



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

**24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG**

*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress*

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

ASPECTOS METALÚRGICOS E MECÂNICOS DO FORJAMENTO DE AÇOS MICROLIGADOS BAINÍTICOS

Renan Silvano Krapf ⁽¹⁾

André Rosiak ⁽²⁾

Lirio Schaeffer ⁽³⁾

RESUMO

A demanda contínua da indústria pela redução de custos de fabricação tornou os aços microligados materiais importantes na engenharia automotiva. Esses aços podem ser endurecidos por resfriamento ao ar, resultando em uma boa combinação de propriedades mecânicas como resistência e tenacidade. A eliminação do tratamento térmico possibilita a redução de etapas de fabricação e a diminuição de custos. Recentemente, o interesse pelo forjamento a quente de aços microligados com microestrutura completamente bainítica têm crescido. O projeto da matéria prima e do processamento termomecânico são de especial importância nesse processo. Com o objetivo de ampliar a compreensão sobre estes aspectos, este estudo apresenta as principais especificidades do forjamento de aços microligados bainíticos.

Palavras-chave — Aço, Microligado, Bainítico, Forjamento.

⁽¹⁾ Engenheiro Metalúrgico, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽²⁾ Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽³⁾ Professor; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

METALLURGICAL AND MECHANICAL ASPECTS OF BAINITIC MICROALLOYED STEEL FORGING

ABSTRACT

The continuous demand of industry for reduced manufacturing costs has become the microalloyed steel an important materials for engineering process. These steels can be air-hardened, resulting in a good combination mechanical properties of strength and toughness. The heat treatment elimination makes possible to reduce manufacturing steps and reduce costs. Recently, the interest in hot forging of micro-alloyed steels with fully bainitic microstructure has been growing. The design of the raw material and of the thermomechanical processing are of special importance in this process. In order to increase the understanding of these aspects, this study presents the main specifics of forging of microalloyed bainitic steels.

Key words — Steel, Microalloyed, Bainitic, Forging.

1. INTRODUÇÃO

O ciclo termomecânico desenvolvido no forjamento a quente de ligas de aço processadas convencionalmente envolve as seguintes etapas: aquecimento da geratriz a aproximadamente 1200°C; estágios de conformação (com a última etapa sendo realizada ainda a cima de 1000°C); resfriamento; reaquecimento a temperaturas em torno de 850 e 900°C (austenitização); têmpera, geralmente em óleo; reaquecimento a temperaturas entre 500 e 650°C (revenido); desempenho para remover a distorção produzida pela têmpera; e, finalmente, novo reaquecimento para alívio de tensões [1].

A possibilidade de redução do número de etapas que constituem este ciclo, com a supressão dos tratamentos térmicos, tem impulsionado a aplicação de novas classes de aços no processo de forjamento.

Este é o caso dos aços microligados, que alcançam as propriedades desejadas durante o resfriamento controlado ao ar após o forjamento. O endurecimento do material se dá por precipitação de carbonitreto e elimina-se a necessidade da têmpera. Consequentemente, não há distorção significativa e as etapas de desempenho, revenido e alívio de tensões são dispensadas.

Um exemplo de aço microligado tipicamente forjado a quente é o DIN 38MnVS6 e outros podem ser encontrados no padrão ISO 11692 [2]. Após o processamento mecânico estes materiais apresentam microestrutura ferrítico-perlítica, resultando em níveis reduzidos de tenacidade (em comparação com aços temperados e revenidos). Esta é a razão para o forjamento a quente de microligados ter se concentrado na produção de peças de motor como virabrequim e bielas, em que os requisitos de resistência ao impacto não são particularmente críticos [3].

Os aços microligados ferrítico-perlíticos ainda possuem outra limitação: tradicionalmente não atingem limite de resistência superior a 1000 MPa após o processamento. Para se obter níveis de resistência superiores, é preciso que outra microestrutura seja gerada após a conformação a quente. Uma alternativa é o forjamento de aços bainíticos, que na última década ganhou importância significativa [4].

