

INFLUÊNCIA DO TEMPO E DA TEMPERATURA DE RECOZIMENTO INTERCRÍTICO DIRETO NO DESENVOLVIMENTO DA MICROESTRUTURA BIFÁSICA DE UM AÇO 0,12%C-0,50%SI-1,58%Mn

Nayara Aparecida Neres da Silva, nayaraneresgpc@yahoo.com.br¹

Pedro Lourenço, pedro.pcl@hotmail.com¹

Patrícia Sperber dos Santos, sperber.patricia@gmail.com¹

Daiane Cristine Santana Resende, daianecsresende@gmail.com¹

Cintia Braga, cintiabraga@gmail.com¹

Wellington Lopes, wellingtonlopes@deii.cefetmg.br¹

Elaine Carballo Siqueira Corrêa, elaine@deii.cefetmg.br¹

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - Departamento de Engenharia de Materiais, Av. Amazonas 5253 - Nova Suíça - Belo Horizonte - MG, Brasil, CEP: 30.421-169

Resumo. Capazes de combinar alta resistência mecânica e boa conformabilidade, os aços avançados de alta resistência apresentam grandes vantagens quando comparados aos aços convencionais. As propriedades mencionadas estão relacionadas a diversas características microestruturais dessas ligas metálicas, como tipo, quantidade, morfologia e distribuição dos constituintes, que, por sua vez, dentre outros aspectos, dependem dos parâmetros de processamento térmico utilizados. Nesse contexto, destacam-se os aços bifásicos, compostos por ilhas de martensita dispersas em uma matriz ferrítica, podendo ainda ser verificada a presença de outros arranjos, como bainita, austenita e carbonetos. No presente trabalho foram realizados tratamentos térmicos de recozimento intercrítico direto a 740°C e 780°C em diferentes tempos de encharque (2 e 30 minutos) em um aço de composição 0,12%C-0,50%Si-1,58%Mn com o objetivo de investigar os efeitos desses parâmetros no desenvolvimento da microestrutura de aços bifásicos e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas desses materiais. A avaliação dos resultados foi conduzida por meio de microscopias óptica e eletrônica de varredura e ensaios de tração e de dureza. Observou-se uma variação na fração volumétrica dos constituintes, na distribuição dos elementos de liga na microestrutura e uma mudança na morfologia da martensita com o tempo e com a temperatura de tratamento. Alterações nas propriedades mecânicas também foram verificadas, compatíveis com as características estruturais presentes.

Palavras-chave: Aços bifásicos, parâmetros de recozimento intercrítico, microestrutura, propriedades mecânicas.

1. INTRODUÇÃO

Chapas mais finas de aço com maior resistência mecânica permitem reduzir o peso das peças sem a perda de suas características originais. Entretanto, há casos em que um aumento da resistência leva à redução da conformabilidade do material, o que afeta a liberdade de design (Fonstein, 2015). Uma alternativa para esse impasse envolve novas combinações em termos de composição química e de processamento a fim de produzir microestruturas mais complexas, conciliando, tanto quanto possível, essas características aparentemente contraditórias.

Diversos tratamentos térmicos foram realizados para a obtenção de aços bifásicos, levando a uma grande variedade de fração volumétrica e morfologia dos microconstituintes (Habibi et al., 2016). Entretanto, basicamente três métodos são utilizados para a produção comercial dessas ligas. O tratamento intercrítico (mencionado usualmente como recozimento intercrítico ou mesmo como recozimento intercrítico direto) é a forma mais simples empregada para a obtenção dos aços bifásicos com combinações de alta resistência mecânica e boa ductilidade. O processo consiste em elevar a temperatura até a zona intercrítica, entre as linhas A_1 e A_3 (campo de estabilidade das fases ferrita α e austenita γ no diagrama Fe-Fe₃C), onde há formação de grãos de austenita em uma matriz ferrítica; seguido de um resfriamento rápido, permitindo a transformação da austenita em martensita (Maleque et al., 2004; Movahed et al., 2009; Ghaheri et al., 2014). Considerando o tempo de encharque, especial atenção deve ser conferida a essa variável na permanência da liga na temperatura intercrítica, uma vez que tanto o crescimento isotérmico da austenita como sua homogeneidade química serão influenciados (Fonstein, 2015).

Durante o recozimento intercrítico direto, a concentração de carbono e manganês na austenita pode variar com a taxa de aquecimento e temperatura intercrítica máxima. Menores taxas de aquecimento possibilitam maior tempo para a difusão acontecer a partir da ferrita. Em contrapartida, uma temperatura intercrítica mais elevada promove maior transformação da ferrita (pobre em carbono) em austenita, diluindo o total de carbono na fase.

A concentração de C e Mn na austenita são importantes na temperabilidade, já que ambos os elementos estabilizam a fase. O carbono é ainda capaz de controlar a dureza, morfologia e quantidade de fase martensítica. Por isso, a forma como ele se distribui na microestrutura é de fundamental importância (Kumar e Basu, 1991; Fonstein, 2015). A influência da proporção de cada fase também é responsável por afetar o comportamento a deformação dos aços

bifásicos. A resistência do material aumenta com o aumento da resistência da ferrita, que por sua vez é dependente do tamanho de grão ferrítico e das contribuições dos elementos de liga no endurecimento da solução sólida. Enquanto a resistência da martensita está vinculada ao teor de carbono na fase e na liga, e ainda das condições de tratamento intercrítico as quais o material foi submetido (Mazinani e Poole, 2007; Fonstein, 2015).

