

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO DP LAMINADO A FRIO SUBMETIDO AO RECOZIMENTO INTERCRÍTICO COM PATAMAR ISOTÉRMICO NO RESFRIAMENTO*

Mônica Aline Magalhães Gurgel¹
Andersan dos Santos Paula²
Fernando Generoso Neiva Ferreira³

Resumo

Nas últimas décadas o setor siderúrgico vem desenvolvendo aços com maior valor tecnológico, surgindo assim várias classes, entre elas os aços avançados de alta resistência, onde encontra-se o aço bifásico ou “Dual Phase” (DP). Este aço é caracterizado por uma microestrutura ferrítica-martensítica, associada a uma matriz ferrítica com ilhas dispersas de martensita. Neste trabalho utilizou-se amostras de um aço baixo C e Mn, com micro adição de Nb e Mo, em desenvolvimento, onde se propôs uma avaliação da evolução microestrutural e propriedades mecânicas das amostras extraídas após a laminação a quente, a frio, seguida de recozimento intercrítico, em escala laboratorial, com auxílio de forno Mufla e um equipamento de análise termomecânica (TMA), resultando em taxas de aquecimento distintas, onde selecionou 7 temperaturas de encharque distintas e subsequente resfriamento com patamar isotérmico a 600°C por 20 minutos, onde observou-se que para esse ciclo a microestrutura com aspectos mais característicos de um DP se deu em tratamentos com temperatura de encharque entre 760 e 800°C.

Palavras-chave: Aço bifásico; Recozimento intercrítico; Microestrutura.

DP STEEL COLD ROLLED MICROSTRUCTURAL EVOLUTION SUBJECTED TO INTERCRITICAL ANNEALING WITH ISOTHERMIC PLATEAU ON COOLING

Abstract

In recent decades the steel industry has been developing steels with higher technological value, thus resulting in various classes of steels, including advanced high strength steels, where is the Dual Phase (DP). This steel is characterized by a ferritic-martensitic microstructure associated with a ferritic matrix with dispersed martensite islands. In this work we used samples of a low-C steel with Mn and micro addition of Nb and Mo, in development, where it has proposed an evaluation of microstructural evolution of samples taken after the hot and cold rolling, then intercritical annealing on a laboratory scale, with furnace and thermomechanical analysis equipment (TMA), resulting in different heating rates, where selected 7 soaking temperatures and subsequent cooling with isothermal plateau at 600°C for 20 minutes, where it was observed that for this cycle microstructure with improved DP characteristics occurred in treatment with soaking temperature between 760 and 800°C.

Keywords: Dual phase; Intercritical annealing; Microstructure.

- ¹ Eng. Metalurgista. M.Sc. pela PPGEM/UFF, Doutoranda em Ciências dos Materiais no PGCM/SE4-Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro/RJ, Brasil.
- ² Engenheira Metalurgista, D.Sc., Professora Adjunta, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil; e orientadora credenciada da PPGEM/UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.
- ³ Eng. Metalurgista. M. Sc. Especialista de Desen. de Produtos da ArcelorMittal Tubarão, Vitória/ES, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

As indústrias automobilísticas, nas últimas décadas, preocupadas com as questões ambientais e a segurança dos passageiros de seus veículos, fez com que as indústrias do ramo siderúrgico buscassem inovações nos materiais utilizados por elas. Desenvolvendo assim aços de maior valor tecnológico, que proporcionam uma redução da sua espessura sem perda nas suas propriedades mecânicas. Exigência esta que resultou nos últimos anos no surgimento de várias classes de materiais, capazes de substituir os aços ao carbono, como os aços de alta resistência (“*High-Strength Steels*” (HSS)), aços avançados de alta resistência (“*Advanced High-Strength Steels*” (AHSS)) e aços de ultra alta resistência (“*Ultra High Strength Steels*” (UHSS)), pois é na indústria automobilística que estão alguns dos desafios para a siderurgia, devido à complexidade e as propriedades exigidas. Dentre elas, produziu o aço “*Dual Phase*” (DP), o qual pertence à classe AHSS, desenvolvido com principal objetivo de reduzir o peso dos veículos. Atualmente essa classe de aço é empregado em boa parte de um automóvel, principalmente nas partes que exigem uma maior tenacidade.

O aço bifásico (“*Dual Phase*” ou DP), objeto deste estudo, surgiu industrialmente ao final da década de 70, porém por questão de limitação de processo e equipamentos siderúrgicos, teve dificuldades iniciais de ser difundido industrialmente, principalmente no que diz respeito ao cenário siderúrgico brasileiro, sendo mais estudado nas últimas décadas. Este aço possui uma microestrutura constituída de uma matriz ferrítica macia que está relacionada com a ductilidade e ilhas de martensita dura que contribui para a resistência mecânica [1]. Logo, esses aços combinam uma considerável resistência mecânica, conformabilidade e boa soldabilidade, fatores importantes para suas aplicações.

