

EFEITO DO MOLIBDÊNIO, BORO E NIÓBIO NA TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA NO RESFRIAMENTO CONTÍNUO*

Carvalho, Felipe Moreno¹
Braga, Ana Paola²
Nishikawa, Arthur Seiji³
Goldenstein, Hélio⁴

Resumo

Como parte de um projeto do desenvolvimento de um aço que apresente estrutura bainítica diretamente após o forjamento, este trabalho apresenta a influência da adição de molibdênio, boro e nióbio na cinética da transformação bainítica no resfriamento contínuo de um aço tradicional destinado ao forjamento (AISI 5120). Diagramas de resfriamento contínuo foram construídos utilizando dilatômetro para diferentes ligas. A adição de molibdênio atrasa a formação de ferrita e adicionado juntamente com boro, inibe completamente a formação da mesma. Apesar da adição de nióbio apresentar um efeito no tamanho de grão austenítico, não foi observada uma influência na cinética de decomposição da austenita. As amostras foram caracterizadas por metalografia e medição de dureza. A fração volumétrica de austenita foi medida por difração de raios X para todas as velocidades de resfriamento e foi observada uma relação entre velocidade de resfriamento, fração de austenita retida e microestrutura.

Palavras-chave: Diagramas de resfriamento contínuo; bainita; aços microligados

EFFECT OF MOLYBDENUM, BORON AND NIOBIUM ON CONTINUOUS COOLING BAINITIC TRANSFORMATION

Abstract

In this work, the influence of molybdenum, boron and niobium alloy additions on the kinetics of bainite transformation of a traditional forging steel (AISI 5120) is studied, as part of an ongoing research aiming to obtain fully bainitic microstructures after forging and continuous cooling. CCT diagrams were obtained, using dilatometry, for four different alloys. Molybdenum delays the ferrite transformation, and associated with boron additions completely inhibited the ferrite transformation even for the lowest cooling rate used in this work (0,1°C/s). Niobium shows an effect on austenitic grain size before and after austenitization, but did not influence the austenite transformation kinetics. The specimens were characterized by metallography and hardness. The austenite fraction was measured by X-ray diffraction for all cooling rates and it was characterized a complex relation between cooling rate, austenite fraction and microstructure.

Keywords: Continuous cooling transformation; bainite; microalloyed steel.

¹ Engenheiro, graduado, pesquisador, Laboratório de Processos Metalúrgicos, Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), Av. Prof. Almeida Prado, 532, São Paulo, Brazil.

² Engenheira, doutora, pesquisadora, Laboratório de Processos Metalúrgicos, Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), Av. Prof. Almeida Prado, 532, São Paulo, Brazil.

³ Engenheiro, graduado, pós graduando, Laboratório de transformação de fases, Escola politécnica da Universidade de São Paulo.

⁴ Engenheiro, Dr, professor titular, Laboratório de transformação de fases, Escola politécnica da Universidade de São Paulo.

1 INTRODUÇÃO

Com o passar do tempo, a indústria automotiva exige que os elementos estruturais forjados apresentem uma elevada tensão de escoamento e que esta melhoria esteja associada a uma manutenção da tenacidade. Além da exigência no aumento de propriedades mecânicas, é exigida também uma redução no custo de produção e como solução, é proposta uma família de aços bainíticos obtidos por resfriamento controlado sem a necessidade de aplicação de têmpera e revenimento após a conformação.

Diferentes propostas para alterações de processamento foram aplicadas com a finalidade de aumentar a tensão de escoamento juntamente com o aumento de tenacidade, as alternativas foram: processamentos termomecânicos (laminação termocontrolada, por exemplo), adição de elementos microligantes e tratamentos térmicos alternativos. Essas alterações em processamento foram aplicadas principalmente em aços ferríticos/perlíticos, endurecidos por precipitação e em aços temperados e revenidos.

Tradicionalmente, aços ferríticos/perlíticos não são expostos a tratamentos térmicos após o forjamento e apenas com o resfriamento as propriedades mecânicas são atingidas, porém quando comparado com aços que são temperados e revenidos, apresentam uma combinação de propriedades mecânicas (tensão de escoamento e tenacidade) inferiores. Desta forma, para obter uma melhoria nas propriedades mecânicas dos aços ferríticos/perlíticos sem a aplicação de tratamento térmico, elementos microligantes (V, Nb e Ti) podem ser adicionados. Esses elementos apresentam significativa influência no aumento da tensão de escoamento por precipitação e controle dos grãos austeníticos. Apesar da melhoria da combinação de tensão de escoamento e tenacidade nos aços quando são utilizados elementos microligantes, as propriedades não são comparáveis aos aços temperados e revenidos. As vantagens de aços ferríticos/perlíticos comparados com aços temperados e revenidos se concentram na dispensabilidade da aplicação de tratamentos térmicos após a conformação mecânica.