Dentro deste contexto, o controle e conhecimento das condições de processamento, assim como as transformações que ocorrem tanto no tratamento intercrítico como no resfriamento são muito importantes para que se obtenham os resultados desejados: um aço com elevada ductilidade e capacidade de conformação e boa resistência mecânica. O objetivo deste estudo foi avaliar o efeito de determinados parâmetros de processamento, como tempo de encharque e temperatura de recozimento no tratamento térmico de recozimento intercrítico direto na microestrutura de aços bifásicos e, conseqüentemente, no comportamento e nas propriedades mecânicas desses materiais.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material usado na investigação foi adquirido em forma de chapa com espessura de 2,0 mm, cuja composição química se encontra na Tab. 1. As amostras foram cortadas em pequenas chapas com dimensões 210 mm x 60 mm para posterior tratamento térmico.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço utilizado no trabalho.

Elemento	C	Si	Mn	P	Mo	Cr	Ni
% em peso	0,121	0,499	1,58	0,0108	0,001	0,0207	0,0306
Elemento	V	Ti	B	Al	Nb	Cu	W
% em peso	0,0065	0,0022	<0,0004	0,0529	0,0138	0,009	0,01

2.1. Processamentos Térmicos

Tratamentos térmicos de recozimento intercrítico direto, após normalização, foram realizados com o objetivo de produzir microestruturas com características distintas como: a) fração volumétrica de martensita; b) teor de carbono na martensita, c) tamanho de grão da ferrita e d) dispersão das ilhas de martensita na matriz ferrítica.

As temperaturas de transformação foram determinadas baseando-se no efeito do teor dos elementos de liga, principalmente de carbono e manganês, nas linhas de transformação (A_1 e A_3) do diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C e na quantidade das fases presentes após o resfriamento (Tasca e Machado, 2012). Os cálculos empregados foram apresentados nos estudos de Ghaheri et al. (2014) e Movahed et al. (2009) e confirmados a partir do software de termodinâmica computacional THERMOCALC. Com o propósito de atender as três abordagens e garantir que as temperaturas de tratamento estivessem dentro do campo intercrítico foram escolhidas as temperaturas 740°C e 780°C e para a austenitização completa 880°C.

Já considerando os cálculos realizados, antes de iniciar os tratamentos térmicos intercríticos propriamente, todas as amostras foram normalizadas a 880°C por 60 minutos, a fim de remover os efeitos do processamento no material previamente. Dessa forma, as características do aço bifásico original foram substituídas por aquelas específicas dos tratamentos a serem investigados. Foram escolhidos ainda, os tempos de encharque de 2 e 30 minutos no campo intercrítico para ambos os processamentos (740°C e 780°C). A representação esquemática do ciclo de tratamento e seus parâmetros são apresentados na Fig. 1 e Tab. 2 respectivamente.

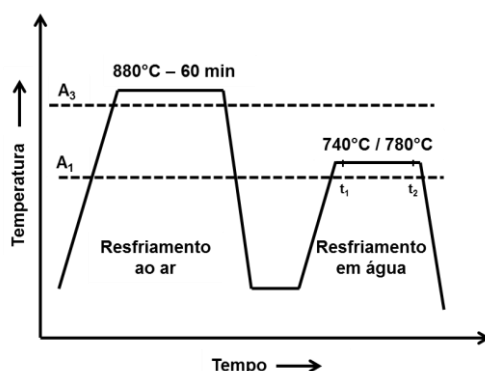


Figura 1. Ciclo de tratamento térmico.
t₁ - 2 minutos; t₂ - 30 minutos.

Tabela 2. Parâmetros de tratamento térmico aplicados ao material.

Tratamentos térmicos	Temperatura (°C)	Tempo de encharque (min)	Meio de resfriamento
Normalização	880	60	ar
Intercrítico direto	740/780	2 e 30	água

2.2. Caracterização Microestrutural

Dois ataques químicos distintos foram realizados para que a microestrutura fosse revelada, sendo o primeiro deles com o reagente Nital 3% e o segundo com o reagente químico Le Pera (Colpaert, 2008; Júnior e Cintho, 2006). A realização dos diferentes ataques tem por finalidade tornar possível a determinação da proporção dos constituintes presentes baseando na diferença de coloração apresentada por cada um. As amostras devidamente atacadas foram analisadas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Com o objetivo de mapear a distribuição dos elementos de liga na microestrutura, a análise química microestrutural foi executada a partir da emissão de raios X característicos com aceleração de 10 eV durante 3 minutos pelo sistema de energia dispersiva (*Energy Dispersive System* - EDS) acoplado ao MEV. Com o auxílio das imagens obtidas, a análise quantitativa dos constituintes foi realizada pelo método de contagem por pontos (Voort, 1999; ASTM E 562, 2011).

