

# AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE OBTENÇÃO DE UM AÇO CARBONO FUNDIDO BAIXA LIGA COM ELEVADA RESISTÊNCIA MECÂNICA

Wendel de Carvalho Torres<sup>2</sup>

Denilson José do Carmo<sup>3</sup>

Wellington Lopes<sup>4</sup>

Elaine Carballo Siqueira Corrêa<sup>5</sup>

## Resumo

Avaliou-se o processo de fundição e de tratamento térmico para a obtenção de um aço fundido de elevada resistência mecânica. O aço foi elaborado em forno a indução e vazado em moldes de areia para obtenção de blocos “do tipo T” indicado pela norma ASTM A781-17. O tratamento térmico de austêmpera foi desenvolvido a partir de ensaios dilatométricos e diagrama TTT (Tempo Temperatura Transformação) elaborado por meio do software MUCG83. Foram realizados ciclos com duas temperaturas e quatro tempos. Para a caracterização microestrutural foram utilizadas microscopia óptica e eletrônica de varredura. Para a caracterização mecânica foram realizados ensaios de tração e de dureza. Em relação às propriedades, foi verificado que a proporção e as características da bainita influenciaram a dureza do material e que variáveis relacionadas ao processo de fundição influenciaram os resultados de resistência à tração e de alongamento.

**Palavras-chave:** Fundição; Austêmpera; Bainita.

## EVALUATION OF THE PROCESS OF OBTAINING A CAST CARBON ALLOY STEELS WITH HIGH MECHANICAL RESISTANCE.

### Abstract

The casting process and the heat treatment to obtain a high strength mechanical cast steel were evaluated. The steel was melted in an induction furnace and poured in sand molds to obtain "T-type" blocks indicated by ASTM A781-17. The austempering was developed from dilatometric tests and TTT (Time Temperature Transformation) diagram elaborated by the software MUCG83. Cycles with two temperatures and four times were performed. Microstructural characterization was performed using optical and scanning electron microscopy. For the mechanical characterization, tensile strength and hardness tests were used. Concerning the properties, it was verified that the proportion and characteristics of the bainite influenced the hardness of the material and that variables related to the casting process influenced the results of tensile strength and elongation.

**Keywords:** Casting; Austempering; Bainite.

<sup>1</sup> 18º Congresso ABIFA de Fundição – CONAF 2019.

<sup>2</sup> Mestrando em Engenharia de Materiais – Analista SENAI Itaúna CETEF Marcelino Corradi.

<sup>3</sup> Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas – Pesquisador SENAI Itaúna CETEF Marcelino Corradi.

<sup>4</sup> Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas – Professor CEFET/MG.

<sup>5</sup> Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas – Professora CEFET/MG.

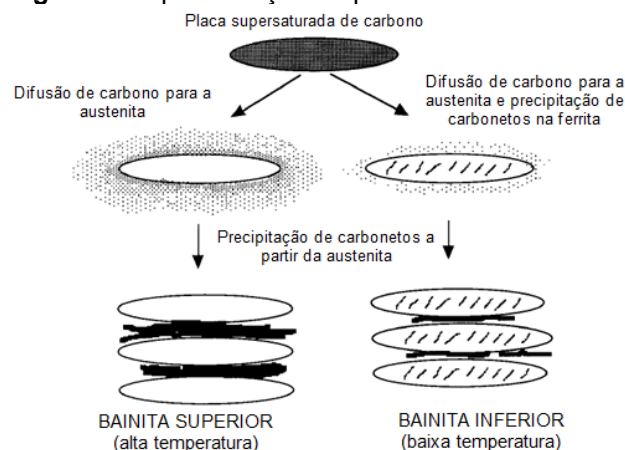
# 1 INTRODUÇÃO

No ramo de fundição a demanda de aços se caracteriza pela necessidade de peças para reposição com propriedades peculiares quanto à resistência mecânica. Normalmente são aplicadas em ambientes com variados índices de forças de impacto e níveis de desgaste abrasivo. Nos últimos anos diversos pesquisadores têm se envolvido com estudos relacionados à estrutura bainítica, nos quais se constatou ser possível produzir tal estrutura com limites de resistência acima de 2.000 MPa, elevada dureza e excelente tenacidade. Dentro deste contexto, o objetivo deste trabalho foi o desenvolvimento e a caracterização de uma liga de aço, fundida e isotermicamente tratada, com estrutura, a princípio, bainítica, podendo também apresentar martensita e austenita retida. Objetiva-se a obtenção de um aço fundido que possa alcançar elevada resistência à tração e dureza sem apresentar a fragilidade própria da estrutura martensítica, alvo mais comum dos aços fundidos tradicionais.