Apesar das melhorias nas propriedades mecânicas, os aços ferríticos perlíticos apresentam valores inferiores de tensão de escoamento e tenacidade quando comparados com aços temperados e revenidos [1]. Desta forma, com a finalidade de melhoria de tenacidade sem o decréscimo da tensão de escoamento, os aços bainíticos podem ser aplicados em dispositivos estruturais [2,3,4].

Diversos trabalhos [1,3,4] apresentam as propriedades mecânicas de aços bainíticos comparando com aços martensíticos temperados e revenidos. Esses trabalhos apresentam diferentes morfologias de bainita que podem ser obtidas por resfriamento contínuo. As propriedades mecânicas de aços bainíticos obtidos após o resfriamento contínuo podem ser similares e/ou superiores em relação aos aços martensíticos temperados e revenidos. A morfologia da bainita que apresenta propriedades similares em relação à martensita revenida é chamada de bainita de elevada tenacidade (HDB - *high ductile bainite*) e consiste principalmente de bainita isenta de carbonetos entremeadas de filmes finos de austenita estabilizada [1,5].

As propriedades mecânicas atribuídas aos aços bainíticos são geralmente alcançadas principalmente quando a bainita é obtida na estrutura de maneira homogênea. Em casos de aços resfriados de maneira contínua é sabido que é possível a obtenção de estruturas em resfriamento contínuo evitando a formação de martensita ou ferrita em casos de aços bainíticos. Dependendo da dimensão e geometria, a taxa de resfriamento de peças forjadas a quente é heterogênea quando comparamos o núcleo e superfície. Devido à heterogeneidade das velocidades de

resfriamento, podemos induzir a formação de diferentes microconstituintes decorrentes da decomposição da austenita. Nestes casos, no núcleo (por resfriar de maneira mais lenta), podemos induzir a formação de subprodutos como ferrita e perlita, já na superfície (por resfriar de maneira mais acelerada), podemos induzir a formação de martensita. Desta forma, para a obtenção de uma estrutura bainítica homogênea (núcleo e superfície), a transformação bainítica deve acontecer quando o material é exposto a velocidades lentas e rápidas de resfriamento.

Para induzir a decomposição da austenita em bainita (mesmo para velocidades lentas de resfriamento), molibdênio e boro podem ser adicionados para atrasar as transformações para ferrita e perlita, expondo o campo bainítico no diagrama CCT (diagrama de resfriamento contínuo) para um maior intervalo de velocidades de resfriamento.

No sistema Fe-C-Mo, o Molibdênio é um elemento substitucional que reduz a energia livre e mobilidade dos átomos (principalmente carbono) na estrutura e atrasa principalmente as transformações de fase que são principalmente controladas por difusão [6]. Também é possível encontrar outras explicações na literatura: o molibdênio estabiliza (por termodinâmica) a austenita, induzindo assim a sua decomposição em temperaturas mais baixas (transformação bainítica e martensítica)[7].

Boro é um elemento que é adicionado como microadições no aço. Em aços, as adições de boro não excedem 35ppm e com este teor o Boro é capaz de aumentar a temperabilidade devido a dois principais fatores:1) o raio atômico do Boro é relativamente pequeno quando comparado com outros elementos substitucionais e possui mobilidade na estrutura cristalina similar aos intersticiais. Quando adicionado, assim como outros elementos substitucionais, cria uma tensão na rede cristalina que reduz a mobilidade dos outros elementos, aumentando assim a cinética de transformação de microconstituintes de origem exclusivamente difusionais;2) outro efeito do boro é explicado pela sua característica em segregar para os contornos de grão austenítico diminuindo assim a energia livre para nuclear ferrita alotriomórfica (ferrita nucleada no contorno de grão austenítico)[8].

Quando adicionados de maneira conjunta (molibdênio e boro), assim como descrito na literatura, apresenta um efeito sinérgico: aumentam a temperabilidade de maneira mais intensa em comparação quando adicionados de maneira isolada [9].

O nióbio é um elemento que é adicionado sem a intenção de alterar a temperabilidade dos aços. Tradicionalmente, o nióbio é um elemento microligante que quando adicionado ao aço controla o crescimento de grão e aumentam a tensão de escoamento sem decréscimo da tenacidade pelo mecanismo de refino de grão e precipitação. Por outro lado, é relatado na literatura que quando o nióbio é adicionado ao aço juntamente com boro, é observado um efeito sinérgico em aumentar a temperabilidade do mesmo [10].

Deste modo, para mensurar o efeito de tais elementos no intervalo de velocidades de resfriamento que induzem a decomposição da austenita predominantemente para bainita no resfriamento contínuo, diagramas de resfriamento contínuo (CCT) foram construídos. As adições de molibdênio, boro e nióbio foram realizadas em uma liga tradicional destinada ao forjamento, AISI 5120. O teor de silício da liga base foi alterado para 1,1% para evitar a precipitação de cementita.