Por exemplo, em aplicações ferroviárias, os aços microligados com microestrutura perlítica são normalmente considerados como a melhor escolha para obter uma boa combinação de resistência, tenacidade e alta resistência ao desgaste. No entanto, pesquisas recentes sugerem que a resistência

ao desgaste pode ser notavelmente aprimorada através da microestrutura bainítica, que ainda melhora a resistência e a tenacidade do material [5-8].

Destarte, diante da relevância industrial dos aços microligados bainíticos, este estudo se propõe a apresentar os fundamentos teóricos do forjamento destes materiais. Para uma melhor compreensão das particularidades do processamento destes aços, primeiramente serão expostas as características da microestrutura bainítica.

2. BAINITA

A microestrutura bainítica foi identificada pela primeira vez por Davenport e Bain (1930) que relataram a descoberta de um "agregado acicular de corrosão escura" formado após retenção isotérmica entre as temperaturas de formação de perlita e martensita [9]. A microestrutura, então descoberta, nada mais é que uma mistura das fases ferrita e cementita em um arranjo diferente daquele encontrados na perlita. Posteriormente verificou-se que, dependendo da composição da liga e da temperatura de transformação, a disposição das fases pode variar, diferenciando-se daquele arranjo inicialmente identificado pelos pesquisadores americanos.

O termo bainita descreve uma variedade de diferentes microestruturas complexas que oferecem diversas combinações de resistência e tenacidade. A categorização clássica, proposta por Mehl (1939), divide os tipos de bainita em superior e inferior, de acordo com a temperatura de formação. Na primeira classe, formada a altas temperaturas, os carbonetos estão dispersos entre as ripas de ferrita bainítica. A difusão de carbono, facilitada pelas altas temperaturas, enriquece a austenita adjacente, favorecendo a precipitação inter-ripas. Assim, a ferrita bainítica fica livre de precipitados. Na bainita formada a baixas temperaturas, devido a difusão mais lenta, o carbono não tem tempo suficiente para escapar da ferrita para a austenita. Isso ocasiona a precipitação de carbonetos na ferrita bainítica supersaturada de carbono. Uma dispersão fina de carbonetos em forma de placa é então encontrada dentro das placas de ferrita (intre-ripas) [11].

Como mostra a Figura 1 [12], no microscópio óptico, a bainita inferior pode ser descrita como sendo semelhante em aparência às martensitas de alto carbono temperadas, enquanto a bainita superior se assemelha mais à martensita de baixo carbono [13].

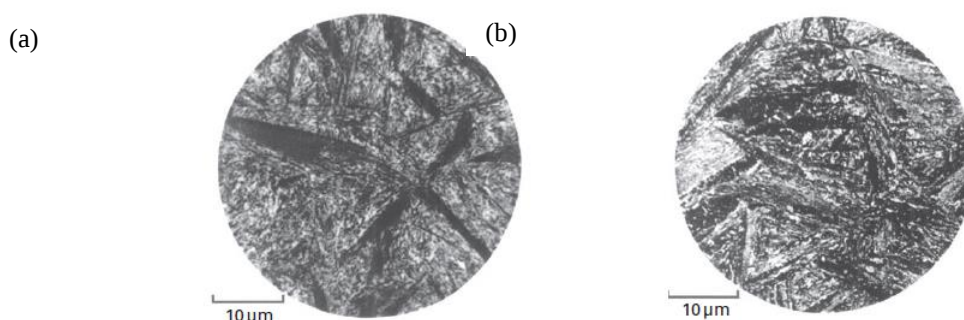


Figure 1: Microestruturas: (a) bainita superior; (b) bainita inferior [12].

Na literatura, outras classificações para a bainita têm sido propostas [14-18]. Mais recentemente, Zajac et al. (2005) propuseram uma terminologia unificada para bainita de baixo e alto teor de carbono. Nesta classificação, a bainita é dividida em três grupos principais dependendo da morfologia da ferrita e do tipo e distribuição das segundas fases:

- i. Bainita granular com ferrita irregular;
- ii. Bainita superior com ferrita em ripa e as segundas fases nos contornos das ripas;
- iii. Bainita inferior, tipo ripa ou placa, com cementita dentro das placas ou ripas de ferrita.

