

# ESTUDO DO EFEITO DO MOLIBDÊNIO EM AÇO DUAL PHASE TRATADO TERMICAMENTE NO CAMPO BIFÁSICO\*

Éder Adolfo Serafim<sup>1</sup>  
José Francisco da Silva Filho<sup>2</sup>  
Orlando Preti<sup>3</sup>

## Resumo

A indústria automotiva tem aumentado a utilização de aços de alta resistência, em função dos novos requisitos do mercado, onde deseja-se aumentar a segurança veicular e reduzir a poluição. Os *dual phase* têm sido apresentados como uma boa alternativa para indústria automotiva, especialmente, em função da alta resistência mecânica e boa ductilidade, ambas oriundas da microestrutura, geralmente, ferrita e martensita. Neste trabalho estudou-se o efeito da adição de crescente de molibdênio em um aço *dual phase* na formação de austenita na região do campo bifásico. As amostras foram tratadas em diferentes temperaturas no campo bifásico e campo austenítico. Foi utilizado um forno com banho de sal, a fim de aquecer e mantê-las na temperatura durante 60 segundos e, em seguida, resfriá-las em água (têmpera). Com o aumento da concentração de molibdênio até 0,15% obtém-se maior fração volumétrica de austenita, entretanto após 0,15% há uma redução, porém, ocorre refinamento da austenita que atua como mecanismo de aumento de resistência, quando transformada em martensita pelo processo de têmpera.

**Palavras-chave:** Efeito molibdênio, Aços *dual phase*; Tratamento térmico.

## THE STUDY OF THE EFFECT OF MOLYBDENUM IN DUAL PHASE STEEL HEAT TREATED IN INTERCRITICAL REGION

### Abstract

The automotive industry has increased the use of high strength steels, due to the new market requirements, where it want to increase vehicle safety and reduce pollution. The dual phase steels have been presented as a good alternative to the automotive industry, especially due to the high mechanical strength and good ductility, both coming from the biphasic ferrite and martensite microstructure.

In this work we studied the effect of adding increasing molybdenum in a dual phase steel in austenite formation in the intercritical temperature range. The samples were treated at different temperatures in the intercritical temperature range and austenite field. It was used with a salt bath furnace to heat and keep them in temperature for 60 seconds and then cool them in water (quench). With increasing concentration of up to 0.15% molybdenum obtained higher volume fraction of austenite after though there is a 0.15% decrease, however, occurs refinement of austenite which acts as increased resistance mechanism, when austenite is transformed in martensite by quench process.

**Keywords:** Molybdenum effect; Dual phase steel; Heat treatment.

<sup>1</sup> Engenheiro Metalúrgico, Especialista Laboratório, Laboratório Metalúrgico, ArcelorMittal Vega, São Francisco do Sul, SC, Brasil.

<sup>2</sup> Engenheiro Químico, Mestre, Gerente de Laboratório, Laboratório Metalúrgico, ArcelorMittal Vega, São Francisco do Sul, SC, Brasil.

<sup>3</sup> Graduação em Metalurgia, Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais, Professor do Curso de Engenharia Metalúrgica, UNISOCIESC, Joinville, SC, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

O efeito do Mo como elemento de liga em aços dual phase tem mostrado ser um elemento eficiente para aumentar a temperabilidade e resultar em melhores propriedades mecânicas. Entretanto, durante o aquecimento, com presença de Mo há mudanças na dinâmica metalúrgica afetando o equilíbrio de Fe-C, mudando a temperatura de A3 e A4 (aumento da A3 e redução da A4) e alterando a concentração de C em algumas fases [1]. Além de atuar na formação da austenita, o Mo atua no retardamento do início da recristalização dinâmica dos aços microligados [2]. A formação de carbonetos de Mo é, basicamente, limitada pela presença de C (carbono) acima do equilíbrio do aço [3]. O presente estudo foi realizado para avaliar a adição crescente de Mo em um aço dual phase tratado termicamente em diferentes temperaturas dentro do campo bifásico até o campo austenítico. Objetivando avaliar o efeito na nucleação e crescimento da austenita durante o aquecimento.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Estabeleceu-se uma composição base nominal com C < 0,09; Mn = < 2,10; Cr = < 0,25; Si = < 0,015, típica de aços Dual Phase, porém, com 4 variações de Mo = 0,00 – 0,15 – 0,30 – 0,45, conforme pode ser observado na Tabela 1.