Com a crescente utilização, além do mercado internacional oferecer todo o espectro desses aços, torna-se necessário ampliar as pesquisas no cenário nacional, a fim de reduzir esse déficit e aumentar a competitividade dentro do nicho do mercado da indústria automobilística, principalmente para fabricação de carrocerias. As siderurgias, vem neste contexto aprimorando seu conhecimento para desenvolvimento de aços bifásicos laminados a frio e recozidos. Para isso vem investindo em estudos, a fim de alcançar composição química específica e um melhor entendimento da evolução das suas características microestruturais, ao longo de todas as etapas de produção dos aços “*Dual Phase*”, com uma maior ênfase na evolução da microestrutura durante o processo de recozimento, a fim de promover um desenvolvimento microestrutural adequado para obtenção das melhores propriedades exigidas em suas aplicações, de acordo com suas instalações.

Neste trabalho avaliou-se o efeito do uso de um patamar isotérmico a 600°C por 20 minutos, durante o recozimento intercrítico, em escala laboratorial, com distintas temperaturas de encharque (680, 720, 760, 800, 840, 880 e 920°C), na evolução estrutural de um aço DP laminado a frio. A análise foi conduzida com auxílio das técnicas de microscopia (óptica e eletrônica de varredura), do ponto de vista qualitativo e quantitativo, observando assim a influência desse tipo de ciclo térmico para produção de chapas de aço “*Dual Phase*” laminadas a frio e recozidas da classe DP 800. A fim de ter-se uma caracterização mais completa, foram analisadas as microestruturas das condições prévias laminada a quente e a frio do material em estudo.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Material

O material avaliado nesse trabalho é um aço baixo carbono com adição de manganês e micro adição de Nióbio e Molibdênio. As amostras, doadas para este trabalho, foram retiradas ao longo do processo de produção da Usina Presidente Vargas (UPV) – Companhia Nacional Siderúrgica (CSN) - Volta Redonda / Rio de Janeiro. Ou seja, após os processos de laminação quente (LQ) e de laminação a frio (LF). Por questões de sigilo industrial, a faixa de composição química do material está representada pelas percentagens dos elementos de liga na Tabela 1.

Tabela 1. Especificação da composição química do material em estudo.

Composição Química (% em peso)							
C	Mn	Mo	Ni	Cr	AL	Nb	Si
0,11 –	1,60 -	0,10 –	0,10	0,10	0,010	0,030	0,05
0,15	1,80	0,30	máx	máx	mín	máx	máx

2.2 Métodos

2.2.1 Recozimento Intercrítico

Amostras retiradas após a laminação a frio em escala industrial seguiram para um recozimento intercrítico em escala laboratorial, com auxílio de um TMA (Análise termomecânica), sem aplicação de carga, e um forno tipo Mufla, onde adotou-se temperaturas de encharque de 680, 720, 760, 800, 840, 880 e 920°C com permanência por 180 segundos (3 minutos) na temperatura máxima, sendo posteriormente resfriadas até a temperatura de 600°C, nesse patamar isotérmico a 600°C (um pouco abaixo da temperatura A_{r3} para condição de encharque a 680°C) a amostra permaneceu por 20 minutos, seguido de um resfriamento até temperatura ambiente. Esse ciclo tem o intuito de buscar uma maior formação de ferrita epitaxial e enriquecimento da austenita durante o resfriamento favorecendo assim a maior formação de martensita.

No TMA a taxa de aquecimento foi de 99°C/min até distintas temperaturas de encharque, após o patamar na temperatura de encharque a taxa de resfriamento foi de 10°C/min até o patamar de 600°C, com permanência de 20 min e posterior resfriamento com taxa de 5°C/min até a temperatura de 80°C.

Para o forno Mufla, adotou-se um ciclo semelhante, onde novas amostras da condição BFH foram inseridas no forno pré-aquecido nas temperaturas de encharque adotadas no presente trabalho (680, 720, 760, 800, 840, 880 e 920°C), onde de maneira análoga o tempo para início da manutenção na temperatura de encharque de 180 segundos, foi estabelecido com a indicação de uma temperatura de -10°C/+0°C da temperatura de encharque almejada – a partir da medida do termopar fixado na superfície da amostra em tratamento. Ao término dos 3 minutos de encharque a amostra foi transferida para um segundo forno tipo Mufla (próximo do primeiro forno) pré-aquecido a 600°C, onde o tempo para transferência foi cronometrado para todos os tratamentos e não ultrapassou 10 segundos. Ao fechar a porta do forno (segundo forno) foi contabilizado o tempo 20 minutos para permanência no interior do forno a fim de estabelecer o patamar isotérmico a 600°C. Com o término do patamar isotérmico, a amostra foi extraída do forno e resfriada ao ar até ser estabelecida a temperatura ambiente. De modo a reduzir a perda térmica durante a transferência entre fornos

Mufla, cada amostra foi inserida numa cavidade de um tijolo refratário pré-aquecido e homogeneizado na temperatura de encharque do recozimento intercrítico em questão. Para o forno o perfil do ciclo térmico foi feito com base na coleta de um termopar acoplado a um sistema digital de aquisição de dados durante o tratamento térmico de recozimento.