A partir das proporções obtidas de ferrita e do constituinte MA, foi possível verificar a fração volumétrica dos demais constituintes possivelmente presentes na microestrutura desses aços bifásicos (bainita, carbonetos e outros) pela Eq. (1) (Murari, 2009). O tamanho do grão ferrítico foi medido a partir da análise de imagens com o auxílio de um software por meio do cálculo de área, onde foram medidos 200 grãos para cada condição obtendo-se a média do tamanho de grão ferrítico.

$$100 - (\text{Ferrita} + \text{MA}) = \text{outros constituintes} \quad (1)$$

2.3. Caracterização Mecânica dos Materiais

A caracterização mecânica dos materiais foi feita a partir de ensaios de dureza e de tração para as diferentes amostras submetidas aos tratamentos térmicos.

Os ensaios de dureza foram realizados em um microdurômetro com penetrador Vickers. Aplicou-se a carga de 1kgf durante 15 segundos. Foram realizadas oito impressões em cada amostra, obtendo-se o resultado médio dos valores de dureza e seus respectivos desvios padrões.

Os ensaios de tração foram conduzidos em uma máquina universal de ensaios a uma velocidade de 4,5 mm/min e consequente taxa de deformação inicial de 10^{-3} s^{-1} . Para análise dos efeitos do processamento térmico dois corpos de prova, confeccionados segundo a norma ABNT NBR ISO 6152-1, foram empregados para cada condição, para que uma similaridade nos resultados fosse atingida. Por meio desses experimentos foram determinados o limite de escoamento a 0,2%, o limite de resistência e o alongamento uniforme %.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Análise Microestrutural

Nas Figuras 2 e 3 são apresentadas as imagens obtidas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 min e por 30 min, respectivamente.

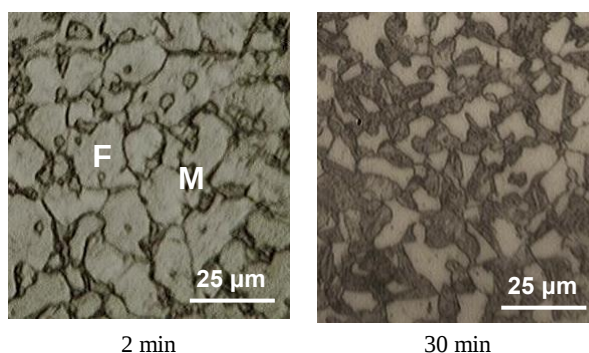


Figure 2. MO de amostras submetidas ao tratamento térmico recozimento direto a 740°C (Nital 3%).

A partir das imagens obtidas por MO das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C é possível observar um aumento considerável na fração volumétrica de martensita com o aumento do tempo de encharque. Esse fenômeno é comprovado pela análise semiquantitativa apresentada na Tab. 3, similarmente ao que foi observado por Mazaheri et al. (2015) em estudo que também avaliava o tempo de encharque. Verifica-se também uma mudança na morfologia da martensita formada e um aumento no tamanho das ilhas de martensita, conforme notado nas imagens de MEV. O tempo de encharque de 2 minutos, aparentemente, não foi capaz de dissolver completamente os carbonetos, identificados por setas nas imagens que compõem a Fig. 3, corroborando com o que foi observado por Zeytin; Kubilay e Aydin (2008) ao tratar por recozimento intercrítico direto dois aços bifásicos em diferentes tempos de encharque. No presente trabalho, constatou-se a partir de análise em EDS que os carbonetos encontrados são possivelmente de silício.

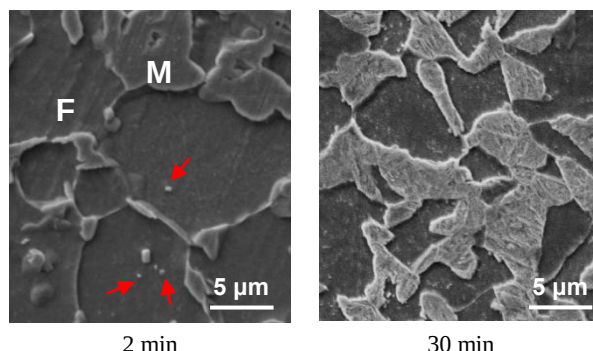


Figure 3. MEV (SE) de amostras submetidas ao tratamento térmico recozimento direto a 740°C.

A redução do tamanho de grão ferrítico também é verificada nas imagens obtidas por MO quanto por MEV e comprovada pela análise semiquantitativa mostrada na Tab. 3.

Tabela 3. Fração volumétrica dos constituintes presentes nas amostras submetidas ao ciclo de tratamento térmico recozimento intercrítico direto a 740°C e tamanho médio do grão ferrítico.

Tempo de encharque (min)	% Ferrita	% MA	% Demais constituintes	Tamanho de grão médio (µm)
2	67,24 ± 3,16	31,77 ± 3,27	0,99	7,02
30	55,80 ± 4,94	43,21 ± 3,44	0,99	5,40

Os resultados de MO e MEV das amostras submetidas ao tratamento de recozimento intercrítico direto a 780°C por 2 min e por 30 min são apresentados nas Fig. 4 e Fig. 5, respectivamente.