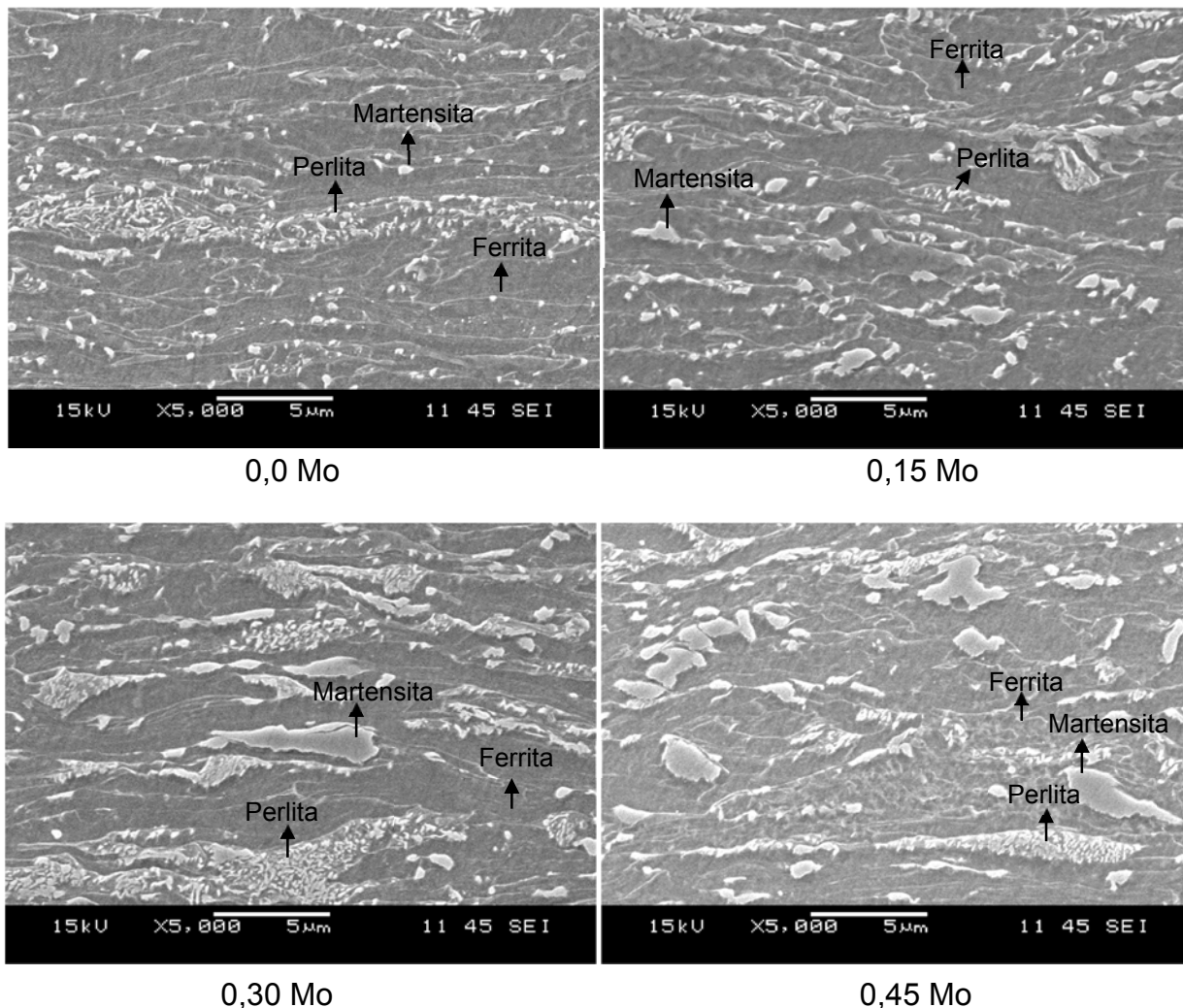
**Tabela 1.** Composição Química das Amostras

Liga	C (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Si (%)	Nb (%)	Ti (%)	B ppm
0,00Mo	< 0.09	< 2.10	< 0.25	0.00	< 0.015	< 0.020	< 0.035	< 15
0,15Mo	< 0.09	< 2.10	< 0.25	0.15	< 0.015	< 0.020	< 0.035	< 15
0,30Mo	< 0.09	< 2.10	< 0.25	0.30	< 0.015	< 0.020	< 0.035	< 15
0,45Mo	< 0.09	< 2.10	< 0.25	0.43	< 0.015	< 0.020	< 0.035	< 15

Todos os lingotes foram vazados e em seguida foram laminados a quente com uma temperatura de reaquecimento de placa de 1250°C; temperatura de acabamento de 880°C e temperatura de bobinamento de 650°C. As microestruturas obtidas no material laminado a quente eram compostas de ferrita, perlita e constituintes MA (martensita e austenita).