As amostras que foram submetidas aos ciclos térmicos descritos anteriormente no forno TMA possuíam dimensões de 6 mm de comprimento (DL) x 4 mm de largura (DL), obtidas após corte numa máquina de corte de precisão com disco diamantado e submetidas a uma decapagem ácida com 50% de HNO₃ e 50% de HF durante 30 segundos a fim de remover a camada deformada pelo corte. O equipamento de TMA utilizado é o modelo TMA-60 da Shimadzu, instalado no laboratório de Metalografia da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda (EEIMVR) da Universidade Federal Fluminense (UFF). Enquanto que as amostras tratadas nos fornos tipo Mufla possuíam dimensões de 60 mm de comprimento (DL) x 50 mm de largura (DT), extraídas de pedaços da chapa do aço na condição BFH através de corte por disco abrasivo de carbetto de silício sob ação de líquido lubrificante/refrigerante. Os fornos do tipo Mufla utilizados são da marca Brasimet, instalados no laboratório de Tratamentos Térmicos da EEIMVR da UFF.

2.2.2 Preparação Metalográfica

As amostras foram cortadas e embutidas em baquelite para análise da seção transversal associada à direção de laminação, seguido de um processo de lixamento, onde utilizou-se lixas de carbetto de silício com diferentes granulometrias: 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 mesh, sucessivamente, fazendo uso de água como lubrificante. Logo após, as amostras passaram pela etapa de polimento com pano de feltro e pasta de diamante nas granulometrias de 6, 3 e 1 µm, com uso do lubrificante Azul Arotec, seguido de polimento em solução aquosa de alumina com as granulometrias de 1 µm, 0,3 µm e 0,05 µm. Ao final processo de polimento as amostras foram lavadas com água corrente, seguido de álcool (96,4º INPM) e secas com sopro de ar quente.

2.2.3 Caracterização Microestrutural

Para análise da morfologia das microestruturas obtidas, as amostras foram atacadas com Nital 3% até que as amostras ficassem foscas. Para a quantificação da segunda fase formada sob os distintos ciclos térmicos adotados tanto no TMA, como no forno Mufla, utilizou-se o ataque com Picral 5%, até que as amostras ficassem foscas. A fim de otimizar os resultados com os ataques Picral 5%, a solução original foi submetida a um tratamento, caracterizado por Colpaert (5) como envelhecimento, para torná-lo mais eficiente, que consiste em adicionar pequenas sucatas de aço ao carbono na mistura, que deixa de ser amarelada e passa a apresentar uma tonalidade verde escura, quase preta. A partir de imagens, na seção transversal associada a direção de laminação a ¼ da espessura, obtidas em um Microscópio Óptico (MO), Olympus BX51 com câmera SC30 e programa de captura de imagens "Stream Basic 8.1", e posterior análise de imagens no programa "Image Pro Plus", instalado na Universidade Federal Fluminense e um Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV FEI Quanta 250 com filamento de emissão de campo (FEG) do laboratório de Microscopia Eletrônica, instalado no Instituto Militar de Engenharia (IME). As análises no MEV foram conduzidas com o detector de elétrons secundários (SE), tensão de aceleração de 20 KV, spot size de 5 (corrente do feixe de aproximadamente 101 µA), distância de trabalho de aproximadamente 8,0 mm e abertura 5.