2 DESENVOLVIMENTO

A composição química dos aços utilizados no trabalho são apresentados na Tabela 1. Os aços foram fundidos em um forno de indução sob vácuo e os lingotes

foram laminados em 5 passes até atingirem uma espessura de 8 mm. A temperatura de laminação foi de 1200°C e foram resfriados em ar calmo. As amostras destinadas ao ensaio de dilatométrica foram usinadas a partir do material laminado. Os ensaios de dilatométrica foram realizados no dilatômetro Bähr DIL 805 A/D instalado no Laboratório de Transformação de Fases (POLI/USP). Termopares foram soldados na superfície das amostras para o monitoramento dinâmico da temperatura do corpo de prova durante o ensaio. Os ciclos térmicos foram realizados sob atmosfera controlada sob vácuo de 8×10^{-4} mbar. O aquecimento foi realizado por indução magnética e o resfriamento pela aspersão de gás hélio diretamente na superfície dos corpos de prova quando necessário.

Tabela 1– Composição química das ligas utilizadas neste trabalho.

Liga	Composição (% em massa)							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	B	Nb
5120mod.	0,18	1,09	1,92	1,49	-	-	-	-
5120mod.+Mo	0,21	1,12	1,86	1,45	X	-	-	-
5120mod.+Mo+B	0,20	1,10	1,87	1,46	X	Y	Z	-
5120mod.+Mo+B+Nb	0,21	1,06	1,88	1,48	X	Y	Z	W

Os corpos de prova foram austenitizados a 1260°C. A temperatura de austenitização foi escolhida de modo a simular as temperaturas de reaquecimento convencionais utilizadas pela indústria de forjamento e para garantir que, na liga que contém nióbio, apresentasse uma maior fração maior de nióbio em solução antes do resfriamento. A taxa de reaquecimento foi de 10°C/s até o corpo de prova atingir a temperatura de encharque (1260°C). O resfriamento foi imposto por meio de taxas de resfriamento constantes (resfriamento linear) de 0,1;0,178;3,16;5,62;10;100°C/s para a construção dos diagramas de resfriamento contínuo (CCT). Todos os parâmetros utilizados nos ensaios de dilatométrica são apresentados abaixo na Tabela 2.

Tabela 2 – Parâmetros do ensaio de dilatométrica.

Velocidade de aquecimento (°C/s)	Temperatura de reaquecimento (°C)	Tempo de encharque (min)	Velocidades de resfriamento (°C/s)
10	1260	5	0,1;0,178;3,16;5,6;10;100

Tanto no aquecimento e resfriamento, a temperatura do início e término das transformações foram obtidas pela técnica da derivada apresentada na Figura 1.

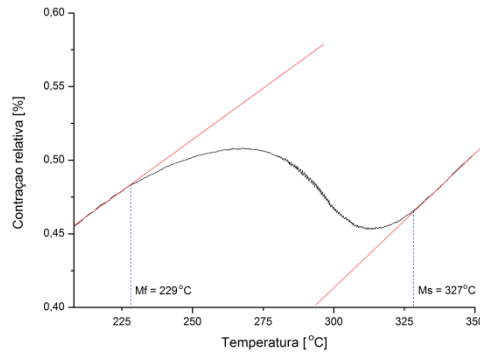


Figura 1 – Determinação dos pontos de inflexão da curva de dilatação em função da temperatura.

Após a aplicação dos diferentes ciclos térmicos, as amostras foram cortadas na seção transversal, embutidas e preparadas para análise microestrutural por microscopia (óptica e eletrônica) e difração de raios X.

3 RESULTADOS

A determinação experimental da temperatura M_s foi comparada com equações empíricas apresentadas na Figura 2[15-18].

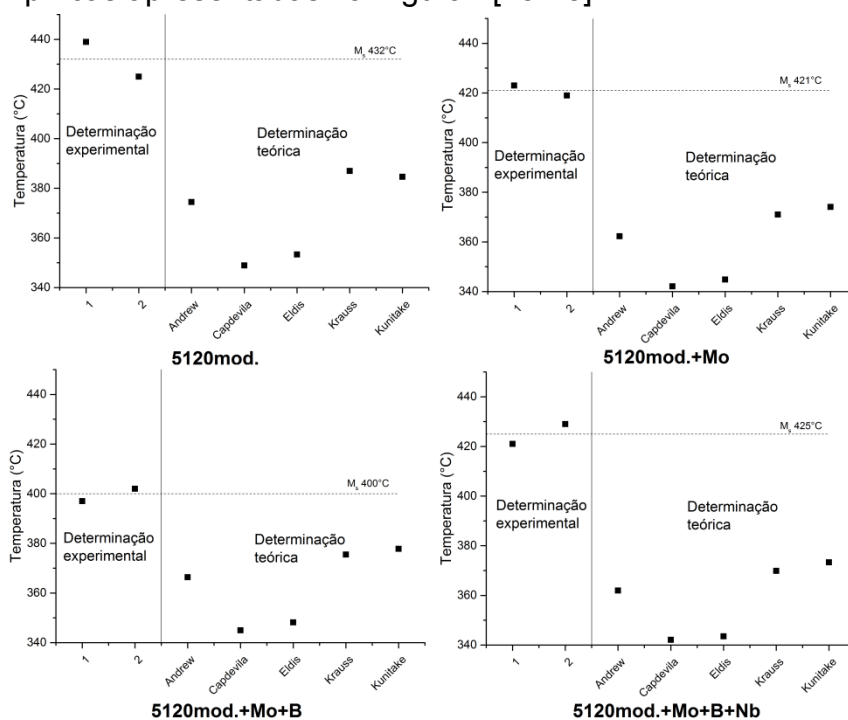


Figura 2 – Determinação experimental e teórica (por meio de equações empíricas) da temperatura de início da transformação martensítica (MS). A determinação experimental da temperatura MS foi obtida com as amostras resfriadas a 100°C/s.