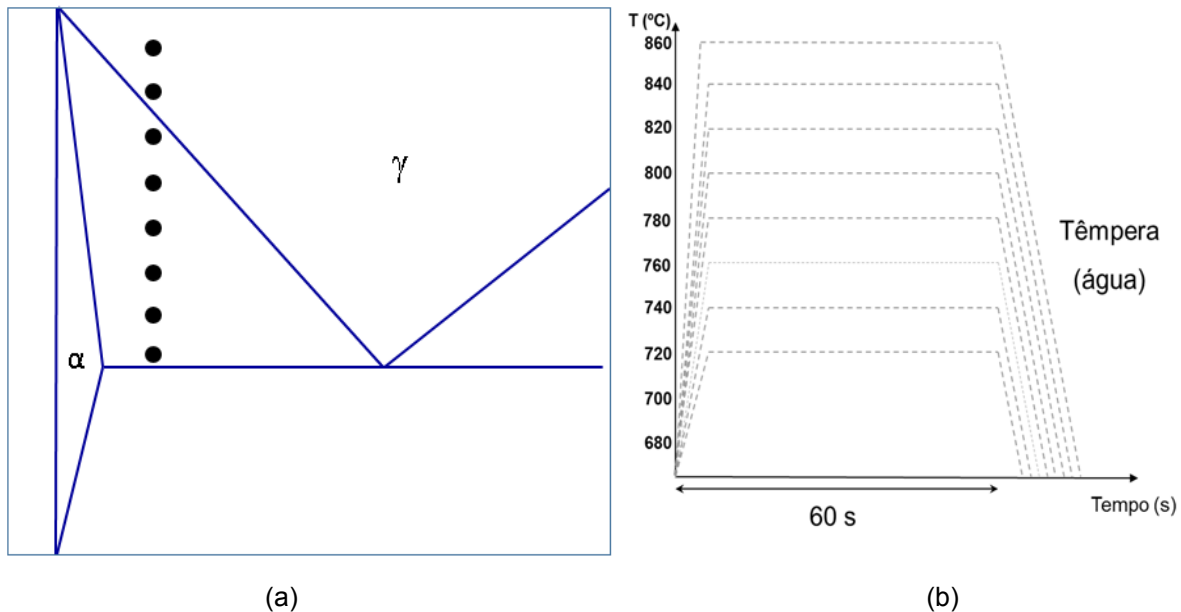
A laminação a frio foi feita com uma redução de 60% visando uma espessura final de 1,25 mm, sendo que, os corpos de prova destinados ao tratamento térmico foram retirados a partir da chapa laminada a frio encruada.

As microestruturas apresentam grãos de ferrita encruada, perlita deformada e ilhas de martensita (Figura 1). Porém, com a adição de Mo há maior quantidade produtos da reação eutetóide (perlita e martensita), entretanto isto é oriundo do efeito do Mo no ciclo térmico da laminação a quente, o qual simulou condições industriais idênticas para ambas as amostras. Portanto, não realizou-se o processo de normalização da microestrutura, justamente porque deseja-se avaliar o efeito do Mo em condições industriais.



**Figura 1** – Microestrutura das amostras após laminação a frio

Como as propriedades mecânicas de um aço Dual Phase são dependentes da microestrutura, principalmente da fração volumétrica e da distribuição das fases, que por sua vez provém da austenita formada durante o recozimento intercrítico e velocidade de resfriamento [4]. Sabe-se que a austenita é altamente dependente da temperatura intercrítica, assim, foram escolhidas as temperaturas de tratamento térmico entre 720 e 860°C (de 20°C em 20°C) com o propósito de ter amostras tratadas dentro do campo intercrítica ( $\alpha + \gamma$ ) e no campo austenítico ( $\gamma$ ). (Figura 2 - a) O tratamento térmico consistiu em oito diferentes temperaturas durante o tempo de 60 segundos. Em seguida, as amostras foram resfriadas em água (têmpera) (com temperatura controlada de 35 a 40 °C). (Figura 2 - b)



**Figura 2** – Representação esquemática da temperatura no diagrama Fe-C e do ciclo térmico

Foi utilizado um forno de banho de sal a base de cloreto de bário ( $\text{BaCl}_2$ ) com aquecimento através de gás natural. A temperatura do banho durante o processo de recozimento das amostras foi controlada através de um termopar fixado na parede do forno, localizado na mesma altura das amostras.