2.2.4 Avaliação da Segunda Fase e Fração de Ferrita Recristalizada/Epitaxial

De posse das micrografias foram realizadas a quantificação da fração de ferrita recristalizada e da segunda fase nas amostras com evidência de recristalização, após o ataque químico. A fração de segunda fase pode ser quantificada pelas regiões escurecidas resultantes do ataque de Picral, enquanto a fração de ferrita recristalizada e ferrita epitaxial pelas regiões claras que não foram atacadas pelo Nital. Sendo importante salientar que as regiões escurecidas pelo ataque de Nital podem ser associadas a segunda fase, a ferrita encruada e contornos de grão, por outro lado o ataque de Picral somente atua escurecendo as regiões enriquecidas em carbono associadas a segunda fase (carbonetos, perlita e bainita, e constituinte MA). Assim a diferença de valores entre as regiões escurecidas do ataque de Nital e do ataque de Picral é atribuída a ferrita encruada e contorno de grão da ferrita (recristalizada e Epitaxial). As quantificações das frações volumétricas foram realizadas com o auxílio da macro "Phase" do módulo "Materials – Pro" do programa "Image Pro Plus", sendo feito o cálculo da média e desvio padrão a partir de 3 imagens de regiões distintas da amostra com aumento de 1000x.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Primeiramente para se ter uma melhor visualização das mudanças ocorridas na microestrutura foram analisadas as microestruturas nas condições de laminado a quente e laminado a frio, conforme apresentado na Figura 1.

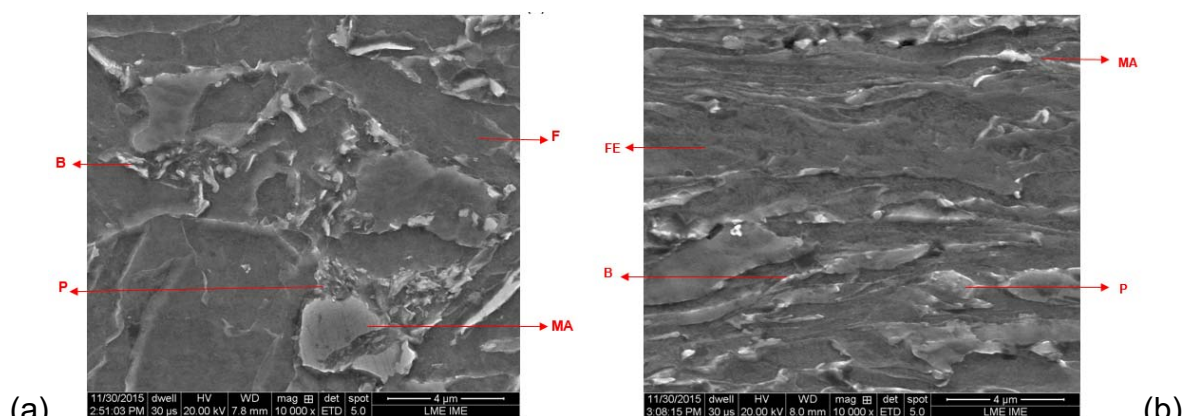


Figura 1: Aspecto microestrutural da amostra na condição laminada a quente (a) e laminada a frio. MEV. Ataque: Nital 3%. F = Ferrita; P = Perlita; MA= Martensita-Austenita; B = Bainita.

Para o material laminado a quente, na Figura 1a observa-se a presença de uma matriz ferrítica, com grãos aciculares, em conjunto com uma segunda fase que pode estar associada a perlita, bainita e constituinte MA. A morfologia acicular apresentada por essa matriz ferrítica, no material laminado a quente, é devida a taxa de resfriamento imposta ao fim desse processo. Dependendo da taxa de resfriamento imposta, juntamente com a adição de molibdênio no aço ocorre um incentivo a formação de ferrita acicular, e também sabe-se que adições de nióbio contribuem em reduzir a temperatura A_{c3} favorecendo assim a morfologia acicular da ferrita [2,3]. Com base na análise microestrutural do material laminado a quente (Figura 1a), foi realizada a quantificação de fase, onde observou aproximadamente 80% para a matriz ferrítica e uma segunda fase de aproximadamente 20% associada a perlita, bainita e constituinte Martensita-Austenita (MA).

Enquanto para o material laminado a frio, na Figura 1b tem-se a análise microestrutural do aço em estudo na condição de laminada a frio (BFH), após ataque

de Nital 3%, na direção de laminação. As fases presentes no material continuam sendo as mesmas apresentadas no material na condição de laminado a quente, mas devido aos 60% de redução da espessura durante o trabalho a frio, era de se esperar que a microestrutura apresentasse encruada, ou seja, os grãos ferríticos apresentam alteração na geometria tornando-se alongados.