Com a finalidade de avaliar o efeito do ciclo de austenitização (velocidade de aquecimento, tempo e temperatura de austenitização) no tamanho de grão austenítico, o tamanho de grão austenítico foi medido nas amostras resfriadas de maneira mais acelerada (100°C/s) para que evitasse ao máximo o crescimento de grão da amostra durante o resfriamento. Os contornos de grão austenítico foram revelados utilizando uma mistura de ácido pícrico e tensoativo a 60°C. O tamanho de grão austenítico médio foi analisado pelo diâmetro médio equivalente (μm). As

micrografias revelando os grãos austeníticos são apresentadas na Figura 3e os valores de diâmetro médio equivalente são apresentados na Figura 4.

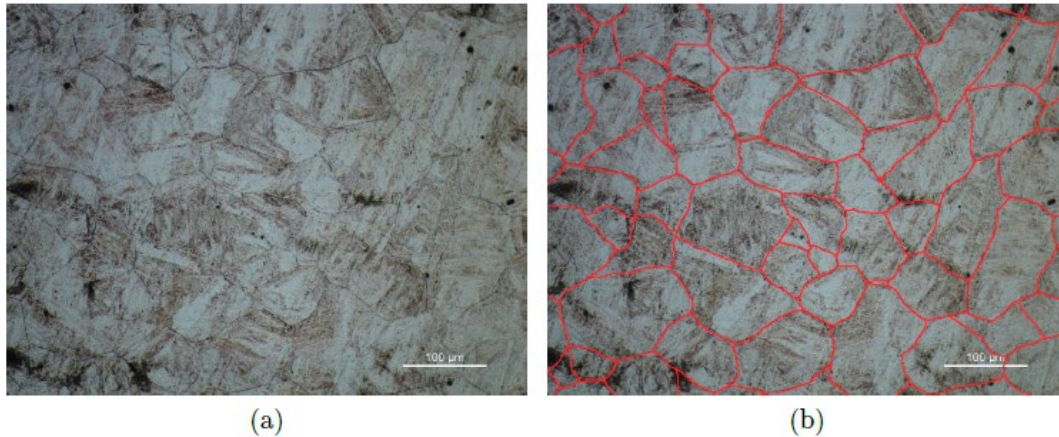


Figura 3 – Contornos de grão austenítico revelados (a) e destacados (b).

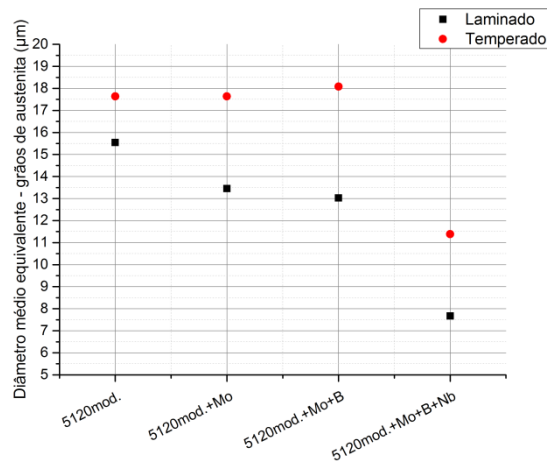


Figura 4 – Diâmetro médio equivalente dos grãos austeníticos.

As micrografias das amostras que foram submetidas à menor velocidade de resfriamento (0.1°C/s) são apresentadas na Figura 5. Nesta velocidade de resfriamento, a influência do molibdênio adicionado juntamente com boro apresentaram um efeito sinérgico em evitar a formação de ferrita alotriomórfica apesar da velocidade relativamente lenta de resfriamento. A matriz de ambas amostras é composta por bainita e a diferença em ambas é a ausência de ferrita alotriomórfica na liga 5120mod.+Mo+B+Nb e maior homogeneidade microestrutural.