## 1.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Segundo Bhadeshia (2001), a bainita mais tradicional é uma microestrutura composta por uma mistura não lamelar de ferrita e carbonetos, que pode ser classificada em dois tipos principais: i) bainita superior; e ii) bainita inferior. A bainita superior é composta por ripas finas de ferrita que crescem de forma agrupada formando feixes. Cada ripa individual, também chamada de subunidade, é separada por cementita. Dentro de cada feixe, todas as ripas individuais tendem a estar em comum orientação cristalográfica. Essas ripas apresentam espessura em torno de 0,2  $\mu\text{m}$  e comprimento de aproximadamente 10  $\mu\text{m}$ . Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura de poucos nm e comprimento em torno de 500 nm. Devido à precipitação de carbonetos no interior das placas de ferrita, somente uma pequena quantidade de carbono passa por difusão para a austenita. Em outras palavras significa que menos partículas de cementita, e mais finas, precipitam-se entre as placas de ferrita bainítica, se comparada à bainita superior. Em consequência desse fenômeno, a bainita inferior tende a ser mais tenaz e resistente do que a bainita superior. Na figura 1 estão representados esquematicamente os mecanismos de formação da bainita superior e da bainita inferior.

**Figura 1.** Representação esquemática dos mecanismos de formação da bainita.



Fonte: Bhadeshia, 2001 (Adaptado).

Segundo Caballero *et al.* (2010), os aços bainíticos nanoestruturados, também conhecidos como *nanobain*, representam uma nova geração de aços com resistências e tenacidades excepcionalmente altas. Segundo os autores a microestrutura do *nanobain* não possui cementita devido a elementos de liga como o alumínio e o silício. A estrutura é formada por placas extremamente finas de ferrita bainítica com 20 a 40 nm de espessura e folhas finas de austenita enriquecida com carbono, o que a confere dureza em torno de 600 HV e resistência acima de 2.500MPa. O mais notável dessa microestrutura é ser composta em mais de 85% por placas de ferrita bainítica com teor de carbono 10 vezes superior ao que indica o equilíbrio. O resto é austenita em forma de lâminas bem finas com mais de um 1,5% de carbono. As lâminas de austenita intercaladas entre as subunidades de ferrita bainítica são muito estáveis térmica e mecanicamente devido à sua supersaturação em carbono. Devido à espessura da austenita ser de apenas alguns nm, a mesma se transforma pelo efeito TRIP – Plasticidade Induzida por Transformação de Fases (*Transformation Induced Plasticity*) em martensita.

Para Garcia-Mateo e Caballero (2014), a chave para se conseguir essa nanoestrutura de propriedades excepcionais é a baixa temperatura de transformação que pode chegar a 125°C. Na prática, essa condição requer longos tempos de tratamento térmico que propiciam a obtenção de estruturas uniformes e livres de tensões residuais ou processamento complexo. Mas, se um cenário comercial exigir tratamentos térmicos mais rápidos, a transformação pode ser acelerada por adições controladas de elementos de liga, tais como alumínio e cobalto em teores menores que 2%, pois estes promovem a mudança da energia livre durante a transformação da austenita em ferrita.

A escolha da composição química de referência para o trabalho, descrita na tabela 1, foi feita com base em um estudo elaborado por Huang *et al.* (2013), no qual foram investigadas 729 possíveis ligas e suas propriedades, para obtenção de bainita nanoestruturada livre de carbonetos.