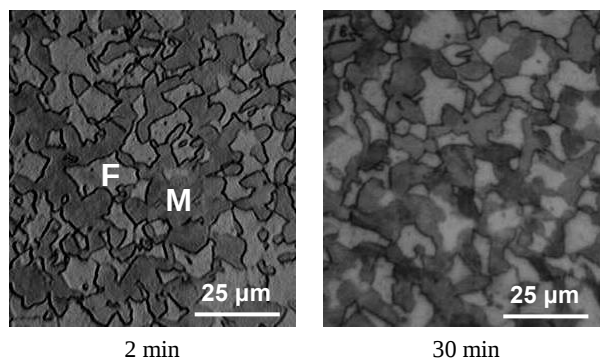


Figure 4. MO de amostras submetidas ao tratamento térmico recozimento direto a 780°C (Nital 3%).

Por meio das imagens tanto de MO como MEV é possível observar uma suave elevação na fração de volume de martensita com o aumento do tempo de encharque, o que é confirmado pelos resultados da análise semiquantitativa apresentados na Tab.4. As imagens de MEV permitem também observar que a morfologia das fases não foi, aparentemente, afetada pela variação do tempo de permanência no campo intercrítico, tampouco o tamanho de grão

ferrítico (Tab. 4). Na Fig. 5 é possível observar que para o tempo de 2 minutos os carbonetos dispersos na matriz (indicados por setas) não foram completamente solubilizados.

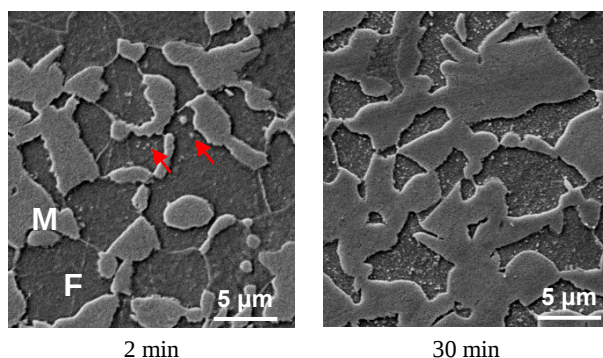


Figure 5. Imagens de MEV (SE) de amostras submetidas ao tratamento térmico recozimento direto a 780°C.

Tabela 4. Fração volumétrica dos constituintes presentes nas amostras submetidas ao ciclo de tratamento térmico recozimento intercrítico direto a 780°C e tamanho médio do grão ferrítico.

Tempo de encharque (min)	% Ferrita	% MA	% Demais constituintes	Tamanho de grão médio (µm)
2	56,18 ± 4,50	41,80 ± 2,99	2,02	5,12
30	35,78 ± 5,93	48,25 ± 5,23	15,98	4,81

Verifica-se que as amostras tratadas a 780°C produziram uma quantidade maior de martensita que as tratadas a 740°C, independentemente do tempo no campo intercrítico. Esses resultados estão de acordo com aqueles apresentados por Alfirano et al. (2014), Ghaheiri et al. (2014), Mazaheri et al. (2014) e Xu et al. (2016). Comparando ainda as duas temperaturas investigadas, ressalta-se que para a menor temperatura investigada o tempo exerceu maior influência na proporção de constituinte MA, no tamanho de grão ferrítico e nas características morfológicas da martensita.

Observa-se que ocorre um aumento da fração volumétrica de martensita e uma queda no tamanho médio do grão ferrítico com o aumento da temperatura, comportamento análogo foi observado no trabalho de Calcagnotto et al. (2012). Verifica-se que com a elevação do tempo de encharque, a taxa de transformação de fase é mais lenta porque os sítios preferenciais de nucleação da austenita, ou seja, a cementita, estão esgotados e o crescimento dessa austenita tem que prosseguir pela difusão de carbono através da interface austenita/ferrita, que é mais lenta (Calcagnotto et al., 2012).

3.2. Análise da Distribuição dos Elementos de Liga

Nas Fig. 6 a Fig. 9 são apresentados os resultados das análises em EDS para os elementos de liga (C, Mn e Si) das diferentes condições de tratamento.

Observa-se que, no recozimento intercrítico direto, na amostra tratada por 2 min a 740°C os elementos aparecem homogeneamente distribuídos na microestrutura (Fig. 6). Com o aumento do tempo de encharque, o carbono e o manganês passaram a se concentrar em regiões preferenciais, no caso, em regiões de constituinte MA (Fig. 7). Com a elevação da temperatura intercrítica, observa-se a segregação dos elementos mesmo para o menor tempo de encharque, que ficam ainda mais concentrados nas regiões de martensita com a elevação desse parâmetro (Fig. 8 e Fig. 9). Nesse caso, o silício também aparece em locais mais específicos.

A segregação dos elementos para maiores tempos de encharque e temperaturas mais elevadas está associada ao fenômeno de difusão, que é facilitado com a elevação desses parâmetros. Quanto ao Mn, trata-se de um elemento de liga gamagêneo, ou seja, estabilizante da fase austenita, que tem uma maior solubilidade na austenita que na ferrita. Ao tratar termicamente uma liga em uma região bifásica ($\alpha + \gamma$), a distribuição do manganês entre as fases ocorrerá de forma que a proporção de manganês da austenita para a ferrita é definida pelo coeficiente de partição, o qual varia com a temperatura de recozimento e, inicialmente, com o tempo de encharque isotérmico até que o equilíbrio seja atingido. A distribuição do manganês durante o recozimento intercrítico é relevante devido à sua influência na transformação da austenita em martensita (temperabilidade) e por reforçar a austenita em aços bifásicos (Speich et al., 1980; Pussegoda et al., 1984; Sun e Pugh, 2000).