A bainita inferior (item iii) é dividida em dois grupos de acordo com a morfologia da ferrita bainítica. A ferrita em ripas é típica de aços baixo carbono, enquanto a ferrita em placas é típica de aços com níveis de carbono mais elevados [11]. A bainita superior que contém porções de martensita e austenita retida também é comumente chamada de bainita superior degenerada [18].

Dependendo das condições de resfriamento, a precipitação da cementita durante a transformação bainítica pode ser suprimida em aços de baixo carbono [15]. A microestrutura resultante consiste em ferrita bainítica e porções de martensita e austenita retida. A bainita formada, livre de carbonetos, pode manifestar-se em morfologias de bainita granular e bainita superior degenerada (bainita superior livre de carbonetos com ferrita em forma de ripa). A Figura 2 apresenta as características morfológicas dos tipos de bainita apresentados [11].

As estruturas bainíticas isentas de carboneto têm um potencial considerável para aplicação automotiva, pois atingem uma resistência à tração muito elevada, acima de 1300 MPa, mantendo uma ductilidade significativa [19].

Tipo	Bainita Granular	Bainita superior livre de carbonetos com ferrita em forma de ripa	Bainita inferior com ferrita em forma de ripa	Bainita inferior com ferrita em forma de placa
Descrição	Martensita e Austenita Retida Ferrita Bainítica	Martensita e Austenita Retida Ferrita Bainítica	Carbonetos Ferrita Bainítica	Ferrita Bainítica Carbonetos
Morfologia	Ferrita irregular e porções de martensita e austenita retida	Ferrita na forma de ripas com martensita e austenita retida nos limites das ripas	Ferrita em ripas com carbonetos intra-ripas	Ferrita em placas com carbonetos intra-placas

Figura 2: Classificação morfológica para aços bainíticos [11].

3. AÇOS MICROLIGADOS BAINÍTICOS

O diagrama de resfriamento contínuo (*Continuous Cooling Transformation - CCT*) é um método incrivelmente útil de representação das características de transformação e do papel dos elementos de liga na influência das microestruturas dos aços [20]. O uso dessa ferramenta pode fornecer uma previsão de como um aço microligado pode obter microestrutura bainítica após resfriamento ao ar. A Figura 3 mostra um diagrama CCT para um aço microligado bainítico projetado com diferentes curvas de resfriamento [21]. No que diz respeito à decomposição da austenita, esses diagramas podem ser divididos, pelo menos, em duas curvas C: uma representando as transformações em ferrita poligonal (ferrita alotriomórfica e/ou idiomórfica) e perlita; e a outra representando as reações em bainita e/ou ferrita acicular [22].

O projeto de um aço microligado bainítico envolve o ajuste da composição química e o controle dos tratamentos de austenitização e da taxa de resfriamento para prevenir a formação de outros microconstituintes. Para tanto, a taxa de resfriamento V_{c-min} deve ser mais rápida que V_F e V_P para evitar a formação de ferrita, perlita e ferrita e perlita. Além disso, mostra que V_{c-max} deve ser mais lenta que V_B para inibir a transformação da martensítica após a conformação a quente. Dessa forma, uma microestrutura formada fundamentalmente por bainita de baixo carbono pode ser formada e as propriedades mecânicas requeridas podem ser obtidas [21].

A posição de cada curva no diagrama depende principalmente dos tipos e quantidades de elementos de liga adicionados. Para obter a microestrutura bainítica na espessura máxima ou mínima após o resfriamento ao ar, o aço precisa conter elementos de liga que aumentem o tempo de incubação da transformação da ferrita pró-eutetóide (t_F) e pouco influenciem no período de incubação para transformação bainítica (t_B). Os elementos de liga presentes no material também devem aumentar fortemente o limite superior de temperatura da transformação bainítica (B_S) sem afetar

significativamente o limite superior de temperatura da transformação martensita (M_s). Ou seja, os elementos de liga são escolhidos para garantir um aumento nas relações de t_F/t_B e B_s/M_s .

Assim, boro, manganês, cromo e molibdênio são os principais elementos de liga para esse fim [21]. O Manganês reduz a temperatura de formação da bainita, favorecendo a obtenção de uma microestrutura fina. Cromo, Boro e Molibdênio aumentam a temperabilidade, inibindo a formação de ferrita e perlita [23]. A adição de molibdênio altera significativamente a temperatura de transformação perlítica, atrasando o início da formação de perlita [20,24].