Durante o processo de recozimento intercrítico para o aço em estudo após o tempo de permanência na temperatura de encharque, ou seja, no resfriamento subsequente, enquanto a temperatura permanece no campo bifásico, pode-se formar uma nova ferrita denominada ferrita epitaxial que se forma a partir da austenita tendo como substratos os grãos de ferrita pré-existente e adjacente ao grão de austenita que lhe dá origem (ferrita recristalizada), mesmo sob rápido resfriamento (DIEHL NETO, 2009). Formando assim uma microestrutura final composta de ferrita pré-existente, ferrita epitaxial e martensita, além da possibilidade de se ter perlita e bainita, em função da temperabilidade da austenita remanescente pós-formação a ferrita epitaxial. Quanto maior a fração dessa ferrita epitaxial formada, maior é o aumento na ductilidade [4], o que seria bastante interessante para o aço em estudo, pois a ductilidade sendo a capacidade de o material ser deformado plasticamente sem que ocorra a ruptura ou a estrição localizada está diretamente ligado ao alongamento. Para verificar esses fatores fez-se necessário uma simulação física laboratorial do recozimento intercrítico com o intuito de verificar como se comportaria a formação de ferrita epitaxial, que garante melhores propriedades em termos de conformabilidade para esse material e o enriquecimento da austenita durante o resfriamento no ciclo térmico proposto e consequente microestruturas finais.

Foram assim observados aspectos quanto a recristalização resultante, a possível formação de ferrita (epitaxial) e o enriquecimento da austenita no resfriamento associados a seus produtos de transformação martensítica, mista e/ou eutetóide, através da análise via microscopia ótica e eletrônica de varredura, além de análises da quantificação das fases presentes. Na Figura 2 tem-se a evolução quanto a quantificação do percentual da matriz ferrítica e segunda fase para todas as temperaturas de encharque, a partir de análises de micrografias com ataque de Nital e Picral. Observa-se uma redução da fração de matriz ferrítica com o aumento da temperatura de encharque no forno (Figura 2a), isso não prevalece para as temperaturas de 880°C e 920°C resultados referentes ao TMA (Figura 2b), ocorre nesse ponto um aumento da fração de matriz ferrítica. Em contrapartida a segunda fase tem um incremento em todas as temperaturas analisadas para as amostras do forno (Figura 2c), mas para as amostras obtidas no TMA nas temperaturas de 880°C e 920°C ocorre uma redução na fração dessa segunda fase, em resposta ao aumento da matriz ferrítica nessa mesma condição. Tanto para a fração da matriz ferrítica quanto para a segunda fase verifica-se um alto valor de erro experimental na temperatura de 840°C para o forno e 880°C para o TMA, isso possivelmente pode estar relacionada a heterogeneidade do material pós tratamento. Quando se compara com os valores da quantificação de fase para a amostra laminada a quente observa-se de uma maneira geral um aumento significativo da segunda fase para as amostras que sofreram recozimento intercrítico o que era de se esperar, esse aumento da segunda fase caracteriza melhores propriedades a esse material.

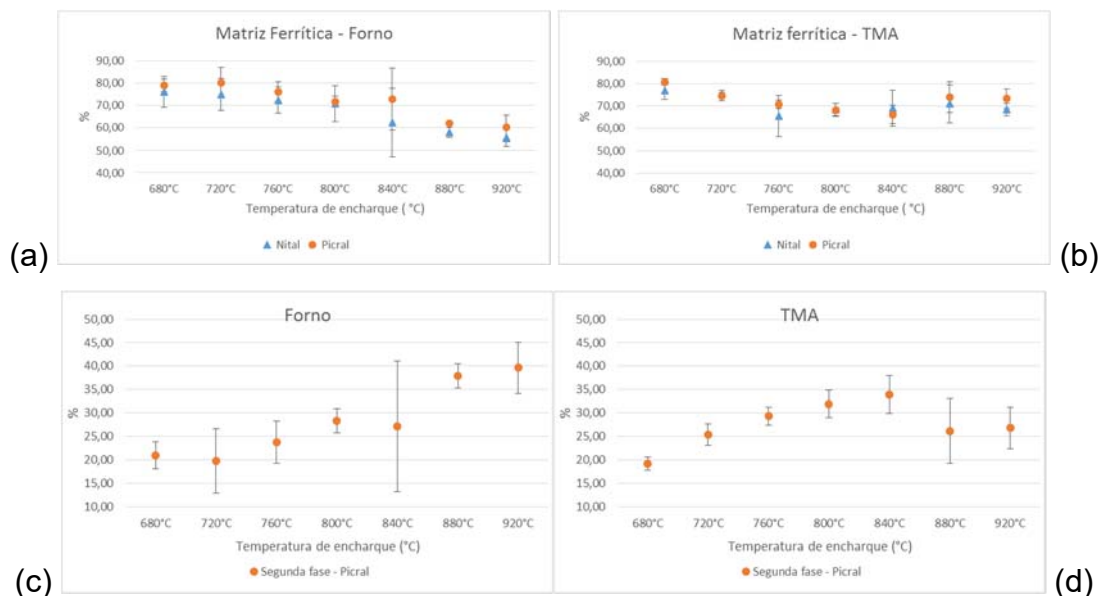


Figura 2: Quantificação de fases para as amostras de BFH submetidas ao recozimento intercrítico com patamar isotérmico de 600°C por 20 minutos, comparando (a,b) os resultados dos ataques com Nital e com Picral da matriz ferrítica; e (c,d) Segunda fase a partir do ataque de Picral. (a,c) Forno; (b,d) TMA.

