de imagens em microscopia óptica. O polimento das superfícies das amostras foi realizado em uma politriz lixadeira metalográfica automática, em pano para polimento com mistura de álcool e pasta de diamante de 6 e 3 micrômetros após o lixamento. No processo de lixamento foram utilizadas lixas d'água com granulometrias 100, 220, 320, 400, 600, 1000, 1500 e 2000 mesh, para obtenção da superfície plana e polida das amostras.

Para revelar, por ataques químicos, as microestruturas nas superfícies das amostras no estado como recebido (CR), utilizou-se de solução Nital a 2% em contato com a superfície polida do metal. Para as amostras (1N, 2N e 3N) e para as amostras (1C e 2C) o ataque químico superficial foi feito por imersão por 20 segundos em solução Picral. Outra solução, Teepol, foi utilizada pra realização do ataque químico, friccionando as amostras temperadas (1T, 2T e 3T) em algodão imerso nessa solução por 4 minutos para revelar o contorno de grão principalmente.

A técnica de microscopia óptica (MO) foi utilizada para a observação da microestrutura do aço. Para esta análise foi utilizado o microscópio óptico metalográfico trinocular equipado com câmera fotográfica digital acoplada ao microscópio, marca Opton. As amostras foram analisadas na seção transversal. Essas etapas e processos foram realizados no Laboratório de Materiais no CEFET e no laboratório de Química na UEMG, Divinópolis, MG.

Foi utilizada a estereologia quantitativa (metalografia quantitativa) [9,10] para a caracterização microestrutural quantitativa, percentual de cada fase e tamanhos médios de grãos nas amostras submetidas aos diferentes ensaios de tratamentos térmicos. Foram utilizados tratamentos térmicos para reaustenitização em 850 °C ao perceber que a temperatura acima de 800 °C é suficiente para atingir a temperatura, Ac3,

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço

C	Mn	Cu	Si	Cr	P	S	Ni	V	Mo
0,32	0,97	0,22	0,19	0,13	0,028	0,027	0,030	0,015	0,010

Tabela 2. Procedimentos usados nos tratamentos térmicos de cada amostra

Procedimento	Tempo (minutos)	Amostra
Normalização	20	1N
Normalização	30	2N
Normalização	40	3N
Têmpera	20	1T
Têmpera	30	2T
Têmpera	40	3T
Cíclico	20 / 2 / resfriamentos em 5 segundos	1C
Cíclico	20 / 2 / resfriamentos em 15 segundos	2C

de término de reaustenitização em alta taxa de aquecimento, utilizando a análise do diagrama de formação isotérmica da austenita de um aço médio carbono [11].

3 RESULTADOS DE DISCUSSÕES

A Figura 1 mostra a microestrutura do aço médio carbono no estado como recebido (amostra CR). Pode ser visto que uma parte significativa da fase ferrita proeutetóide (regiões mais claras na imagem obtida por MO) precipitou preferencialmente nos contornos de grão durante o resfriamento. Já a perlita (regiões mais escuras na imagem obtida por MO) se formou preferencialmente no interior dos grãos.

A Figura 2 mostra as imagens obtidas por microscopia óptica das microestruturas das amostras tratadas termicamente (a) por 20 minutos (b) por 30 minutos e (c) por 40 minutos em têmpera. A Figura 3 mostra as imagens obtidas por microscopia óptica das microestruturas das amostras tratadas termicamente (a) por 20 minutos (b) por 30 minutos e (c) por 40 minutos em normalização.

Ao comparar a amostra CR (Figura 1) com a amostra IN (Figura 3a) reaustenitizada, apesar dessas duas amostras passarem pelo resfriamento ao ar calmo, as dimensões das amostras são diferentes e os ambientes (industrial e fora do forno no laboratório) durante o resfriamento também, gerando diferentes microestruturas, com o surgimento de uma menor quantidade de ferrita proeutetóide na amostra IN. Isto indica que durante o resfriamento a amostra IN permaneceu num intervalo de tempo relativamente menor que aquele (resfriamento após a laminação a quente no ambiente industrial) da amostra CR.

Ao comparar a amostra IT (Figura 2a), que apresenta os contornos de grãos revelados, com a IN (Figura 3a) observa-se claramente a tendência de precipitação da ferrita proeutetóide nas regiões de contorno de grão nesse aço médio carbono, já que os tamanhos médios de grãos nessas duas amostras têm magnitudes parecidas. As ripas da fase martensita podem ser vistas nas imagens da Figura 2 e a

perlita com alguma ferrita proeutetóide presente também no interior dos grãos nas imagens na Figura 3.