O Resfriamento em água (têmpera) visou avaliar a fração volumétrica e a distribuição da austenita, uma vez que em alta taxa resfriamento é suficiente para evitar a transformação da austenita em ferrita, perlita ou bainita, ou seja, toda austenita formada será transformada em martensita. Desta forma, pode-se considerar que as características (tamanho, dispersão das ilhas e fração volumétrica) observadas na martensita, após o resfriamento, são válidas também para a austenita formada durante o ciclo térmico.

Além disso, a microestrutura final obtida com o resfriamento em água ainda permite avaliar a evolução do processo de recristalização da ferrita prévia, ou seja, aquela que permanece sem transformar mesmo durante o aquecimento na região  $\gamma+\alpha$ , como também no resfriamento.

A caracterização microestrutural foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL 6360. Todas as amostras foram cortadas no sentido de laminação, embutidas, lixadas, polidas e atacadas com Nital 4%, de modo a revelar as fases e contornos de grãos.

As frações volumétricas de martensita (austenita) e ferrita foram realizadas através do método manual de contagem de área, utilizando uma grade de 920 pontos (40 x 23). Foram realizadas 3 medições para cada amostra, sendo que para a análise dos resultados, foi considerada a média. A contagem de cada fase foi realizada sobrepondo a grade na fotografia das microestruturas, usando uma ampliação de 2500 vezes. A fração volumétrica foi calculada como sendo a razão entre o número de pontos sobrepostos às ilhas de martensita (austenita) e o número total de pontos da grade.

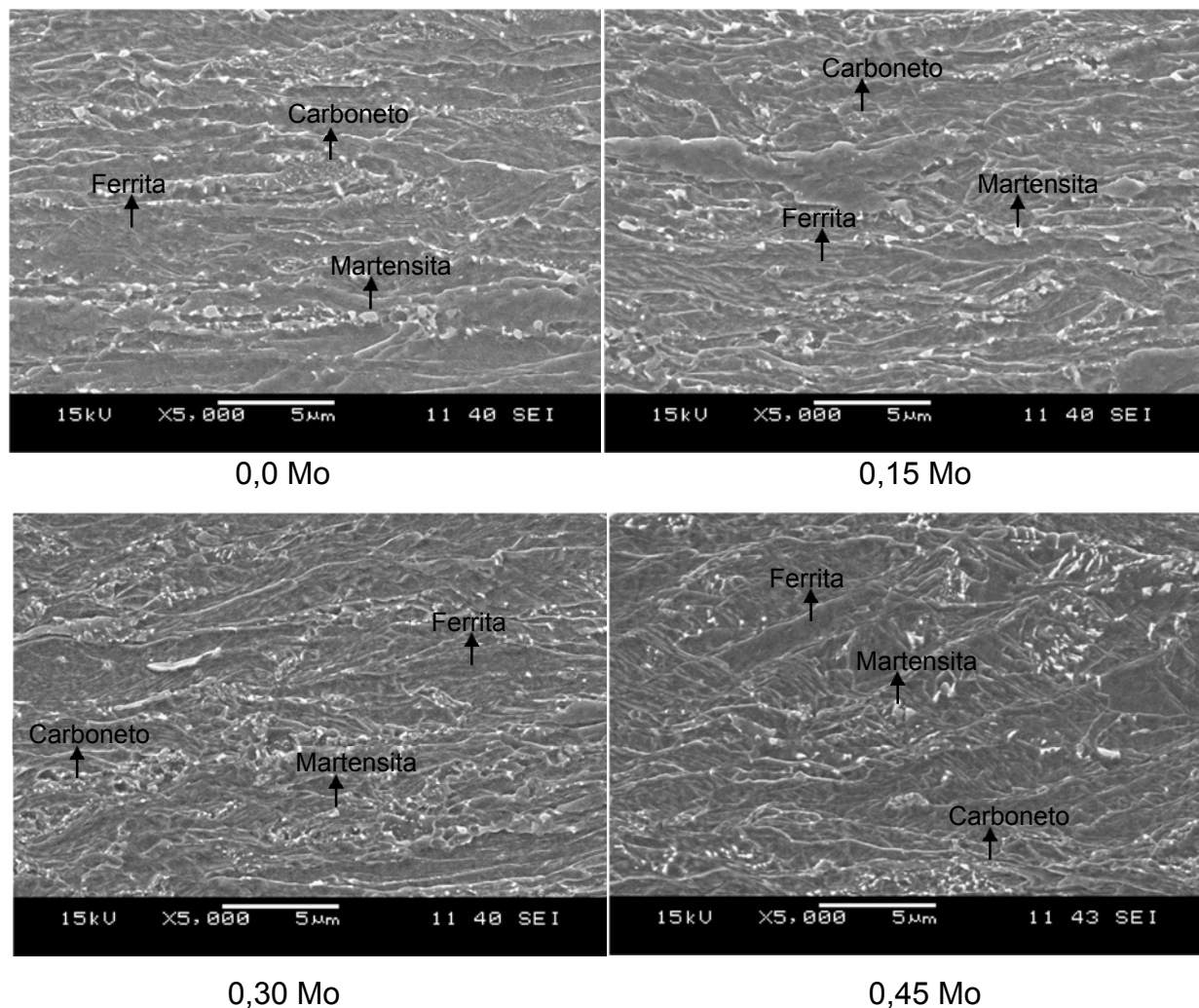
Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina Universal Instron 5585, com carga máxima de 100 kN, a temperatura ambiente. Os corpos de prova foram retirados no sentido longitudinal à direção de laminação e os ensaios foram realizados de acordo com a norma DIN-EN 10002, usando um comprimento da parte útil de 50 mm.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A 720° C, após 60 segundos (Figura 3), as microestruturas de todas as amostras já sofreram alterações. O processo de recuperação e recristalização da ferrita teve pouca evolução nesta temperatura para ambas as amostras.