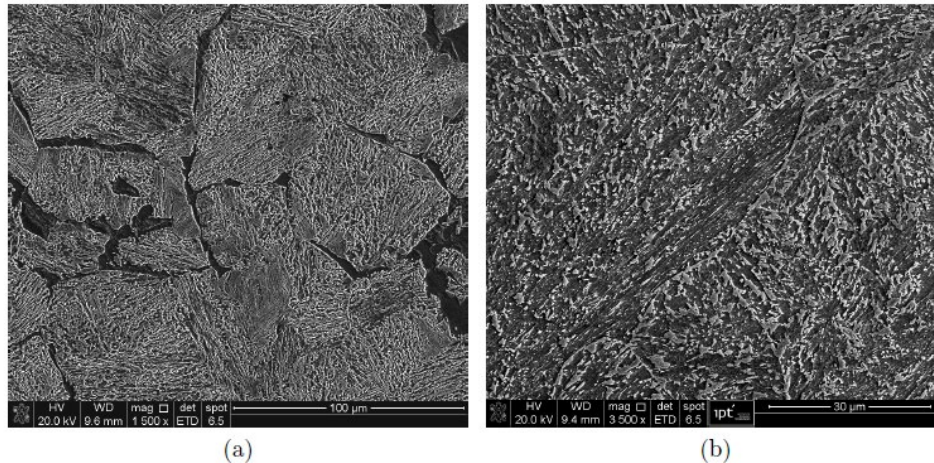


Figura 5 – Microestrutura das amostras resfriadas a $0,1^{\circ}\text{C/s}$: (a) 5120mod. (b)5120mod.+Mo+B+Nb.

As amostras resfriadas no intervalo de 2 a $5,6^{\circ}\text{C/s}$ com adição de molibdênio apresenta uma microestrutura completamente bainítica, porém as amostras com adição de molibdênio e boro aumentaram o intervalo de velocidades de resfriamento necessária para obtenção de uma microestrutura bainítica para ($0,1$ a $5,6^{\circ}\text{C/s}$).

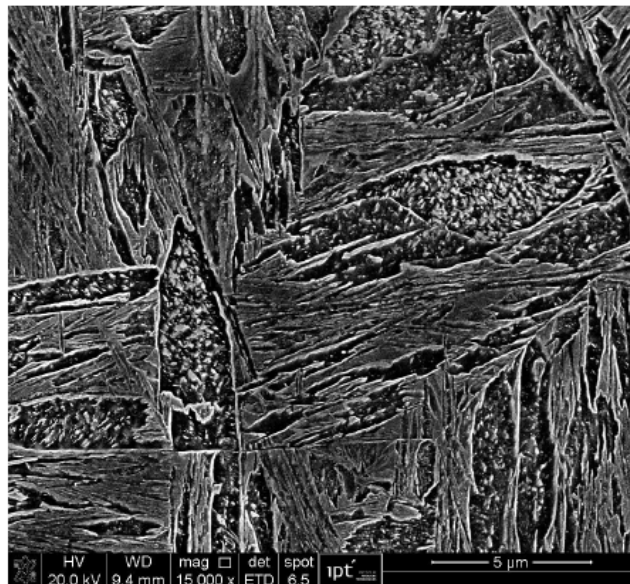


Figura 6 – Microestrutura da amostra 5120mod.+Mo+B resfriada a $5,6^{\circ}\text{C/s}$. Na figura é possível observar a presença de carbonetos refinados no interior das agulhas de bainita.

O efeito dos elementos de liga na cinética de decomposição da austenita é apresentado na Figura 7.

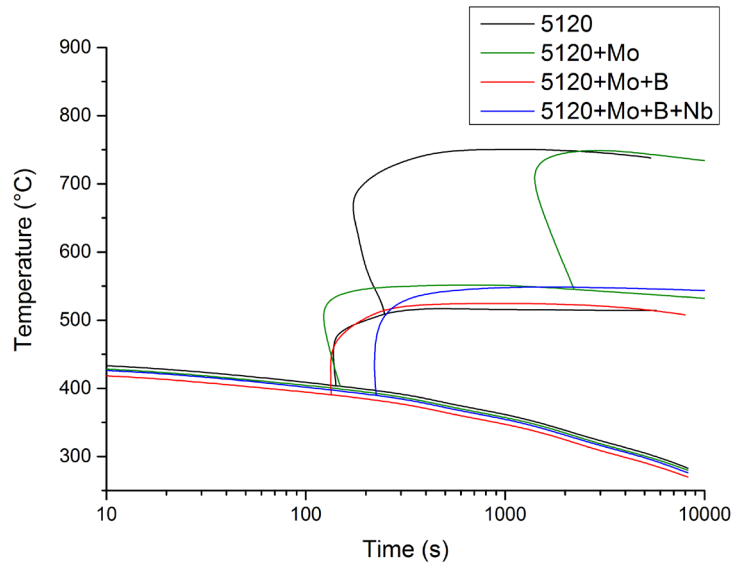


Figura 7–Diagramas de resfriamento contínuo sobrepostos. Nesta figura é possível observar a influência dos elementos de liga (Mo, B e Nb) na cinética de decomposição da austenita no resfriamento contínuo.

Foi medida a dureza de todas as amostras ensaiadas neste trabalho para que assim fosse possível estabelecer uma relação entre velocidade de resfriamento e dureza das diferentes ligas. Para medição, foi utilizada a escala Vickers sob carga de 1kg e os resultados são apresentados na Figura 8.