Na Figura 2a amostra 1T, na Figura 2b amostra 2T e na Figura 2c amostra 3T podem ser vistas as microestruturas da fase martensita juntamente com os contornos de grãos, bem como o aumento nos tamanhos dos grãos (ocorrência

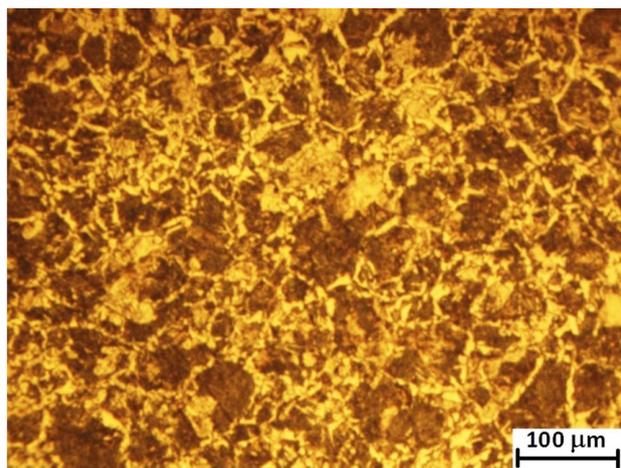


Figura 1. Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura da amostra no estado como recebido. Ataque químico Nital 2%.

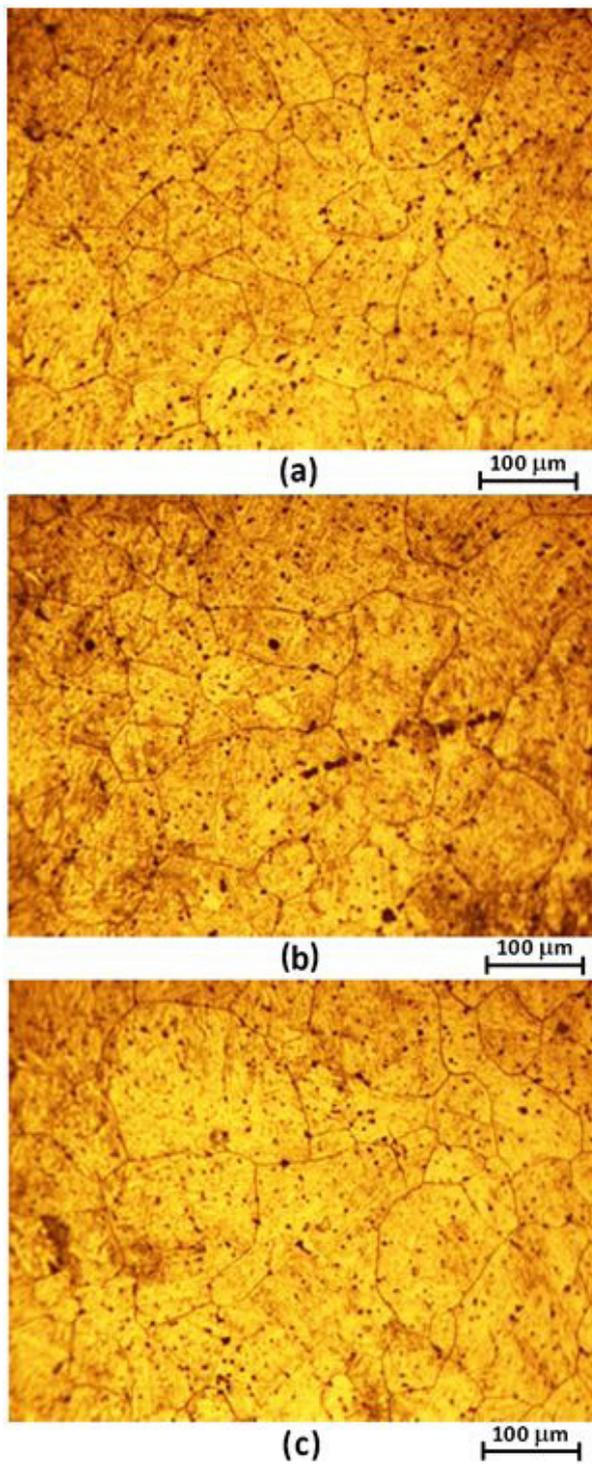


Figura 2. Imagens obtidas por microscopia óptica das microestruturas das amostras (a) 1T, (b) 2T e (c) 3T. Ataque Teepol.