A usinabilidade é uma característica muito importante dos aços microligados resfriados ao ar. As condições que governam a usinabilidade são determinadas quase exclusivamente pela composição química e não pelo processamento. Para garantir a usinabilidade o teor de carbono não deve exceder 0,2% [21]. O teor de enxofre em torno de 0,04-0,07% também garante um aumento na usinabilidade sem uma influência prejudicial na vida à fadiga [25].

Para manter a estrutura austenítica prévia refinada nióbio e titânio são adicionados, possibilitando a formação de pacotes de bainita menores após o resfriamento [23]. O vanádio também é importante para controlar o tamanho de grão da austenita. Em geral, para obter uma boa combinação de resistência e tenacidade, o aço microligado contém uma pequena adição de V entre 0,05% e 0,15% [26,27].

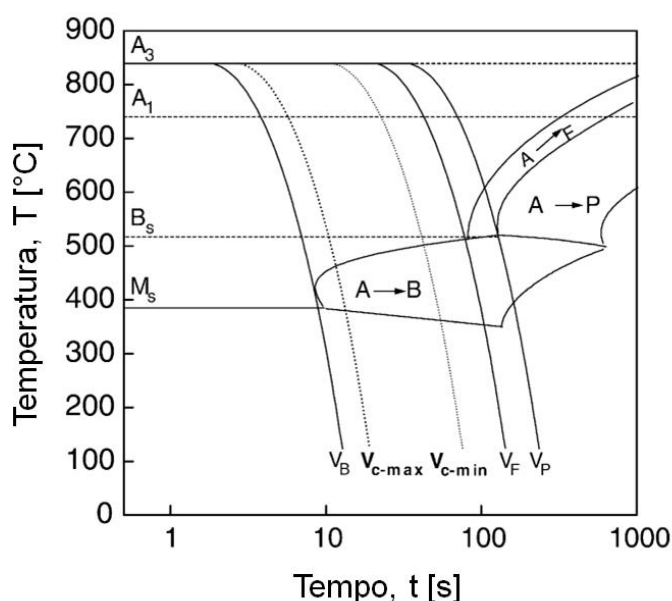


Figura 3: Diagrama CCT para um aço microligado bainítico [21].

O Silício inibe a formação de cementita durante a formação da bainita, o que é benéfico para as propriedades mecânicas. RICHTER et al. (1993) demonstraram que uma combinação de alta resistência e boa conformabilidade é alcançada pelo controle do nível de manganês e silício. Os autores relataram que um teor mais elevado de silício, entre 0,74% e 1,0%, permite a obtenção de microestruturas mais refinadas.

Esforços significativos têm sido dedicados recentemente para investigar aços microligados de médio carbono contendo sulfetos de cobre e manganês, a fim de induzir a formação de ferrita acicular para aprimorar a tenacidade [29-32]. Segundo ITO et al., a ferrita acicular é uma bainita nucleada intragranularmente. Enquanto a bainita nucleia em interfaces austenita/austenita em aços relativamente livres de inclusões não metálicas, a ferrita acicular nucleia intragranularmente em inclusões dentro de grandes grãos de austenita.

Dados experimentais relatados por HARRISON e FARRAR (1989) mostram que bainita convencional e ferrita acicular podem ser obtidas sob condições idênticas de transformação isotérmica no mesmo aço. No entanto, o refino da austenita prévia aumenta a formação de bainita, uma vez que

a maioria dos eventos de nucleação ocorre nas superfícies dos grãos de austenita. O crescimento subsequente inunda o interior dos grãos de austenita, impedindo a formação de ferrita acicular. Para grandes grãos de austenita prévia a densidade do número de sítios de nucleação intragranular (inclusões) é significativa o suficiente para formar ferrita acicular em preferência à bainita. Em contraste, alguns estudos demonstraram que em aços contendo inclusões apropriadas, a ferrita acicular pode ser obtida durante a decomposição isotérmica da austenita independentemente do tamanho de grão da austenita prévia [32].