A martensita oriunda do processo de laminação a quente dissolveu-se, porém, observa-se a presença de martensitas nos contornos de grãos, estas são provenientes da nucleação da austenita.

Existe a presença de carbonetos (oriundos da perlita) que não foram dissolvidos para ambas as amostras

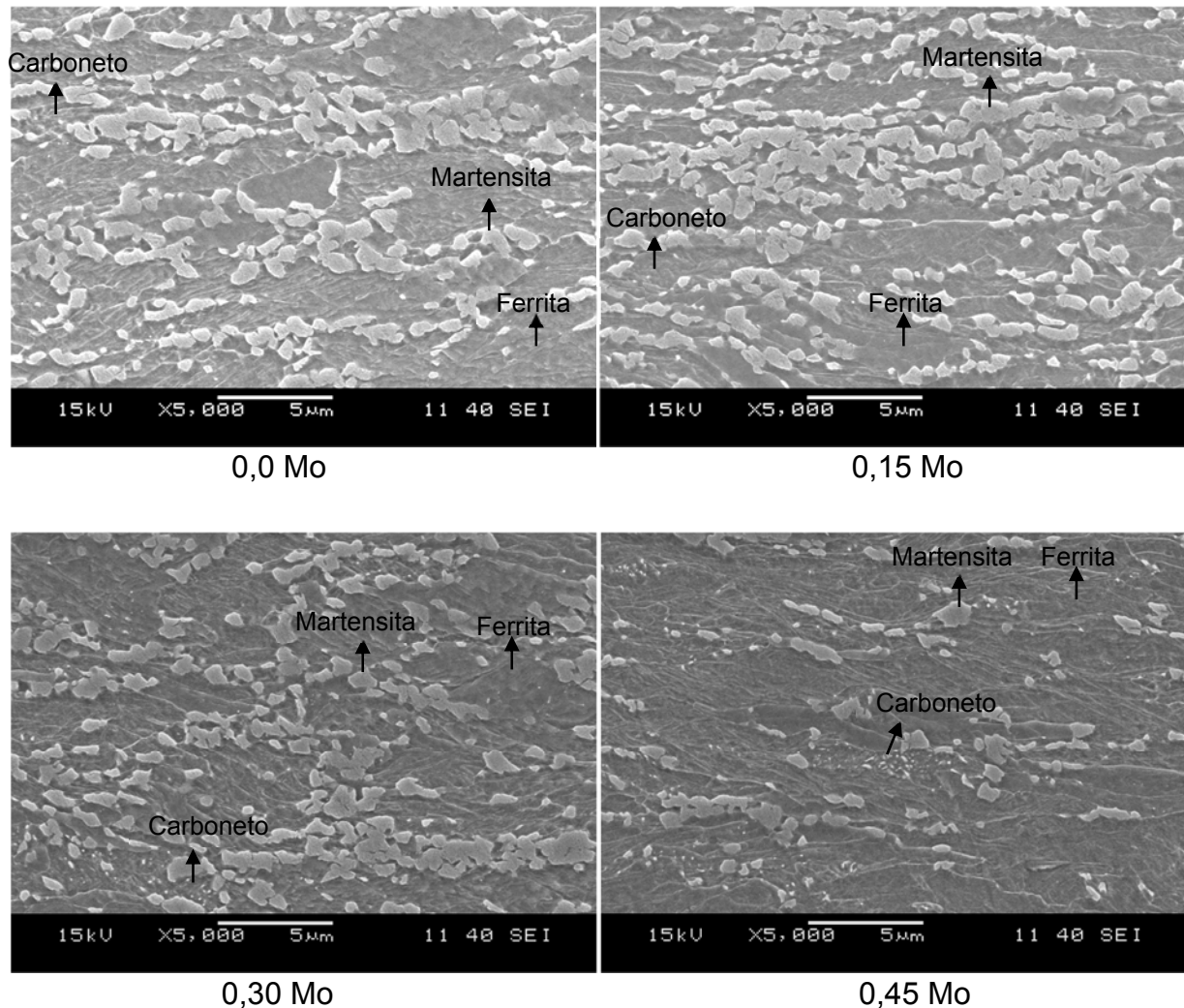


**Figura 3** – Microestrutura das amostras após 60 segundos a 720°C

A 740° C, após 60 segundos (Figura 4), as microestruturas apresentam a