Com base nas evidências observadas pela quantificação de fases e evolução da recristalização, foram selecionadas as temperaturas de 680, 760, 840 e 920°C a fim de destacar os aspectos microestruturais mais marcantes neste estudo. Tem-se assim, nas Figuras de 3 a 6 tem-se a comparação da evolução das microestruturas, observadas via MEV, para os tratamentos realizados no TMA e no forno tipo Mufla, observando a possível influência na formação de ferrita epitaxial e demais constituintes devido ao tratamento com patamar a 600°C, para 20 minutos, a partir principalmente da comparação com a quantificação de fase, além de evidenciar pela microestrutura o comportamento das propriedades mecânicas obtidas no ultramicrodurômetro.

Observa-se pela análise microestrutural para a temperatura de encharque de 680°C a 760°C (Figuras 3 e 4) uma evolução significativa na recristalização da matriz ferrítica encruada e na morfologia/fração/tamanho de segunda fase associada a constituinte MA, e presença de carbonetos com o aumento da temperatura de encharque.

O resultado do encharque em temperaturas de encharque mais baixas (680 e 720°C) é bem representado pela microestrutura resultante do encharque a 680°C, para as amostras tratadas no TMA (Figura 3a) e no Forno (Figura 3b), onde tem-se uma heterogeneidade microestrutural e ainda presença de um pequeno alinhamento das fases na direção de laminação, mais evidente na amostra processada no TMA, além da presença de carbonetos finos / dispersos no interior dos grãos ferríticos recristalizados e de constituinte MA refinado entre os contornos de grão ferrítico. No entanto, numericamente pela quantificação de fases, verifica-se que a heterogeneidade microestrutural mais significativa para a amostra oriunda do Forno (Figuras 2a, c), devido aos valores superiores do erro experimental quanto as medidas das frações da matriz ferrítica (Figura 2a) e segunda fase (Figura 2b). Nessa temperatura tem-se uma segunda fase numericamente maior no forno que no TMA, isso possivelmente pode ter relação com a maior presença de carbonetos finos e mais dispersão. Com o incremento da temperatura de encharque para 720°C, há uma redução dessa heterogeneidade e alinhamento microestrutural, somado a um aumento no tamanho aparente dos grãos recristalizados e da segunda fase associada

ao constituinte MA, quando se compara o recozimento no forno e no TMA. Justificando assim, em função do incremento da temperatura de encharque de 680°C para 720°C, o incremento na fração / dimensão da segunda fase associada ao constituinte MA contribuir no aumento da resistência ao início da deformação plástica e rigidez elástica do material. No entanto numericamente, observa-se um incremento na fração de segunda fase (Figura 2c) somente para a amostra do TMA.

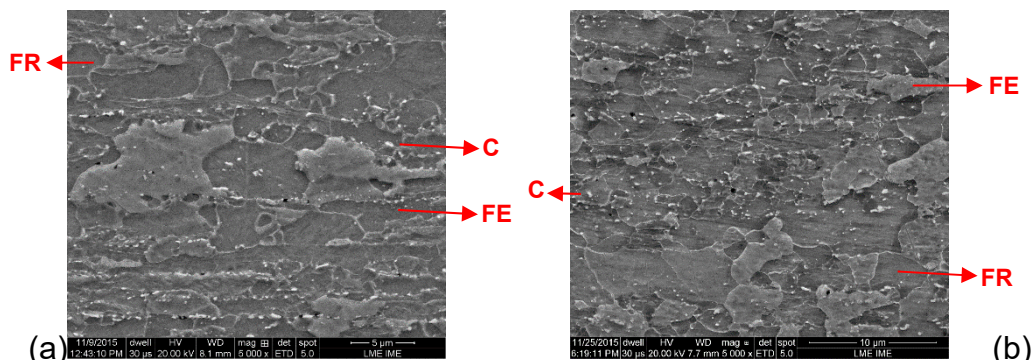


Figura 3: Aspecto microestrutural das amostras na condição do recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 680°C e transformação isotérmica a 600°C com tempo de 20 min; MEV 680°C, (a) TMA, (b) Forno; FE = Ferrita Encruada; FR = Ferrita Recristalizada; C = Carboneto.