4. PROPRIEDADES MECÂNICAS

A resistência da bainita é controlada especialmente pelo refinamento da microestrutura. Para alcançar uma estrutura refinada, é fundamental que a temperatura de transformação seja baixa. Isso justifica os teores que Carbono, Silício, Manganês, Cromo e Molibdênio, que reduzem a temperatura de formação da bainita [19].

A seleção adequada da composição química do material em combinação com o processamento ajustado tem potencial para produzir peças com propriedades aprimoradas. Assim, o forjamento dos aços bainíticos, além de permitir a eliminação dos tratamentos térmicos após as etapas de deformação, pode ser vantajoso em comparação aos aços tradicionalmente empregados no processo. A Tabela 1 [35] compara as propriedades dos aços bainíticos, temperados e revenidos e microligados ferrítico-perlíticos endurecidos por precipitação. Os altos valores de resistência tornam os aços bainíticos forjados aplicáveis, especialmente, na fabricação de componentes leves e carregados ciclicamente, como vigas do eixo dianteiro, virabrequins, braços de direção, mangas de eixo ou alavancas de direção.

Tabela 1: Propriedades dos aços para forjamento: bainíticos, microligados e temperados e revenidos [35].

Material	Resistência (> 1000 MPa)	Dureza	Tratamento térmico	Usinagem	Reprodutibilidade	Nitretação
Aços Microligados ferrítico-perlíticos						
Aços temperados e revenidos						
Aços Bainíticos						

	Alto
	Médio
	Baixo

Para garantir resistência análoga aquela dos aços temperados e revenidos, é indispensável que a peça possua uma microestrutura fundamentalmente bainítica ao final do processamento. Assim, para evitar a formação de outros microconstituintes, o material é resfriado continuamente a partir da temperatura final de forjamento, mantendo-se o maior intervalo de tempo possível para o resfriamento. A aplicação do resfriamento contínuo, em detrimento ao uso de longos tratamentos isotérmicos ou têmpera e revenimento convencionais, é capaz de reduzir significativamente o consumo de energia e, consequentemente, os custos de fabricação [36].

5. PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

O processamento termomecânico dos aços bainíticos compreende a austenitização do material, seguida das etapas de forjamento e resfriamento contínuo. Para que as propriedades mecânicas desejadas sejam obtidas, é fundamental que uma série de parâmetros sejam controlados durante todas as etapas de processamento. Estes parâmetros devem ser mantidos dentro de limites conhecidos como “janela de processamento”. O processamento do material dentro destes limites evita a formação de microestruturas indesejáveis relacionadas ao engrossamento do grão austenítico, recristalização incompleta e microestrutura heterogênea no componente forjado [37].

Durante a deformação a quente, a temperatura em combinação com a deformação e a velocidade de deformação afetam diretamente a recristalização [37]. Os efeitos combinados da deformação e da velocidade de deformação foram investigados por Yang et al. (2015). Segundo os autores, valores mais altos de velocidade de deformação podem ser aplicados, sem comprometer a homogeneidade da microestrutura recristalizada, se o grau de deformação é baixo. Por outro lado, o aumento da deformação restringe os valores de velocidade de deformação que podem ser aplicados sem que as propriedades do forjado sejam deterioradas. A combinação de valores elevados de deformação e velocidade de deformação pode resultar em recristalização incompleta do material e propriedades mecânicas pobres.

A temperatura de austenitização é outro parâmetro de extrema importância, pois controla o tamanho do grão da austenita prévia que, por sua vez, influencia significativamente as características da bainita formada. O aumento da temperatura resulta no engrossamento e crescimento anormal dos grãos de austenita [39]. Silveira et al. avaliou a influência da temperatura e tempo de austenitização no tamanho de grão da austenita prévia. Os resultados mostraram que uma temperatura de austenitização de 1200°C promoveu um crescimento anormal do grão, o que não foi identificado no aquecimento a 1100 e 1000°C.

Nos aços microligados, o crescimento do grão austenítico é suprimido em temperaturas mais baixas (1000-1100°C) devido a presença de carbonetos ou nitretos de microligas que ancoram os contornos de grão. Em temperaturas mais altas, alguns grãos começam a crescer anormalmente em detrimento dos grãos finos circundantes. Portanto, o tamanho médio do grão aumenta abruptamente [40].