**Tabela 1.** Composição química de referência da liga de aço elaborada no trabalho.

Elemento	Carbono	Silício	Manganês	Alumínio	Cromo	Molibdênio
% em peso	0,80	1,90	0,10	0,70	1,90	0,25

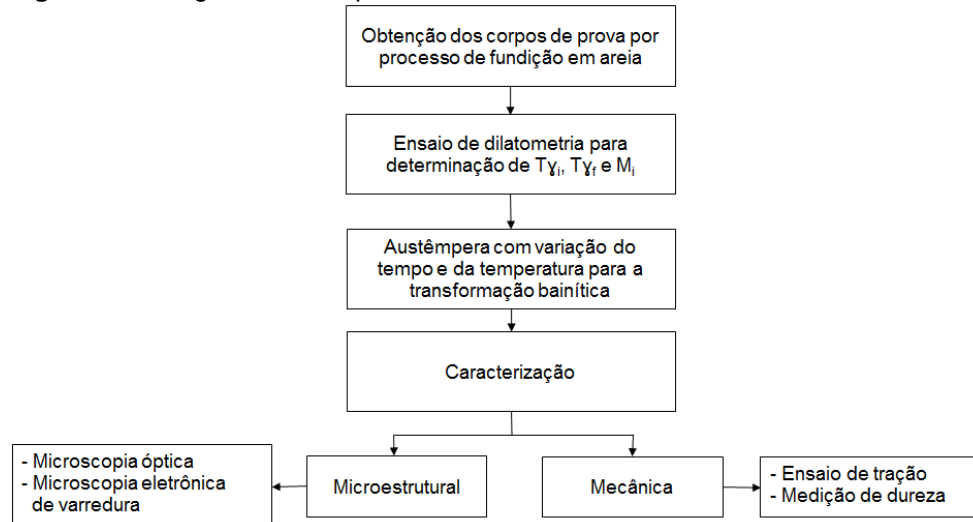
Fonte: Huang et al., 2013.

Segundo Huang *et al.* (2013), reduzir o teor de manganês tem um efeito muito maior na aceleração da reação de formação da bainita do que adicionar cobalto, o que pode promover reduções significativas dos custos de produção. O alumínio acelera a transformação da bainita quando os teores de carbono variam de 0,7 a 1,0% e inibe a formação de carbonetos. Carbono em maior concentração reduz a fração volumétrica máxima alcançável da ferrita bainítica, por outro lado teores mais baixos aumentam  $M_i$  (temperatura de início da transformação martensítica), o que conseqüentemente conduz à formação de bainita mais grosseira e perda de resistência mecânica. O teor elevado de silício visa à obtenção da bainita livre de carbonetos. Os teores de cromo e molibdênio objetivam compensar a diminuição da dureza devido ao teor reduzido de manganês.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Na figura 2 pode ser observado o fluxograma dos experimentos realizados.

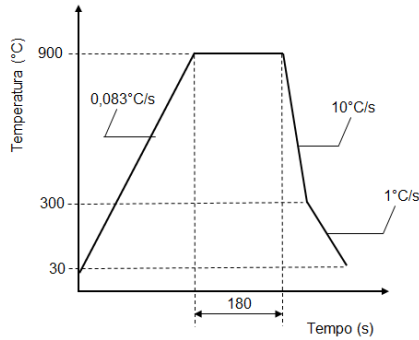
**Figura 2.** Fluxograma dos experimentos.



Fonte: Próprio autor.