No entanto, já na temperatura de encharque de 760°C (Figura 4) verifica-se uma menor heterogeneidade microestrutural, além do incremento significativo na fração e dimensão da segunda fase (constituinte MA) em conjunto com a homogeneização da distribuição do aparente tamanho de grão ferrítico da matriz parcialmente recristalizada, tanto para a amostra do forno (mais evidente – Figura 2b) quanto para a amostra do TMA (Figura 2a). Nesta temperatura de encharque de 760°C verifica-se também duas tonalidades de constituinte MA. Onde a heterogeneidade composicional da austenita formada no encharque que resulta em martensita com características distintas, ou seja, possivelmente se deve ao fato de que quanto maior o percentual de carbono na austenita mais refinada serão as agulhas da martensita formada e mais claras serão estas regiões nas imagens formadas pelo detector de SE (Elétrons Secundários) no MEV.

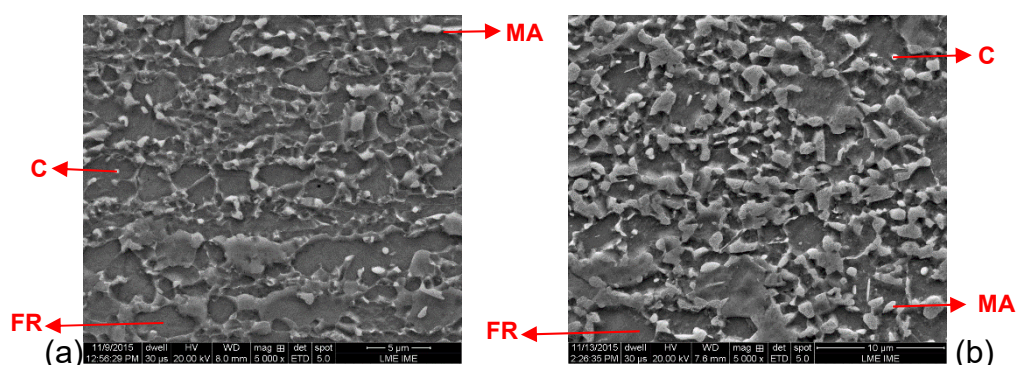


Figura 4: Aspecto microestrutural das amostras na condição do recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 760°C e transformação isotérmica a 600°C com tempo de 20 min; MEV; (a) TMA, (b) Forno; FE = Ferrita Encruada; FR = Ferrita Recristalizada; MA = Martensita-Austenita; C = Carboneto.

Comparando-se as microestruturas obtidas nas amostras oriundas do forno e do TMA, para as temperaturas de encharque entre 680 e 760°C (Figuras 3 e 4), pode-se observar que para a condição do forno, mesmo com tempo igual de permanência no patamar de 20 minutos, propiciou mais formação de constituinte MA, que vem de acordo com os valores

obtidos na análise da segunda fase por Picral (Figura 2c,d), bem evidente na amostra obtida no TMA, além da presença ainda de resquícios de encruamento e carbonetos. Sendo que os tratamentos associados a temperatura de encharque de 800°C tem características microestruturais semelhantes a temperatura de encharque de 760°C, exceto pelo incremento na fração de segunda fase e da fração recristalizada (Figura 2). Para as amostras com temperatura de encharque de 800 e 840°C nessa condição de ciclo, ainda nota-se vestígios de alguns grãos encruados de ferrita na amostra obtida a 800°C, esses vestígios não são evidentes para as amostras a 840°C. No entanto os grãos de ferrita recristalizada são aparentemente mais grosseiros para a condição de 840°C (Figura 4), sendo que na temperatura de 800°C a segunda fase está associada a somente o constituinte MA, já para temperatura de 840°C verifica-se uma segunda fase associada também a vestígios de perlita e bainita (Figura 5).

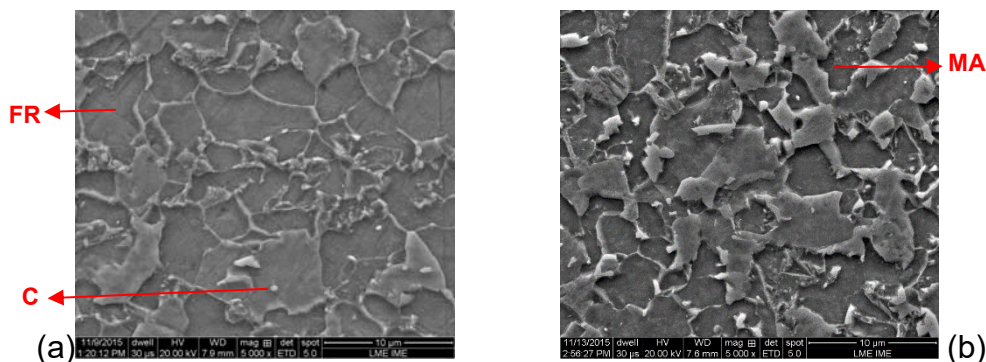


Figura 5: Aspecto microestrutural das amostras na condição do recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 840°C e transformação isotérmica a 600°C com tempo de 20 min; MEV; (a) TMA, (b) Forno; FR = Ferrita Recristalizada; MA = Martensita-Austenita; C = Carboneto.