O tamanho dos pacotes de bainita também aumenta com a temperatura de austenitização, embora de forma diferente do tamanho de grão da austenita [41]. O pacote bainítico torna-se menor à medida que a temperatura de austenitização diminui, até que atinge o mesmo tamanho do grão austenítico prévio. De fato, o tamanho do pacote bainítico não pode ser maior que o tamanho do grão da austenita [42]. Quando o tamanho do grão de austenita é relativamente grande, cada grão é transformado em vários pacotes bainíticos. Apesar de vários pacotes formarem-se no mesmo grão austenítico prévio, o tamanho destes pacotes ainda é significativamente maior que aquele obtido em temperaturas menores [43].

A importância do tamanho dos pacotes de bainita, como os destacados na Figura 4, reside na influência deste sobre a resistência do material. Os limites entre as ripas ou placas de ferrita dentro de um pacote de bainita restringem o movimento de discordâncias. Consequentemente, pacotes menores resultam em um número maior de barreiras ao deslocamento de discordâncias e maior endurecimento do material.

GARCIA et al. (2001) investigou a influência do tamanho de grão austenítico prévio nas transformações de um aço microligado médio carbono. Os autores demonstraram que as áreas de formação de ferrita e perlita (Figura 3) mudam para tempos mais altos à medida que o tamanho de grão de austenita prévia aumenta, devido à redução da área de contorno de grão da austenita.

Para tamanhos de grão de austenita prévia menores a área efetiva do contorno de grão aumenta significativamente. Os contornos de grão são sítios ótimos para a nucleação da ferrita bainítica e promovem a formação da bainita. Como resultado, o refino da austenita leva à ocorrência

de maiores quantidades de bainita e ao aparente refinamento dos produtos de transformação sob a mesma condição isotérmica [40].

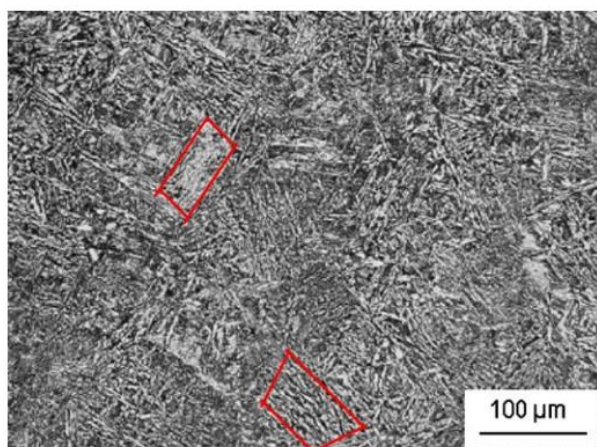


Figura 4: Pacotes bainíticos [43].

A tendência à formação de fases indesejadas durante o processamento também está relacionada ao tamanho do grão austenítico prévio. Silveira et al. (2020) demonstrou que a temperatura de austenitização afeta o tamanho do grão de austenita após o forjamento a quente, o que influencia as frações de outras fases obtidas no resfriamento contínuo. Segundo os autores, à medida que a temperatura de forjamento é reduzida a fração de austenita retida é menor, devido à formação de maiores quantidades de ferrita poligonal. No estudo, o forjamento a quente a 1000°C promoveu a formação de 30% de ferrita poligonal, resultando em uma heterogeneidade química na austenita remanescente, levando à formação de martensita nas regiões com menor teor de carbono e elementos de liga. Por outro lado, a formação de bainita granular e a fração de austenita retida são favorecidas na microestrutura austenítica mais grosseira obtida em altas temperaturas de forjamento a quente.

A deformação também influencia a cinética da transformação bainítica. A uma temperatura fixa, a temperatura inicial da bainita aumenta com o aumento da deformação. A reação da bainita é acompanhada por difusão de carbono e formação de carbonetos. Os defeitos cristalinos são produzidos por deformação, e a maioria das discordâncias introduzidas na austenita podem atuar como sítios de nucleação. A densidade de defeitos aumenta com o aumento da deformação. Isso promove a formação de carboneto durante a transformação da bainita e também estimula a nucleação da ferrita bainítica, o que requer a formação de áreas com concentração de carbono diminuída. Assim, a transformação da bainita é acelerada pela austenita deformada, e a temperatura da transformação bainítica (B_s) aumenta com o aumento da deformação [44].