Considerando os resultados mostrados no presente trabalho, acredita-se que para a temperatura de 740°C, o tempo de 2 minutos não foi suficiente para promover a difusão efetiva do manganês para o interior dos grãos de austenita (que

posteriormente se transforma em martensita), sendo apenas observada a difusão para a interface α/γ . Dessa forma, a distribuição do elemento ainda é relativamente homogênea (Fig. 6). Com a elevação do tempo de encharque, a distribuição de manganês tenderia ao equilíbrio na austenita (Fig. 7). Por outro lado, para 780°C, a energia vibracional relacionada à temperatura favorecerá a difusão do manganês de forma mais intensa mesmo para períodos reduzidos, justificando a distribuição heterogênea do elemento mostrada nas Fig. 8 e Fig. 9.

Para o silício, a partir de diagramas de equilíbrio de sistemas multicomponentes, espera-se uma tendência de que esse elemento enriqueça a ferrita enquanto o Mn enriquece a austenita (final martensita). Observa-se que o aumento da temperatura favorece a segregação de silício.

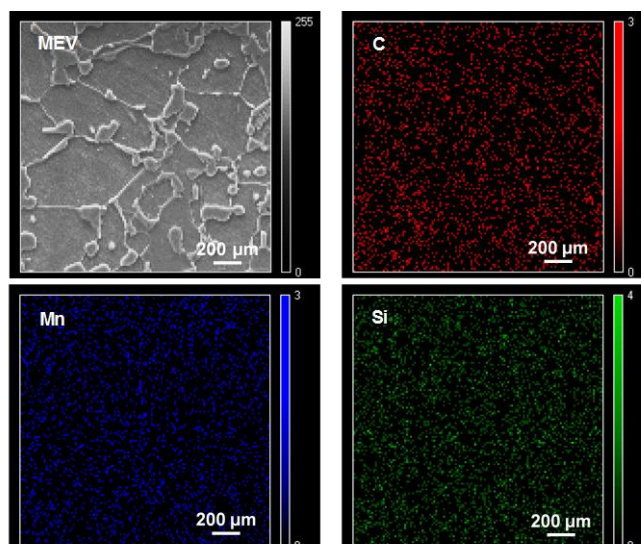


Figura 6. Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 2 minutos.

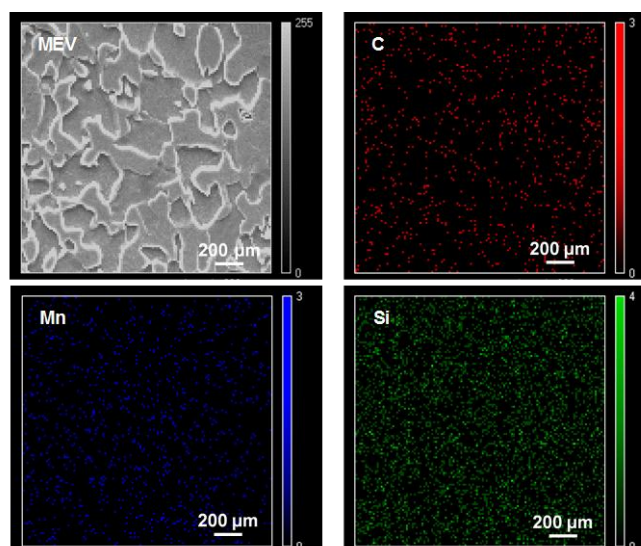


Figura 7. Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C por 30 minutos.

3.3. Análise das Propriedades Mecânicas

Os efeitos do tempo de encharque e da temperatura intercrítica na dureza dos materiais tratados por recozimento intercrítico direto podem ser observados na figura 10. Verifica-se um aumento na dureza com a elevação do tempo de permanência no campo intercrítico para as amostras tratadas por recozimento intercrítico direto. Todavia, este aumento foi menos intenso para as amostras tratadas a 780°C. O comportamento observado está de acordo com a análise da microestrutura, uma vez que para a temperatura de 740°C foi constatada tanto a elevação na proporção do constituinte MA, mais duro, e a redução no tamanho de grão ferrítico com o tempo, fenômenos que levam ao aumento de dureza

conforme observado também por Alfirano et al. (2014). Por outro lado, não foi verificada uma alteração microestrutural muito acentuada para a temperatura de 780°C, o que refletiria na propriedade do material.

Em aços baixo carbono, os constituintes ferrita e perlita são formados juntos e sua dureza é determinada pelo teor de carbono. Por outro lado, aços com microestrutura final constituída por ferrita e martensita, onde a martensita é saturada em carbono, o aumento nos valores de dureza é resultante do aumento da fração volumétrica de martensita.

Amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 740°C apresentaram aumento nos valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração com a elevação do tempo de encharque, conforme mostrado na Fig. 11a. Por outro lado, o alongamento uniforme sofre um decréscimo (Fig. 12a). Comportamento similar foi observado para as amostras tratadas a 780°C conforme apresentado nas Fig. 11b e Fig. 12b. Novamente é observado um aumento nos limites de escoamento e de resistência e uma redução nos valores de alongamento uniforme. Este comportamento tem sido notado em outros trabalhos e comumente interpretado em função do acúmulo de discordâncias na ferrita introduzido pela transformação martensítica (Cho et al., 2011; Asadi et al., 2012; Alfirano et al., 2014; Xiong et al., 2015).