evolução da microestrutura dentro do campo bifásico, ou seja, há tendência de coexistir ferrita e austenita (martensita).

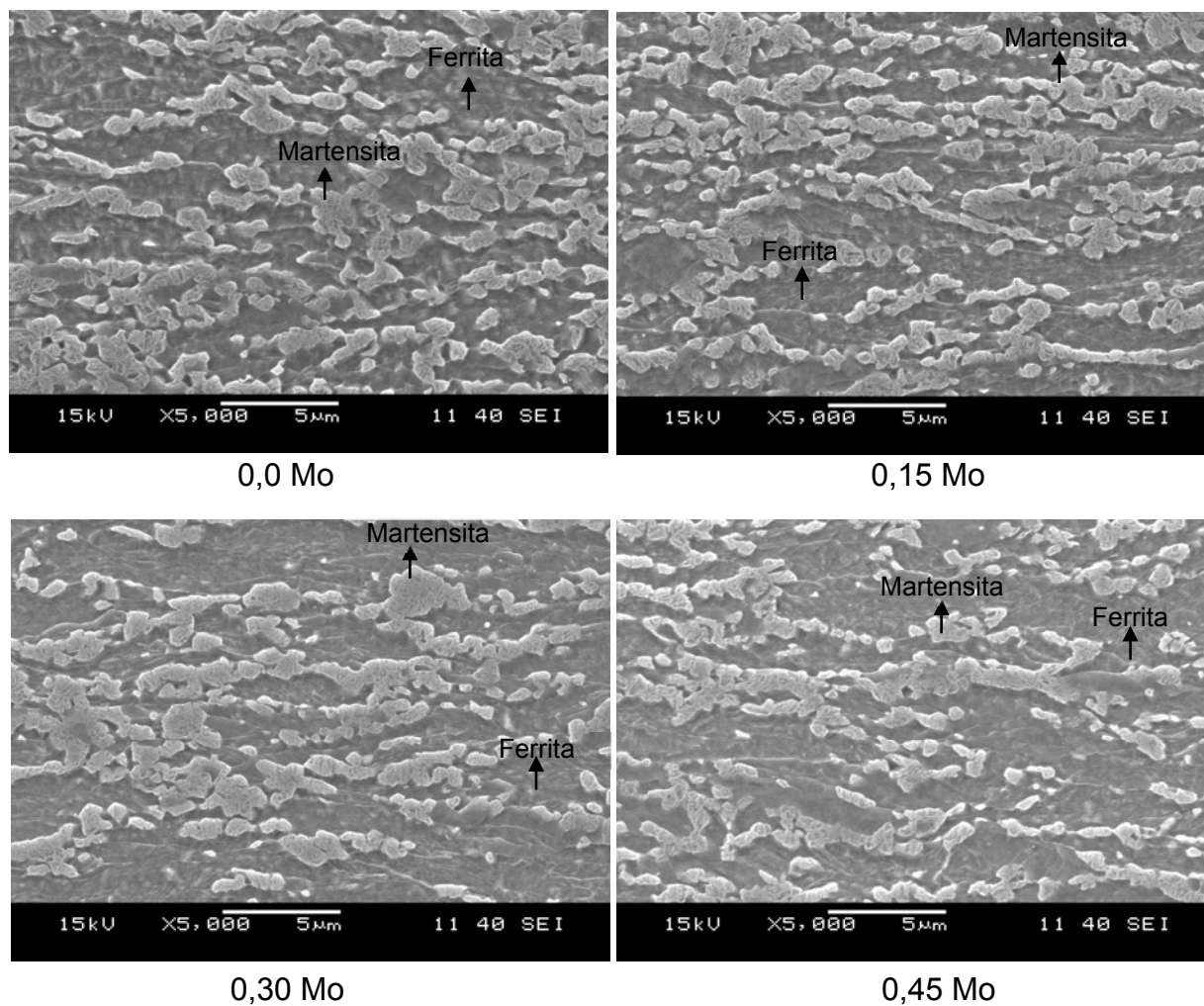
A amostra de 0,0Mo apresenta ferrita, martensita (austenita) e carbonetos não dissolvidos; com 0,15Mo há maior fração volumétrica de martensita (austenita). Porém, a adição de 0,30Mo e 0,45Mo apresentam redução da quantidade de martensita (austenita) e maior fração volumétrica de carbonetos não dissolvidos.