O efeito da deformação na formação de bainita depende da temperatura de trabalho. Quanto maior a temperatura, mais rapidamente a densidade de defeitos diminui e, como resultado, o grau de aceleração da transformação da austenita em ferrita bainítica é reduzido. Logo, a influência da deformação na temperatura de formação da bainita diminui [45].

6. CONCLUSÕES

Este trabalho forneceu uma revisão aprofundada das principais informações técnicas relacionadas ao projeto e processamento de aços microligados bainíticos. Esta classe de aços tem potencial para se tornar uma escolha cada vez mais frequente no projeto de forjados, principalmente na indústria automotiva. Além de possibilitar a supressão dos tratamentos térmicos de têmpera e revenido e das adversidades e custos destas operações, estes materiais atingem propriedades que se

adequam a uma ampla gama de aplicações. Contudo, a obtenção da microestrutura final desejada depende de um equilíbrio entre a composição química e as condições de processamento.

REFERÊNCIAS

- [1] NAYLOR, D.J., Microalloyed Forging Steels, Materials Science Forum, Vol. 284-286, pg. 83-94, 1998.
- [2] ISO 11692:1994 Ferritic-pearlitic engineering steels for precipitation hardening from hot-working temperatures.
- [3] MATLOCK, D.K., KRAUSS G., SPEER J.G., Microstructures and properties of direct cooled microalloy forging steel. J Mater Process Technol 2001;117:324–8.
- [4] SOURMAIL, T., SMANIO, V., ZIEGLER, C., HEUER, V., KUNTZ, M., CABALLERO, F.G., GARCIA-MATEO, C., CORNIDE, J., ELVIRA, R., LEIRO, A., Novel Nanostructured Bainitic Steel Grades to Answer the Need for High-Performance Steel Components; European Commission: Brussels, Belgium, 2013.
- [5] LEE K.M., POLYCARPOU A.A., Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels Wear, 259, 2005.
- [6] KALOUSEK J., FEGREDO D.M., LAUFER E.E., The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructure of high hardness, Wear, 1985.
- [7] GARNHAM J.E., BEYNON J.H., Dry rolling–sliding wear of bainitic and pearlitic steel, Wear, 157, 1992.
- [8] VIAFARA C.C., CASTRO M.I., VELEZ J.M., TORO A., Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels, Wear, 259, 2005.
- [9] DAVENPORT E.S., BAIN E.C., Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. Trans. Met. Soc. AIME, 90:117–144, 1930.
- [10] MEHL R.F., Mechanism and rate of decomposition from austenite. In Hardenability of Alloy Steels, pages 1–65. ASM, 1939.
- [11] CABALLERO F.G., CAPDEVILA C., CHAO J., CORNIDE J., GARCIA-MATEO C., ROELOFS H., HASLER ST., MASTROGIACOMO G., The Microstructure of Continuously Cooled Tough Bainitic Steels, Spanish National Center for Metallurgical Research (CENIM-CSIC).
- [12] BAIN A.C., Functions of the Alloying Elements in Steel. American Society for Metals, 1939.
- [13] OBLAK J.M., HEHEMANN R.F., Structure and growth of Widmanstätten ferrite and bainite. In Transformations and hardenability in steels, pages 15–30. Climax Molybdenum, 1967.
- [14] OHMORI Y., OHTANI H., KUNITAKE T., Trans. Iron Steel Inst. Jpn. 11, 1971.
- [15] OHTANI H., OKAGUCHI S., FUJISHIRO Y., OHMORI Y., Metall. Trans. A 21A, 1990.
- [16] BRAMFITT B.L., SPEER J.G., Metall. Trans. A 21A, 1990.
- [17] KRAUSS G., THOMSON S.W., ISIJ Inter. 35, 1995.
- [18] ZAJAC S., KOMENDA J., MORRIS P., DIERICKX P., MATERA S., DIAZ F.P., Technical Steel Research, Report EUR 21245EN, 2005.
- [19] BUCHMAYR, B., Critical Assessment 22: bainitic forging steels, Materials Science and Technology, 2016.
- [20] GARCÍA C., CAPDEVILA C., CABALLERO F.G., SAN MARTÍN D., Effect of molybdenum on continuous cooling bainite transformation of low-carbon microalloyed steel, Journal of Materials Science, 2001.
- [21] WU H., LIU C., ZHAO Z., ZHAO Y., ZHU S., LIU Y., Bhole S., Design of air-cooled bainitic microalloyed steel for a heavy truck front axle beam, Materials and Design 27, 2006.
- [22] BHADESHIA H.K.D.H., Bainite in Steels, The Institute of Materials, 1992.
- [23] BUCHMAYR, B., Critical Assessment 22: bainitic forging steels, Materials Science and Technology, 2016.
- [24] HONEYCOMBE R.W.K., BHADESHIA H.K.D.H., Steels: Microstructures and Properties, 1995.
- [25] HERTOGE J.A.M., RAVENSHORST H., RICHTER K.E., SCHULER V., WOLFF J., Thyssen Edelstahl Technische Berichte, 1990.
- [26] TAKADA H., KOYASUY., Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels, 1996.
- [27] HUTCHISON B., Ironmak Steelmak, 28, 2001.
- [28] RICHTER J., GUETH A., KOETHE A., BACKMANN G., Steel Res, 64, 1993.
- [29] MADARIAGA I., ROMERO J.L., GUTIÉRREZ I., Metall. Trans. A 29^a, 1998.
- [30] GARCÍA C., CAPDEVILA C., CABALLERO F.G., Proceedings of the Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie TRATERMAT 98, Madrid, 1998.