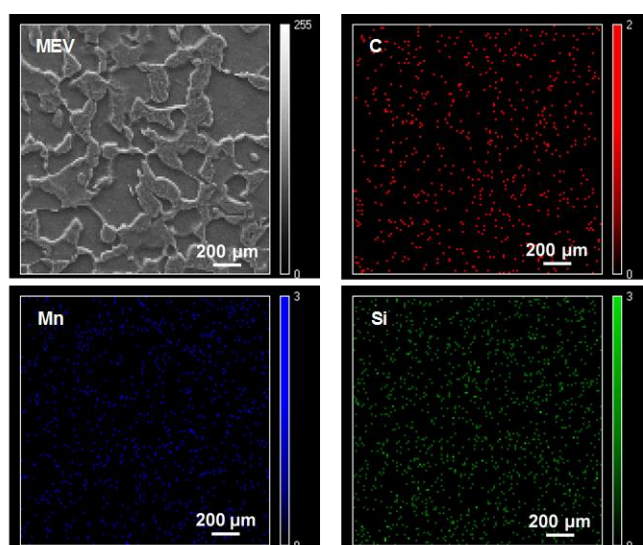


Figura 8. Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C por 2 minutos.

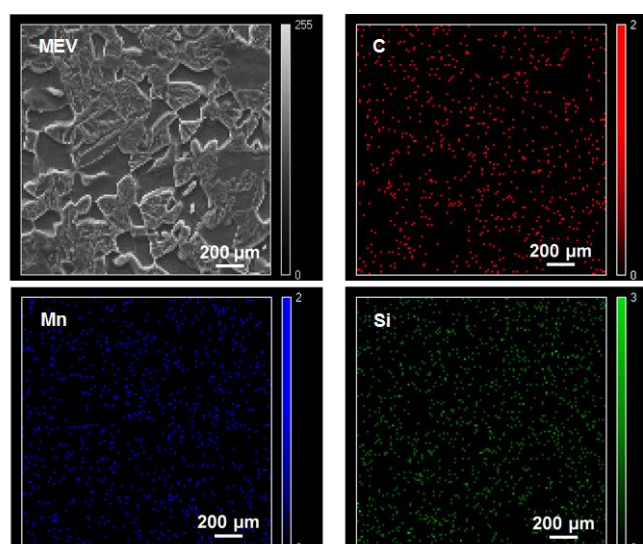


Figura 9. Mapa da distribuição dos elementos de liga na microestrutura das amostras tratadas por recozimento intercrítico direto a 780°C por 30 minutos.

Verifica-se também que amostras tratadas a maior temperatura apresentaram maiores valores de limites de escoamento e resistência e menores valores de alongamento uniforme quando comparados àquelas tratadas a 740°C. Nota-se ainda uma relação crescente entre a tensão e o tempo de encharque que, neste caso, está relacionado ao aumento percentual de martensita. Comportamento observado também por Cho et al. (2011) ao estudarem aços bifásicos da classe de resistência 980 MPa. Quanto mais ilhas de martensita circundarem a ferrita, maior a densidade de

discordâncias nos grãos ferríticos, ou seja, eles experimentam uma deformação plástica local maior devido à transformação martensítica (Asadi et al., 2012).

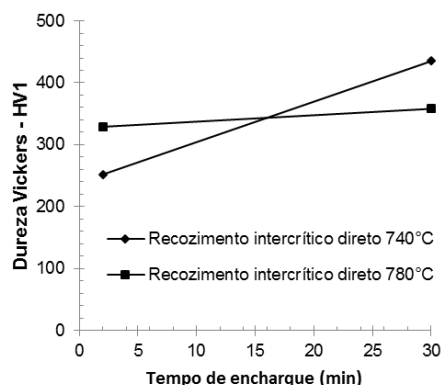
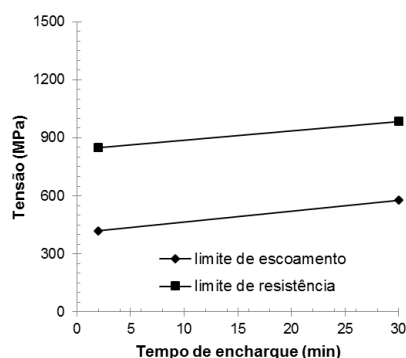
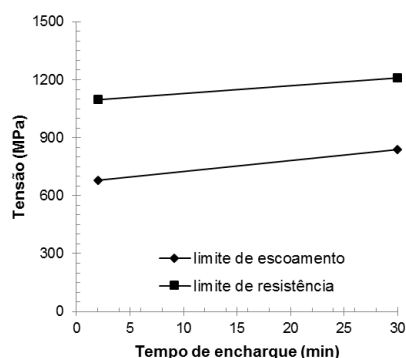


Figura 10. Valores de dureza Vickers em função do tempo de encharque para recozimento intercrítico direto.