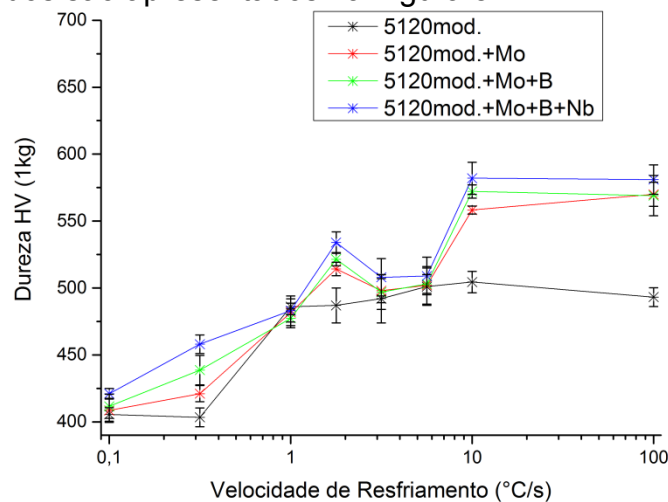


Figura 8 – Dureza das amostras. Influência dos elementos de liga e velocidade de resfriamento na dureza dos corpos de prova.

Para avaliar o efeito da velocidade de resfriamento na fração de austenita, foi realizada a quantificação da austenita retida nas amostras por difração de raios X em cada amostra da liga 5120mod.+Mo e os difratogramas são apresentados na Figura 9.

Foram realizadas análise por meio da técnica de Rietveld nos difratogramas, tornando assim possível quantificar a fração de austenita retida de cada amostra bem como o parâmetro de rede da mesma. Utilizando a equação proposta por Dyson e Holmes (equação descrita abaixo) foi possível quantificar o teor de carbono dissolvido na austenita remanescente a partir do parâmetro de rede da mesma.

$$a_{\gamma} = 3,555 + 0,044 \times [\%C]$$

Onde a_γ é a medida do parâmetro de rede da austenita, %C é o teor de carbono presente na austenita. O parâmetro de rede da austenita isenta de carbonetos é 3,555Å.

A medição da fração de austenita, parâmetro de rede e teor de carbono na austenita é apresentada na Figura 9.

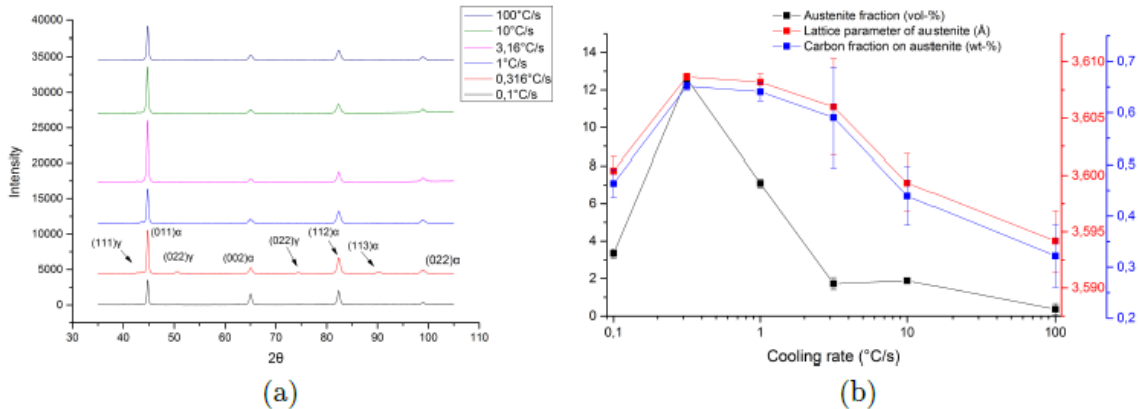


Figura 9 – Resultado dos ensaios de difração de raios X: (a) difratogramas para as diferentes velocidades de resfriamento; (b) relação entre velocidade de resfriamento, fração de austenita e teor de carbono na austenita.

4 DISCUSSÃO

4.1 Relações entre a determinação experimental e teórica da temperatura M_s

A determinação da temperatura de início da transformação martensítica (M_s) é apresentada na Figura 2. A diferença entre os valores calculados e obtidos de maneira experimental pode ser relacionada ao fato que as equações teóricas foram criadas para um intervalo específico de composições químicas que são ligeiramente diferentes da composição química base das ligas utilizadas neste trabalho.

4.2 Tamanho de grão austenítico

A distribuição do tamanho de grão austenítico foi medida utilizando o parâmetro “diâmetro médio equivalente” e os resultados são apresentados na Figura 4. O crescimento dos grãos austeníticos é um evento governado por difusão e por isto, quanto maior a temperatura, mais rápido acontece o crescimento dos grãos. O diâmetro médio equivalente dos grãos austeníticos das amostras laminadas é de 14 μm para as ligas sem adição de nióbio e para a liga com adição de nióbio é de 8 μm . Após a etapa de austenitização, o diâmetro médio equivalente dos grãos foi medido novamente e os grãos das ligas que não contém nióbio e da liga que contém nióbio cresceram para 18 e 11 μm respectivamente. Como esperado, foi observado crescimento dos grãos austeníticos após a etapa de austenitização, porém a liga que contém nióbio apresentou um crescimento de grão menos intenso. Quando o nióbio é utilizado como elemento microligante, carbonetos de nióbio precipitam nos contornos de grão austeníticos e atrasam o crescimento de grão [19].