Foram produzidos doze blocos do tipo “T”, ilustrado na figura 5 e descrito na norma ASTM A781–17, dos quais posteriormente foram obtidos 24 corpos de prova para ensaios de resistência a tração e dureza. Visando o preenchimento dos blocos ao mesmo tempo e com o aço na mesma temperatura utilizou-se um sistema de canais projetado para o experimento. Os moldes foram confeccionados em areia de fundição aglomerada com resina furânica. A fusão da liga foi realizada em um forno a indução de cadinho com capacidade para 50kg de aço. Com base em fusões preliminares, a faixa de temperatura para o vazamento do molde foi estipulada em 1580 a 1600°C. Para a desgaseificação do aço foi adicionado no fim da fusão cálcio silício com granulometria de 2 a 6 mm na proporção de 0,06% sobre a massa do aço. Após desmoldados e limpos, os blocos foram tratados termicamente para homogeneização da microestrutura. Optou-se pela temperatura de 1150°C e 24 horas de tratamento, o que segundo Pereira (2015), é suficiente para tornar a composição química do aço mais uniforme e melhorar suas propriedades mecânicas sem aumentar excessivamente o tamanho dos grãos. Os blocos foram então cortados de forma que dos seus eixos foram extraídos e pré-usinados, os corpos de prova para ensaios de resistência a tração e dureza. Foram também extraídos e usinados 4 corpos de prova para ensaios de dilatométrica, com vistas à determinação das temperaturas críticas de transformação da austenita ( $T_{\gamma_i}$  e  $T_{\gamma_f}$ ), da diferença entre ambas e da temperatura de início da transformação martensítica ( $M_i$ ). O dilatômetro utilizado no trabalho é o modelo AdamelLhomargy DT1000, controlado por computador e que permite estabelecer os ciclos térmicos de forma automática. Na figura 3 está evidenciado o ciclo aplicado durante o ensaio. Para fins de comparação com os resultados da dilatométrica foi construído, por meio do software MUCG83 desenvolvido por Peet e Bhadeshia (2010), o diagrama TTT (Tempo Temperatura Transformação) da liga. Esse software é utilizado para modelagem da termodinâmica e cinética de transformações de aços no estado sólido, e é capaz de calcular as temperaturas iniciais da formação da ferrita de Widmanstätten, da bainita e da martensita.

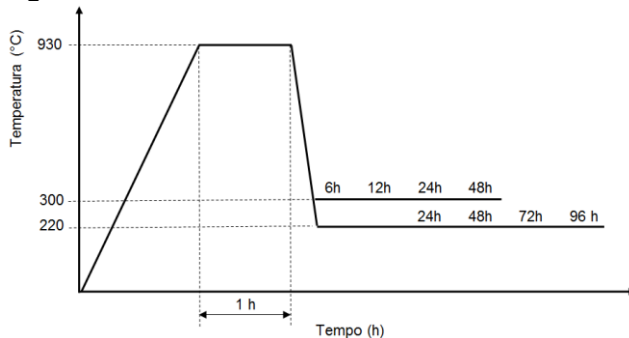
**Figura 3.** Ciclo térmico para o ensaio de dilatométrica.



Fonte: Próprio autor.

Para o tratamento de austêmpera os corpos de prova foram divididos em oito lotes com 3 unidades cada, de forma que 12 corpos de prova foram tratados a 220°C nos tempos de 24, 48, 72 e 96 horas e 12 a 300°C nos tempos de 6, 12, 24 e 48 horas. A temperatura adotada para a austenitização dos corpos de prova foi de 930°C. Na figura 4 constam os ciclos dos tratamentos térmicos de austêmpera.

**Figura 4.** Ciclos dos tratamentos térmicos de austêmpera.



Fonte: Próprio autor.

A caracterização microestrutural do material foi realizada por meio de microscopias óptica e eletrônica de varredura e a mecânica por meio de ensaios de tração e de dureza.

### 3 RESULTADOS

Durante a etapa de fusão percebeu-se que a partir da adição do alumínio forma-se uma película de óxidos sobre a superfície do aço que, ao ser retirada, forma-se novamente. Apesar da utilização de filtro cerâmico no sistema de canais, os blocos para obtenção dos corpos de prova apresentaram cavidades, apontadas na figura 5, provocadas por inclusão de escória.

**Figura 5.** Blocos apresentando cavidades provocadas por inclusão de escória.



Fonte: Próprio autor.

Na tabela 2 consta a composição química do aço fundido. Observa-se que o teor de manganês apresentou-se superior ao da composição química de referência, o que se explica por não se ter encontrado matéria prima com teor de manganês compatível.

**Tabela 2.** Composição química do aço fundido.

Elemento	Carbono	Silício	Manganês	Alumínio	Cromo	Molibdênio
% em peso	0,869	1,827	0,322	0,775	1,982	0,215

Fonte: Próprio autor.