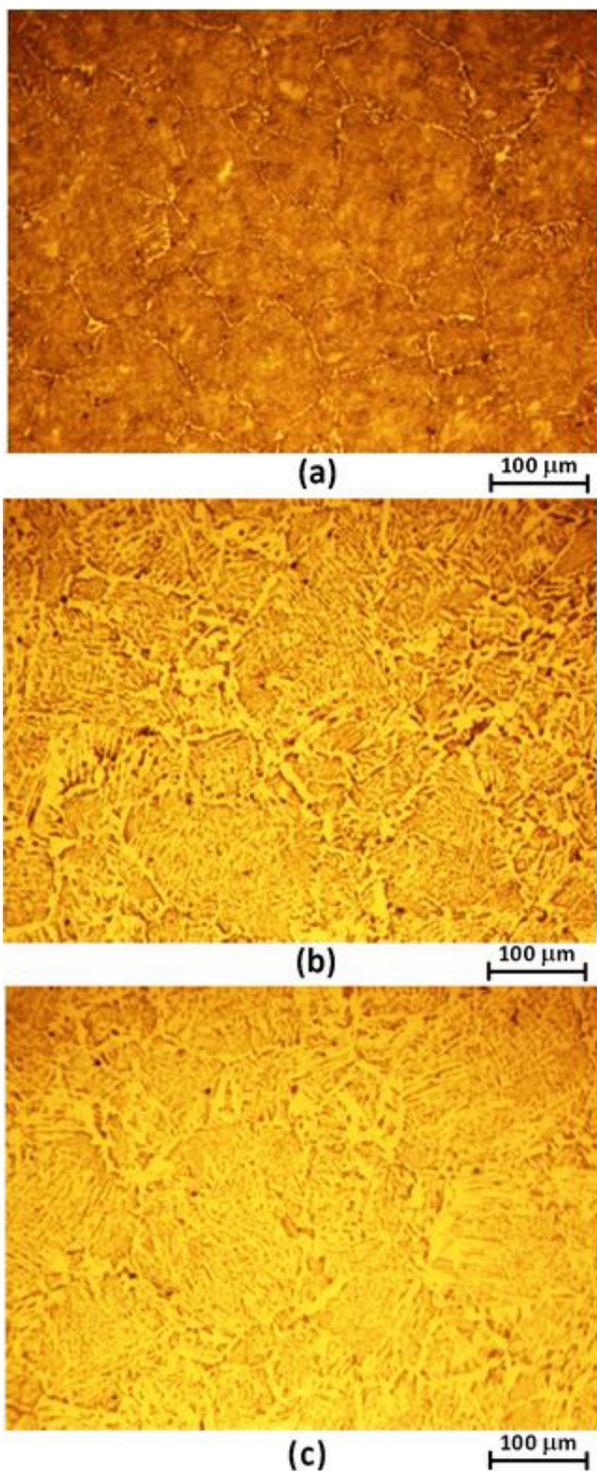


Figura 3. Imagens obtidas por microscopia óptica das microestruturas das amostras (a) 1N, (b) 2N e (c) 3N. Ataque Picral.

do fenômeno de crescimento de grão) em função dos seus respectivos tempos, (20, 30 e 40 minutos) de permanência em 850°C, região de reaustenitização.

Nas microestruturas da amostra 2N (Figura 3b) e 3N (Figura 3c) observa-se uma tendência de precipitação de maior

quantidade da ferrita proeutetóide nas regiões de contorno de grão, bem como a formação de uma perlita grosseira, quando comparadas com a microestrutura da amostra 1N (Fig. 3a) com menor quantidade de ferrita proeutetóide nos contornos e presença de uma perlita fina. Esse comportamento sugere que na formação da ferrita proeutetóide nas regiões de contorno de grão e na formação de uma perlita grosseira a cinética de transformação dessas fases é favorecida para amostras com os tempos de encharque maiores (30 e 40 minutos a 850 °C). Há a presença de parte da ferrita proeutetóide em quantidade maior no interior dos grãos dessas amostras (2N e 3N) do que aquela na amostra 1N, devido à contribuição do crescimento de grãos, o qual pode favorecer a cinética de crescimento dessa fase nessa região.