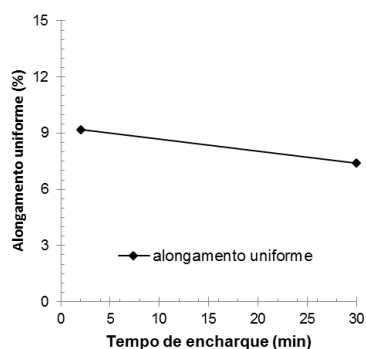
(a)



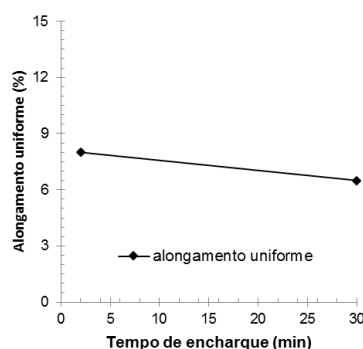
(b)

Figura 11. Variações dos limites de escoamento e resistência com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.

(a) 740°C e (b) a 780°C.



(a)



(b)

Figura 12. Variação do alongamento uniforme com o tempo de encharque para amostras tratadas por recozimento intercrítico direto.

(a) 740°C e (b) a 780°C.

4. CONCLUSÕES

Amostras tratadas a 740°C sofreram maior influência do tempo de encharque na proporção de seus constituintes que as tratadas a 780°C, aumento de 27% na fração volumétrica de martensita para a menor temperatura e 13% para a maior temperatura. O aumento do tempo provocou uma mudança na morfologia do constituinte MA para amostras

tratadas a 740°C. Considerando a temperatura de 740°C uma redução no tamanho de grão ferrítico com o aumento do tempo foi observada. As amostras tratadas a 780°C praticamente não sofreram alteração no tamanho de grão ferrítico.

O aumento do tempo de encharque e da temperatura favoreceram a segregação do manganês para regiões de constituinte MA. No presente trabalho, apenas a temperatura de recozimento mais alta favoreceu a concentração de silício em regiões preferenciais. Em termos de valores de dureza verificou-se um aumento nos valores dessa propriedade com o aumento do tempo de encharque. O que possivelmente está relacionado ao aumento da fração volumétrica de martensita e o refino do grão ferrítico. Para o tratamento a 780° um aumento mais discreto nos valores de dureza foi verificado.

Os ensaios de tração mostraram que os valores de limite de escoamento e limite de resistência aumentaram em detrimento dos valores de alongamento uniforme com a elevação do tempo de encharque. Ocasionalmente por mudanças microestruturais provocadas pela transformação martensítica.

5. AGRADECIMENTOS

À CAPES, à FINEP e ao CNPq pelo apoio financeiro e por concessão de bolsa. Ao Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG pelo uso da infraestrutura e à Secretaria de Política Estudantil do CEFET-MG pela concessão da Bolsa de Complementação Educacional.

6. REFERÊNCIAS

- Alfirano, Samdan, W., Maulud, H. 2014. "Effect of intercritical annealing temperature and holding time on microstructure and mechanical properties of dual phase low carbon steel". Applied Mechanics and Materials, Switzerland, Vol. 493, pp. 721 – 726.
- American Society For Testing and Materials. ASTM E562 2011: "Standart test method for determining volume fraction by systematic manual point count". West Conshohocken.
- Asadi, M., Cooman, B. C., Palkowski, H., 2012. "Influence of martensite volume fraction on the properties of thermomechanically processed dual phase steel". Materials Science & Engineering A, v. 538, pp. 42 – 52.
- Associação Brasileira de Normas Técnicas. ABNT NBR ISO 6152-1 2002: "Materiais Metálicos – Ensaio de Tração Parte 1: método de ensaio à temperature ambiente". Rio de Janeiro.
- Calcagnotto, M., Ponge, D., Raabe, D., 2012. "Microstructure control during fabrication of ultrafine grained dual-phase steel: Characterization and effect of intercritical annealing parameters". ISIJ International, Germany, Vol. 52, No. 5, pp. 874 – 883.
- Cho, K., Garcia, C. I., Shu, H., Chen, T. R., Deardo, A. J., 2011. "Development of the 590 – 780 – 980 Nb-Bearing Dual-Phase steels for production on continuous galvanizing lines. In: Weng, Y., Dong, H., Gan, Y. Advanced Steels; the recent scenario in steel science and technology. Springer Berlin Heidelberg, pp. 313 – 323.
- Colpaert, H., 2008. "Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns". 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher. 652p.
- Fonstein, N., 2015, "Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties". 1.ed. Switzerland: Springer,. 415p.
- Ghaheiri, A.; Shafyei, A.; Honarmand, M., 2014, "Effects of inter-critical temperatures on martensity morphology, volume fraction and mechanical properties of dual phase steels obtained from direct and continuous annealing cycles". Materials and Design, Iran, Vol. 62, pp. 305 – 319.
- Habibi, M.; Hashemi, R.; Sadeghi, E.; Fazaeli, A.; Ghazanfari, A.; Lashini, H., 2016, "Enhancing the mechanical properties and formability of low carbon steel with dual phase microstructures". Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 25, No. 2, pp. 382-389.
- Kumar, A. N.; Basu, S. N., 1991, "Manganese partitioning and dual-phase characteristics in a microalloyed steel". Journal of Materials Science, Vol. 21, pp. 2089 – 2092.
- Maleque, M. A.; Poon, Y. M.; Masjuki, H.H., 2004. "The effect of intercritical heat treatment on the mechanical properties of AISI 3115 steel". Journal of Materials Processing Technology, Malaysia, Vol. 153-154, pp. 482-487.
- Mazaheri, Y., Kermanpur, A.; Najafizadeh, A., 2014. "A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels". Materials Science & Engineering A, Iran, Vol. 619, pp. 1-11
- Mazaheri, Y.; Kermanpur, A.; Najafizadeh, A., 2015. "Nanoindentation study of ferrite-martensite dual phase steels developed by a new thermomechanical processing". Materials Science & Engineering A, Iran, Vol. 639, pp. 8-14.
- Mazinani, M.; Poole, W.J., 2007. "Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel". Metallurgical and Materials Transactions A, Canada, Vol. 38A, pp. 328 – 339.
- Movahed, P. Kolahgar, S.; Marashi, S.P.H.; Pouranvari, M.; Parvin, N., 2009 "The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets". Materials Science & Engineering A, Iran, Vol. 518, pp. 1-6.
- Murari, F. D. 2009. "Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio". 182 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