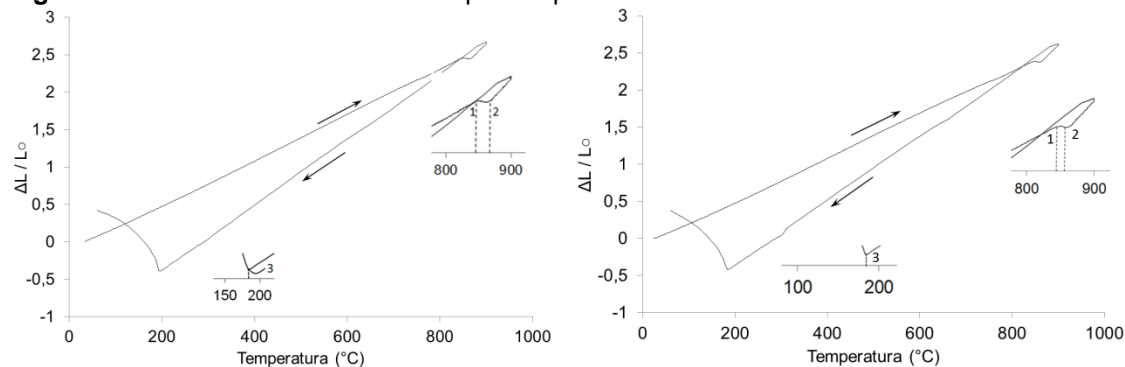
As temperaturas críticas de transformação  $T_{\gamma_i}$  e  $T_{\gamma_f}$ , a diferença entre ambas e as temperaturas de início da transformação martensítica obtidas nas curvas dilatométricas dos corpos de prova 1 e 2 são apresentadas na tabela 3. Na figura 6 constam as curvas dilatométricas.

**Tabela 3.** Temperaturas críticas de transformação da austenita e da martensita.

Corpo de prova	$T_{\gamma_i}$ (°C)	$T_{\gamma_f}$	$T_{\gamma_f}-T_{\gamma_i}$ (°C)	$M_i$ (°C)
Corpo de prova 1	853	867	14	194
Corpo de prova 2	853	861	8	180

Fonte: Próprio autor.

**Figura 6.** Curvas dilatométrica dos corpos de prova 1 e 2.

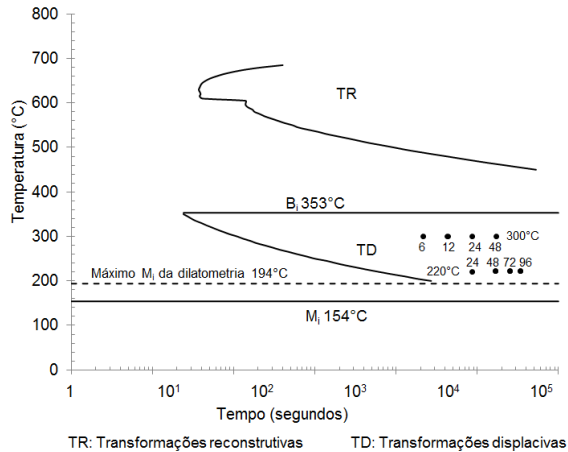


Fonte: Próprio autor.

Na figura 7 está evidenciado o diagrama TTT (Tempo Temperatura Transformação) da liga, construído por meio do *software* MUCG83. Observam-se os pontos referentes às temperaturas e tempos de tratamento dos corpos de prova, posicionados no campo de obtenção da bainita e a máxima temperatura de início de formação da martensita obtida nos ensaios de dilatométrica.