Na Figura 4 podem ser vistas as microestruturas das amostras, 1C (Figura 4a) e 2C (Figura 4b), submetidas à reaustenitização no tempo de encharque de 20 minutos em tratamentos térmicos cíclicos. A Figura 4 mostra que a quantidade de fase ferrita proeutetóide presente nas microestruturas das amostras 1C e 2C é maior do que aquela na amostra 1N e que há maior facilidade de formação de perlita grosseira nas amostras 1C e 2C do que na 1N. Isto acontece devido ao maior intervalo de tempo de permanência nas regiões formação de Austenita + Ferrita e Austenita + Perlita, para as amostras 1C e 2C, durante os ciclos do tratamento térmico. A variação dos tempos de resfriamentos e reaquescimentos nos ciclos aqui analisados não mostrou mudanças significativas nas microestruturas ao comparar as amostras 1C e 2C (Figura 4).

A Tabela 3 mostra os valores dos percentuais de perlita (P), onde aqueles de ferrita proeutetóide (F) podem ser obtidos por diferença, para cada amostra nas diferentes condições de tratamento térmico (como recebida CR, tratamentos de normalização N e tratamentos cíclicos C).

A Tabela 4 mostra os valores dos tamanhos médios dos grãos austeníticos (em μm e em número ASTM) nas microestruturas de cada amostra nas diferentes condições de tratamento térmico por têmpera (1T, 2T e 3T). Já que a fase ferrita proeutetóide tem preferência de precipitação nos contornos de grão nesse aço, especificamente, a contagem dos diâmetros médios dos grãos para a amostra no estado como recebida (CR) foi feita com base nessa fase distribuída principalmente nos contornos (Tabela 4). Os diâmetros médios foram contabilizados considerando a fração transformada nas microestruturas das amostras (1T, 2T e 3T).

A partir da análise da Tabela 3 percebe-se que as observações feitas sobre as quantidades de cada fase presente nas microestruturas das amostras avaliadas por MO são confirmadas. A Tabela 5 a seguir mostra os valores das medidas de dureza em Rockwell B, HRB, para as amostras nas diferentes condições de tratamento térmico de normalização (1N, 2N, e 3N), cíclico (1C e 2C) e em Rockwell C, HRC, para as amostras temperadas (1T, 2T e 3T). Pode ser visto que as amostras (1C e 2C) e as amostras normalizadas (1N, 2N, e 3N) apresentam valores de dureza HRB bem próximos e típicos de amostras normalizadas, não havendo diferenças significativas nos valores de dureza. As demais amostras têm valores de dureza típicos de amostras submetidas à têmpera (Tabela 5). Esses valores de dureza podem ser comparados com os

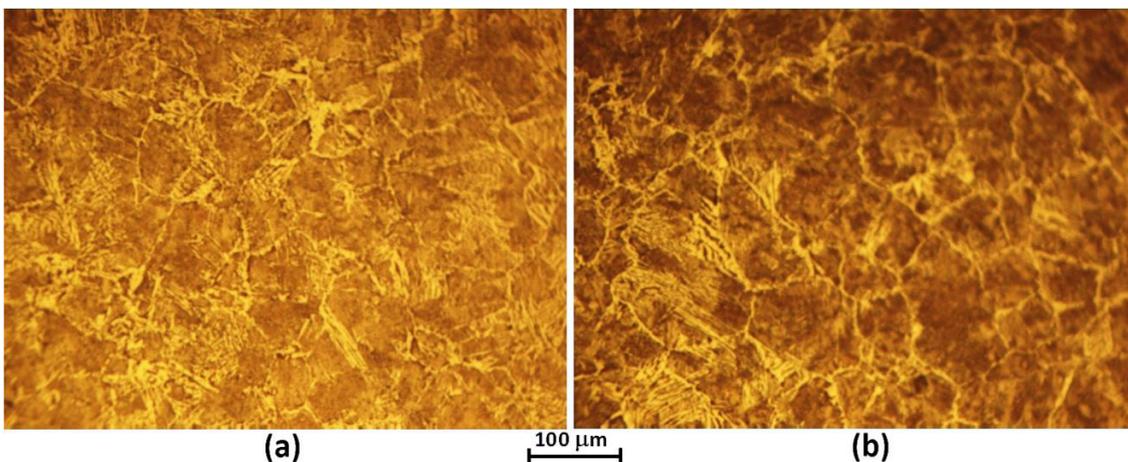


Figura 4. Imagens obtidas por microscopia óptica das microestruturas das amostras (a) 1C e (b) 2C. Ataque químico Picral.