O efeito do tamanho de grão austenítico na decomposição da austenita é bem conhecido, quanto menor o tamanho de grão, mais rápido acontece a transformação de fase devido ao aumento de área disponível para nucleação dos microconstituintes provenientes da decomposição da austenita. Apesar de ter sido observada uma diferença no tamanho de grão austenítico das amostras que contém e que não contém nióbio, o principal fator que influenciou a cinética de

decomposição da austenita neste trabalho foi a presença dos elementos de liga em solução (Mo e B).

4.3 Influências dos elementos de liga na decomposição da austenita

Foi observada a nucleação de ferrita alotriomorfa na liga base para um relativo largo intervalo de velocidades de resfriamento. Este intervalo foi reduzido significativamente quando foi adicionado molibdênio. É observado um efeito sinérgico quando o molibdênio é adicionado juntamente com boro o qual suprime a nucleação de ferrita alotriomorfa. Com exceção das amostras resfriadas a 5°C/s, foi observada a formação de uma matriz bainítica na maioria das amostras, assim como apresentado na Figura 5.

O efeito dos elementos de liga na cinética de decomposição da austenita é apresentado nos diagramas CCT na Figura 7. Como mencionado anteriormente, a adição de molibdênio atrasou a nucleação de ferrita alotriomorfa, porém a adição conjunta de molibdênio e boro suprimiu completamente a nucleação de ferrita mesmo para tempos mais longos de resfriamento (menor velocidade de resfriamento: 0,1°C/s). O efeito do nióbio foi observado na restrição do crescimento dos grãos austeníticos e não mostrou significativa influência no diagrama de resfriamento contínuo (CCT).

4.4 Dureza

Como esperado, a dureza de todas as amostras (Figura 8) aumenta diretamente com a velocidade de resfriamento. A liga base (5120mod.) apresentou menores valores de dureza comparado com outras amostras, provavelmente devido ao efeito do molibdênio em aumentar a temperabilidade e evitar a nucleação de ferrita no contorno de grão austenítico. Este efeito também é observado nas ligas com adição de boro e molibdênio.

A maior dureza observada foi na liga que contém nióbio. A presença do nióbio aumenta a dureza refinando a estrutura austenítica precipitando carbonetos refinados nos contornos de grão, diminuindo assim a mobilidade dos mesmos.

4.5 Difração de raios X

Os padrões de difração obtidos nas diferentes amostras da liga 5120mod.+Mo são apresentados na Figura 9(a). Os padrões de difração foram analisados pelo método de Rietveld para obter a fração de austenita e teor de carbono dissolvido na mesma. A relação entre velocidade de resfriamento, fração de austenita e teor de carbono na austenita é apresentada na Figura 9(b). A menor fração de austenita medida foi observada na amostra resfriada mais rapidamente (100°C/s). A fração de austenita aumenta até atingir um pico na amostra resfriada a 0,3°C/s e diminui até a amostra resfriada a 0,1°C/s. Possivelmente este comportamento é relacionado à precipitação de carbono na austenita remanescente. A fração de austenita é proporcional ao teor de carbono dissolvido na mesma, este fato pode estar relacionado ao efeito do carbono em estabilizar a austenita na temperatura ambiente em aços com teor de silício elevado.

Na velocidade de resfriamento mais lenta (0,1°C/s), a transformação bainítica acontece com a partição de carbono para a austenita residual. Apesar da quantidade de silício, a velocidade de resfriamento é lenta o suficiente para precipitar carbonetos (possivelmente cementita) na austenita residual durante a transformação bainítica. Como resultado da precipitação, o carbono na austenita diminui, a temperatura Ms aumenta e a austenita remanescente se decompõe em martensita. Nesta velocidade de resfriamento, a microestrutura é composta por bainita sem carbonetos e ilhas de M/A (mistura de martensita e austenita). As ilhas observadas

neste trabalho são compostas predominantemente por martensita devido à precipitação de carbonetos e redução da fração de carbono dissolvido na austenita que facilitam a transformação martensítica.

A $0,3^{\circ}\text{C/s}$, o carbono particiona da bainita para a austenita, e não há tempo suficiente para precipitar carbonetos. Como resultado a austenita é estabilizada e apresenta maior teor de carbono em relação à todas as outras velocidades de resfriamento apresentadas neste trabalho. A bainita obtida nesta velocidade de resfriamento é a bainita isenta de carbonetos, com a maioria do carbono particionado para a austenita.