- [31] MADARIAGA I., GUTIÉRREZ I., *Acta Mater.* 47 3 (1999) 951.
- [32] MADARIAGA I., GUTIÉRREZ I., GARCÍA C., CAPDEVILA C., *Scripta Mater.* 41, 1999.
- [33] ITO Y., NAKANASHI M., KOMIZO Y., *Met. Const.* 14, 1982.
- [34] HARRISON P. L., FARRAR R.A., *Int. Mater. Rev.*, 1989.
- [35] VAN SOEST H., KRULL H., *Bainidur und Thermodur 2322*, Bainitische Stähle der Deutschen Edelstahlwerke, 2021.
- [36] ASM. Handbook. Volume 14: Forming and Forging; ASM International: Materials Park, OH, USA, 1993; Volume 14, ISBN 0-87170-007-7
- [37] SILVEIRA A. C. F., BEVILAQUA W. L., DIAS V. W., CASTRO P. J., EPP J., ROCHA A. S., *Influence of Hot Forging Parameters on a Low Carbon Continuous Cooling Bainitic Steel Microstructure*, *Metals*, 2020.
- [38] YANG, Z.; ZHANG, F.; ZHENG, C.; ZHANG, M.; LV, B.; QU, L. Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel. *Mater. Des.*, 2015.
- [39] FERNÁNDEZ, J., ILLESCAS, S., GUILLEMANY, J.M., Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel. *Mater. Lett.* 2007, 61, 2389–2392.
- [40] LAN L.Y., QIU C.L., ZHAO D.W., GAO X.H., DU L.X., Effect of austenite grain size on isothermal bainite transformation in low carbon microalloyed steel, *Materials Science and Technology*, 2011.
- [41] YANG, Z., ZHANG, F., ZHENG, C., ZHANG, M., LV, B., QU, L., Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel. *Mater. Des.*, 2015.
- [42] BHADOSHIA H.K.D.H., *Bainite in Steels*, Institute of Materials, 2001.
- [43] RANCEL L., GÓMEZ M., MEDINA S.F., GUTIERREZ I., Measurement of bainite packet size and its influence on cleavage fracture in a medium carbon bainitic steel, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 530, 2011.
- [44] YI H., DU L., WANG G., LIU., Bainite Transformation Under Continuous Cooling of Nb-Microalloyed Low Carbon Steel, *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL.*, 2006.
- [45] SHIPWAY P.H.I., BHADOSHIA H.K.D.H., Mechanical Stabilization of Bainite [J]. *Materials Science and Technology*, 1995.