Ou seja, o Mo estabiliza os carbonetos fazendo que a nucleação da austenita ocorra atrasada, desta forma gerando refinamento da austenita e, conseqüentemente, da martensita [3].



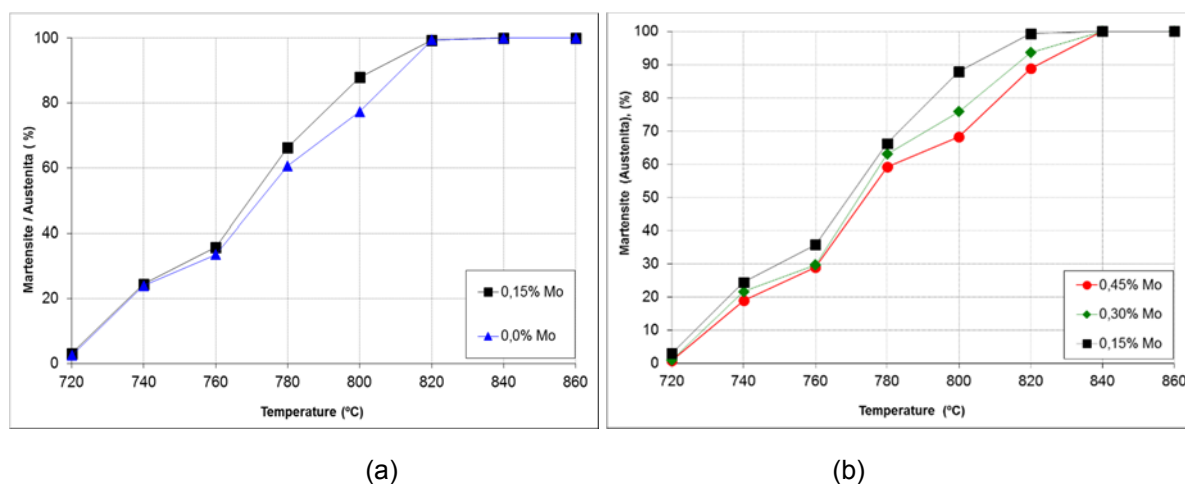
**Figura 4** – Microestrutura das amostras após 60 segundos a 740°C

A 760°C, após 60 segundos (Figura 5), praticamente não mais a presença de carbonetos não dissolvidos (análise via MEV) para em todas as amostras. Observa-se a evolução da nucleação e crescimento da austenita em função da adição de Mo, porém, continua com o mesmo efeito observado nas temperaturas anteriores, até 0,15Mo há aumento da fração volumétrica da austenita, já com 0,30 e 0,45 há redução da fração volumétrica



**Figura 5** – Microestrutura das amostras após 60 segundos a 760°C

O Mo até 0,15% aumenta concentração da fração volumétrica de austenita para as temperaturas de 720°C até 800°C; de 820°C até 860°C não há variação, pois tudo é austenita (Figura 6 - a). Entretanto, a partir de 0,15% de Mo há redução da concentração da fração volumétrica de austenita (Figura 6 - b).



**Figura 6** - Concentração da fração volumétrica de austenita em função da temperatura e da concentração de Mo

Avaliando-se a variação e austenita em função da temperatura para adições de 0,1% de Mo (Figura 7) observa-se a geração da austenita para adições até 0,15%Mo entre 720°C a 800°C, sendo a geração máxima em 800°C, após esta temperatura, a microestrutura é 100% martensita, ou seja, 100% austenita, por isso não há variação.

Para concentrações de 0,15% a 0,45% de Mo há redução da fração de volumétrica de austenita entre 720°C a 820°C há redução da concentração de austenita. A redução máxima ocorre em 800°C, e após 840°C a microestrutura é 100% martensita, ou seja, 100% austenita, por isso não há variação.