Tabela 3. Valores dos percentuais perlita (P) presentes nas microestruturas de cada amostra nas diferentes condições de tratamento térmico

CR(%)	1N	2N	3N	1C	2C
P	P	P	P	P	P
51 ± 1	81 ± 1	53 ± 3	50 ± 3	66 ± 1	58 ± 3

Tabela 4. Valores dos diâmetros médios dos grãos austeníticos (em µm) e tamanhos de grão ASTM presentes em cada amostra nas diferentes condições de tratamento térmico por têmpera (1T, 2T e 3T)

	CR	1T	2T	3T
Diâmetro médio (µm)	38 ± 8	82 ± 10	88 ± 10	90 ± 16
Tamanho ASTM (n°)	6,5 ± 0,5	4,3 ± 0,2	4,1 ± 0,2	4,0 ± 0,3

Tabela 5. Valores das medidas de dureza em Rockwell B, HRB, para as amostras nas diferentes condições de tratamento térmico (1N, 2N, 3N, 1C e 2C) e em Rockwell C, HRC (1T, 2T e 3T)

	1N	2N	3N	1C	2C	1T	2T	3T	
HRB	96 ± 1	96 ± 1	96 ± 1	94 ± 1	93 ± 1	HRC	52 ± 1	53 ± 1	52 ± 1

valores dos limites de resistência à tração para as amostras desse aço, bem como os valores de ductilidade, os quais podem ser obtidos dessa correlação com as durezas via gráficos de propriedades mecânicas em função do teor de carbono no aço [8].

4 CONCLUSÕES

As microestruturas de amostras de vergalhão submetidas a diferentes formas de tratamentos térmicos de um aço médio carbono foram analisadas e comparadas após visualização em microscopia óptica. Foi detectada uma forte tendência de precipitação da ferrita proeutetóide nas regiões de contorno de grão nesse aço e presente também no interior dos grãos. Constatou-se que a amostra no estado como recebido há uma maior quantidade de ferrita proeutetóide nos contornos e no interior dos grãos quando comparada com a amostra normalizada por 20 minutos a 850 °C. O crescimento de grãos foi observado utilizando as amostras temperadas. Uma maior tendência de precipitação da ferrita proeutetóide nas regiões de contorno de grão, bem

como a formação de uma perlita grosseira são características obtidas nas amostras tratadas em tempos de 30 e 40 minutos. Foi observado uma menor quantidade de ferrita proeutetóide nos contornos de grão e a presença de uma perlita fina na amostra tratada por 20 minutos. Uma maior quantidade de fase ferrita proeutetóide e uma maior facilidade de formação da perlita grosseira foram observadas nas amostras sob tratamento cíclico em comparação com aquelas vistas na amostra normalizada em 20 minutos. Maior valor de dureza típica da fase martensítica foi visto nas amostras temperadas e as demais amostras apresentaram valores bem próximos de dureza. Não houve variações significativas nos valores de dureza nas amostras nos três tempos de reaustenitização considerados.

Agradecimentos

Os autores agradecem à aciaria (Gerdau, Divinópolis) pelas amostras do aço cedidas.

REFERÊNCIAS

- 1 American Society for Metals. Specialty handbook: carbon and alloy steels. Ohio: ASM International; 1996. 731 p.
- 2 Neves FO, Regone W, Button ST. Análise do comportamento microestrutural de um aço microligado por simulação física análoga ao forjamento a quente. In: Anais do XV Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMat; 2002 Nov 9-13; Natal, Brasil; São Paulo: ABM; 2002. p. 1-7.
- 3 Jacot A, Rappaz M, Reed RC. Modelling of re-austenitization from the perlite structure in steel. Acta Metallurgica. 1998;46:3949-3962.
- 4 Nascimento AM. Influência da taxa de resfriamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de barras de aço [trabalho de conclusão de curso]. Fortaleza: Universidade Federal do Ceará; 2010.
- 5 Souza GA. Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica/martensítica) via microscopia óptica [dissertação]. Guaratinguetá: Universidade Estadual Paulista; 2008.
- 6 Callister WD Jr. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.; 2007.
- 7 Van Vlack LH. Princípios de ciências dos materiais. São Paulo: Editora Blucher; 1970.
- 8 Rethwisch DG, Callister WD Jr. Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada. 4. ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.; 2014.
- 9 American Society for Testing and Materials. ASTM E112-10: standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken: ASTM; 2010. p. 1-26.
- 10 American Society for Testing and Materials. ASTM E562-11: standard test methods for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: ASTM; 2011. p. 1-7.
- 11 Stein CR. Efeito da rápida austenitização sobre as propriedades mecânicas de um aço C-Mn [dissertação]. Rede Temática em Engenharia de Materiais – REDEMAT/UFOP/CETEC/UEMG; 2004.

Recebido em: 29 Set. 2017

Aceito em: 16 Nov. 2017