- Pussegoda, N.; Tysonk, W. R.; Wycliffe, P.; Purdy, G. R., 1984. "Segregation of manganese during intercritical annealing of dual phase steels". Metallurgical Transactions A, Vol. 15A, pp. 1499 – 1501.
- Speich, G. R.; Demarest, V.; Miller, R. L., 1980. "Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase". Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 12A, No. 8, pp. 1419 – 1428.
- Sun, S.; Pugh, M., 2000. "Manganese partitioning in dual phase steel during annealing". Materials Science and Engineering A, Vol. 276, pp. 167 – 174.
- Tasca, M. R. B.; Machado, M. L. P., 2012. "Simulação da laminação a quente para a produção de aço bifásico. In: Workshop de Ciência e Tecnologia em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do PROPEMM, 2". Vitória. Anais... Vitória: PROPEMM.
- Voort Vander, G. F., 1999. "Metallography: principles and practice". New York: McGraw-Hill. 773 p.
- Vurobi Júnior, S.; Cintho, O. M., 2006. "Técnicas metalográficas para caracterização microestrutural dos aços". In: 2º Encontro de Engenharia e Tecnologia dos Campos Gerais. Agosto, 2006. Ponta Grossa, Paraná. Anais... Paraná: Associação dos Engenheiros e Arquitetos de Ponta Grossa.
- Xiong, Z.P., Kostyrychev, A. G., Stanford, N. E., Pereloma, E. V. "Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting", Materials and Design, Vol. 88, pp. 537 – 549.
- Xu, X.; Zwaag, S.; Xu, W., 2016. "The effect of martensite volume fraction on the scratch and abrasion resistance of ferrite-martensite dual phase steel". Wear, Vol. 348-349, pp. 80 – 88.
- Zeytin, H. K., Kubilay, C., Aydin, H. 2008. "Investigation of dual phase transformation of commercial low alloy steels: Effect of holding time at low intercritical annealing temperatures". Materials Letters, Vol. 62, pp. 2651 – 2653.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.

INFLUENCE OF TIME AND TEMPERATURE OF DIRECT INTERCRITICAL ANNEALING IN THE DEVELOPMENT OF THE MICROSTRUCTURE OF A DUAL PHASE STEEL 0,12%C-0,50%SI-1,58%MN

Nayara Aparecida Neres da Silva, nayaraneresgpc@yahoo.com.br¹

Pedro Lourenço, pedro.pcl@hotmail.com¹

Patrícia Sperber dos Santos, sperber.patricia@gmail.com¹

Daiane Cristine Santana Resende, daianecsresende@gmail.com¹

Cintia Braga, cintiabraga@gmail.com¹

Wellington Lopes, wellingtonlopes@deii.cefetmg.br¹

Elaine Carballo Siqueira Corrêa, elaine@deii.cefetmg.br¹

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - Departamento de Engenharia de Materiais, Av. Amazonas 5253 - Nova Suíça - Belo Horizonte - MG, Brasil, CEP: 30.421-169

Abstract. *The ability to combine high mechanical strength and good formability make the advanced high strength steels incomparable to conventional steels. The previously mentioned properties are related to several microstructures characteristics of metal alloys, such as type, quantity, morphology and distribution of the constituents, which, in turn, depend on the heat processing parameters used. In this context, the dual phase steels, composed by martensite islands dispersed in a ferritic matrix, other arrangements such as bainite, austenite and carbides stand out. In the present work, heat treatments of direct intercritical annealing were carried out at 740 ° C and 780 ° C at different holding times (2 and 30 minutes) in a steel with composition 0.12% C-0.50% Si-1, 58% Mn with the objective of investigating the effects of these parameters on the development of the microstructure of dual phase steels and, consequently, on the mechanical properties of these materials. The results evaluation was conducted using optical and scanning electron microscopy and tensile and hardness tests. It was detected a variation in the volumetric fraction of the constituents, in the distribution of the alloying elements within the microstructure and a change in the morphology of the martensite with the time and with the treatment temperature. Changes in the mechanical properties were also observed. Changes in the mechanical properties were also verified which were compatible with the structural characteristics present.*

Keywords: *dual phase steels, intercritical annealing parameters, microstructure, mechanical properties.*

Keywords: *dual phase steels, intercritic annealing parameters, microstructure, mechanical properties.*