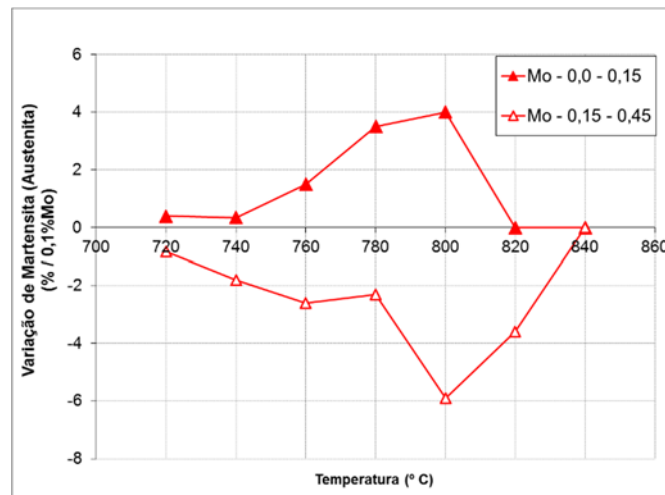


Figura 7 – Variação Austenita em função da Temperatura para adições de 0,1%Mo

Com o aumento da fração volumétrica da martensita, aumenta-se o limite de resistência para todas as amostras (Figura 8), porém, para uma mesma fração de volumétrica de martensita, quando aumenta-se concentração de Mo, aumenta-se o limite de resistência, mostrando que o limite de resistência não é apenas em função da fração volumétrica da martensita. Neste caso a influência foi no refinamento da martensita, ou seja, houve refinamento da austenita no campo bifásico.

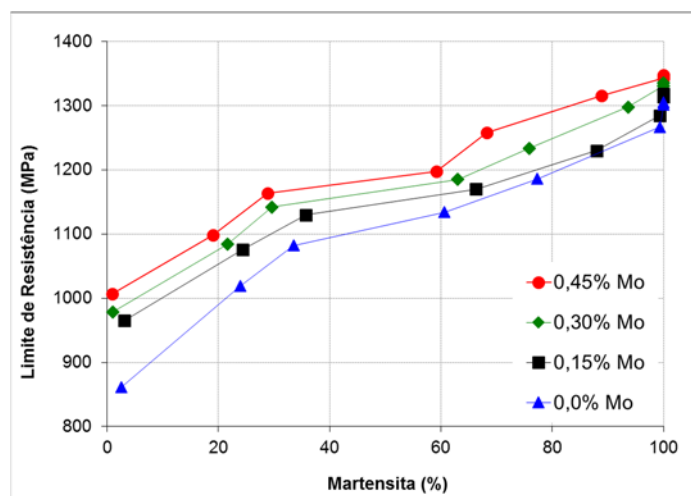


Figura 8 – Limite de resistência em função fração volumétrica da martensita (austenita)



## 4 CONCLUSÃO

As principais conclusões baseadas nos resultados deste trabalho foram:

O efeito do Mo na geração de austenita no campo bifásico (quantificado através da fração volumétrica de martensita) mostrou que há duas características em função da concentração de Mo. De 0,0%Mo até 0,15%Mo obtém-se mais austenita, sendo que há um aumento da taxa de geração de austenita em função da temperatura até 780°C, onde se gera 4% de austenita para cada 0,1% de Mo.

Porém, para as concentrações de 0,15% a 0,45%, o Mo reduz a quantidade de austenita no campo bifásico, apresentando pico da taxa de redução na temperatura de 800°C, com valores de – 5,9% de austenita para cada 0,1% de Mo.

Para as mesmas frações volumétricas de martensita, com concentrações diferentes de Mo, obtém-se maiores limite de resistência, ou seja, é evidente que não somente a fração volumétrica de martensita é responsável pelo limite de resistência. Neste caso o refinamento da austenita gerou o refinamento da martensita e, conseqüentemente, atuou no mecanismo de resistência do aço.

## REFERÊNCIAS

- 1 Ham, D. Effects and Applications of Mo in Alloy Steel. International Seminar on Applications of Mo in Steels, China 2010.
- 2 Mohrbacher, H. Principal effects of Mo in HSLA steels and cross effects with microalloying elements. International Seminar in Applications of Mo in Steels, China 2010.
- 3 Almeida, Lh.; Furtado, H; Lain L.E. Aços Ferríticos Cr-Mo. Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, 2002. Rio de Janeiro, Rede Aços, nov 2012.
- 4 Santos, Jg. Estudo do Fenômeno de Envelhecimento de Aços Bifásicos Galvanizados a Quente, 2012; Trabalho de Conclusão de Curso, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de Vila Velha – Espírito Santo.