Com a aplicação das velocidades de resfriamento mais aceleradas, a bainita se transforma em menores temperaturas e não há tempo suficiente para particionar carbono e estabilizar a austenita remanescente. Parte do carbono que não é particionado precipita na forma de carbonetos nanométricos no interior das agulhas de bainita, enquanto a austenita pobre de carbono transforma para martensita. Na Figura 9(b) é possível observar que o teor de carbono e a quantidade de austenita diminui para as velocidades de resfriamento mais aceleradas. A Figura 6 apresenta carbonetos precipitados no interior da bainita na velocidade de resfriamento mais acelerada (bainita inferior).

5 CONCLUSÃO

- 1) Os modelos matemáticos utilizados para prever algumas temperaturas críticas de transformação de fases (M_s) apresentaram certa correlação com a determinação experimental.
- 2) A partir dos diagramas de resfriamento contínuo obtidos, foi possível afirmar que:
 - a. A adição de molibdênio atrasa a transformação ferrítica;
 - b. Com a adição de boro e molibdênio, a transformação ferrítica foi suprimida mesmo para a menor velocidade de resfriamento utilizada neste trabalho ($0,1^{\circ}\text{C/s}$) e produziu uma microestrutura completamente bainítica para um amplo intervalo de velocidades de resfriamento;
 - c. O nióbio reduz o crescimento de grão austenítico, porém não exerceu influência significativa na cinética de decomposição da austenita.
- 3) Provavelmente devido ao teor de silício utilizado nas ligas, não foi observada por microscopia eletrônica a nucleação de cementita (Fe_3C) mesmo para as velocidades mais lentas de resfriamento. Para velocidades de resfriamento mais aceleradas, foi observada a nucleação de carbonetos nanométricos precipitados no interior das agulhas de bainita.
- 4) A utilização da técnica de difração de raios-X apresentou os seguintes resultados:
 - a. Uma relação entre fração de austenita, teor de carbono dissolvido na austenita e velocidade de resfriamento aplicada;
 - b. A redistribuição de carbono durante a transformação bainítica foi confirmada e foi detectado um pico da fração de austenita na amostra resfriada a $0,3^{\circ}\text{C/s}$;
 - c. Com a aplicação de velocidades de resfriamento inferiores a $0,3^{\circ}\text{C/s}$ houve tempo suficiente para precipitar carbonetos na austenita residual e a bainita formada foi uma bainita isenta de carbonetos.
 - d. Na velocidade mais acelerada de resfriamento, o carbono não foi particionado completamente para a austenita remanescente e induziu a

precipitação de carbonetos no interior das agulhas de bainita (formação de bainita inferior).

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer a Gerdau (aços especiais), o Instituto de Pesquisas Tecnológicas e o CNPq pelo apoio dado ao trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 KEUL, C. New bainitic steels for forging. Archives of Civil and Mechanical Engineering. 2012; 12(2):119–125.
- 2 C. Lemaitre, P. Dierickx, New development in long and forged products. Proceedings, AIST, 2016:29-36.
- 3 R. Honeycombe, H. K. D. H. Bhadeshia, Steels: Microstructure and Properties. Oxford: Elsevier, Cambridge; 2006.
- 4 H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels. IOM Communication Ltd, Cambridge; 2001.
- 5 M. Takahashi, H. K. D. H. Bhadeshia, Model for transition from upper to lower bainite. Materials Science and Technology. 1990; 6(7):592–603.
- 6 I. R. Kramer, S. Seigel, Factors for the calculation of Hardenability. Metals Tech. 1946:2740-2744.
- 7 W. Crafts, J. L. Lamont, Effect of some elements on hardenability. TransAIME. 1944:386-389.
- 8 X. M. Wang, X. L. He, Effect of boron addition on structure and properties of low carbon bainitic steels. ISIJ international. 2002:38–46.
- 9 F. Han, Effect of molybdenum and chromium on hardenability of low carbon boron-added steels. Metals and materials international. 2008: 667-671.
- 10 H. Tamehiro, Optimum microalloying of niobium and boron in HSLA steel for thermomechanical processing. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1987:120–129.
- 11 J. Barralis, G. Maeder, Estimating critical ranges in heat treatment of steels. Metal Progress. 1961:73–75.
- 12 H. P. Hougardy, Werkstoffkundestahl band 1: Grundlagen, VerlagStahleisen GmbH. 1984:229-233.
- 13 O. G. Kasatkin, Calculation models for determining the critical points of steel., Metal Science and Heat Treatment. 1984:27–31.
- 14 J. Trzaska, Calculation of critical temperatures by empirical formulae. Archives of Metallurgy and Materials. 2016:981–986.
- 15 K. W. Andrews, Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute. 1965:721–727.
- 16 J. Barralis, G. Maeder, Meltallurgie tome: Meltallurgie physique. Collection Scientifique ENSAM. 1982:270-277.
- 17 G. Krauss, Principles of Heat Treatment and Processing of Steels., ASM International. 1990:43–87.
- 18 T. Kunitake, Prediction of A_{c1} , A_{c3} and M_s temperatures by empirical formulas, Heat Treating. 2001:164–168.
- 19 J. R. Davis, Alloying, Understanding the Basics: High-Strength Low-Alloy Steels. ASM International. 2001: 357-362.