Nas microestruturas resultantes dos recozimentos a 880 e 920°C, no Forno e no TMA para esse ciclo, conforme elucidado para 920°C na Figura 6, verifica-se uma microestrutura completamente recristalizada, onde observa grãos grosseiros tanto da matriz ferrítica como da segunda fase, associado ao constituinte MA, mas com uma presença significativa de perlita, com vestígios de bainita, que provavelmente seria consequência de uma maior formação de ferrita epitaxial, devido ao tempo de 20 minutos no patamar isotérmico de 600°C, que promove um incremento significativo formação de constituinte MA, pois aumenta a temperabilidade da austenita, em detrimento da pouca concepção de fases como perlita e/ou bainita, com o aumento da temperatura de encharque. Segunda fase associada ao constituinte MA com variação da morfologia, isso pode estar relacionado com as diferentes composições químicas da austenita.

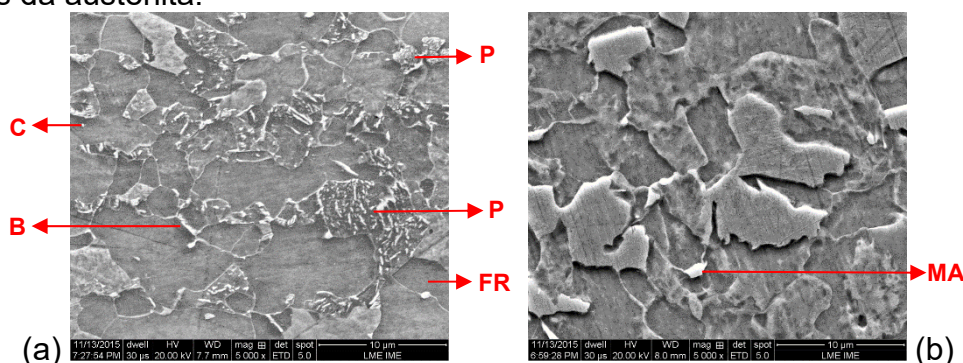


Figura 6: Aspecto microestrutural da amostra na condição do recozimento intercrítico com temperatura de encharque de 920°C e transformação isotérmica a 600°C com tempo de 20 min;

MEV; (a) TMA, (b) Forno. FR = Ferrita Recristalizada; MA = Martensita-Austenita; C = Carboneto; P = Perlita; B = Bainita.

4 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos e discussão apresentado, o presente estudo da caracterização microestrutural de um aço baixo carbono com micro adição de molibdênio e nióbio, pode-se concluir que:

- Uma temperatura crítica para o encharque favorável para a obtenção de melhores propriedades mecânicas abaixo de 800°C, visto que em temperaturas mais elevadas com o aumento da segunda fase associado a bainita, perlita descaracteriza a microestrutura do aço em estudo e em temperaturas mais baixas tem alta porcentagem de encruamento que não é interessante para o material avaliado;
- o patamar isotérmico contribui em acelerar avanço da recristalização da matriz ferrítica e formação de segunda-fase associada a MA com o incremento da temperatura de encharque.
- O tempo de permanência no patamar a 600°C por 20 minutos, conjugado a temperatura de encharque de até 760°C, favoreceu o progresso da recristalização, na possível maior formação de ferrita epitaxial que contribuiu para a elevação da fração de constituinte MA em dimensões/distribuição adequadas para a microestrutura dos aços DP.

Agradecimentos

Os autores agradecem a CSN por ter fornecido o material estudado. A UFF pelos recursos para preparação e caracterização microestrutural. Ao IME pela utilização do MEV. M.A.M. Gurgel agradece a bolsa de mestrado subsidiada pela CAPES vinculada ao PPGEM/UFF e a bolsa de doutorado subsidiada pela CAPES ao PGCM/SE4-IME.

REFERÊNCIAS

- 1 GORNI, A. A. Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica. Revista Escola de Minas, 49:1, jan./mar. 1995, p. 40-44, 2008.
- 2 HORNBOGEN, E.; BECKER, J.; STRATMANN, P. Dual-Phase Gefüge. Zeitschrift für Metallkunde, 71(1), p. 27-31, January 1980.
- 3 MALCOLM, J.G. A Guide for Understanding e Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels. Technical Report, EWI MICROALLOYING, CBMM, July 2007.
- 4 ANDREWS, F. W. K. Empirical Formula for the Calculation of Some Transformation Temperatures, J. Iron and Steel Inst.: 203, p. 721-27, 1965.