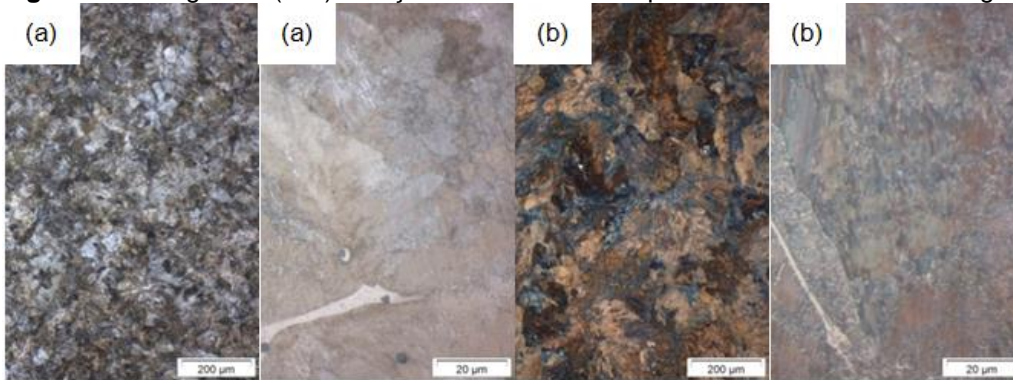
A estrutura bruta de fundição apresentou-se constituída de perlita, com carbonetos e inclusões de óxidos dispersas. Após o tratamento de homogeneização observou-se além da perlita, finos carbonetos em rede e inclusões de óxidos. As micrografias do aço antes e depois do tratamento de homogeneização são apresentadas na figura 8. Na figura 9 consta a imagem da estrutura homogeneizada e sem ataque químico, na qual se observa a presença de inclusões de óxidos no formato globular.

**Figura 7.** Curva TTT (Tempo Temperatura Transformação) do aço fundido.



Fonte: Próprio autor.

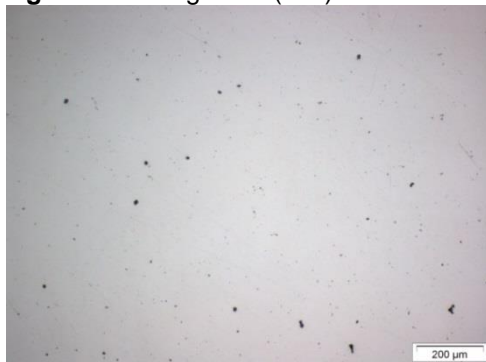
**Figura 8.** Micrografias (MO) do aço fundido antes e depois do tratamento de homogeneização.



Reativo: Nital 2%. (a) Estrutura bruta de fundição, (b) Estrutura homogeneizada.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 9.** Micrografias (MO) da estrutura homogeneizada e sem ataque químico.



Fonte: Próprio autor.

As informações obtidas sobre o tamanho do grão austenítico da liga segundo a norma ASTM E112-13 são apresentadas na tabela 4.

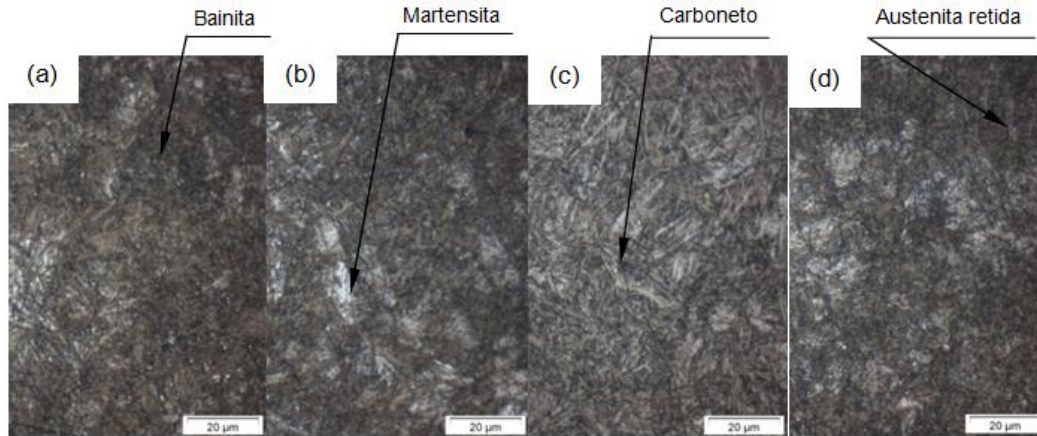
**Tabela 4.** Tamanho de grão da liga.

Tamanho do grão ASTM	Diâmetro médio do grão (µm)	Nº de grãos por mm <sup>2</sup>	Comprimento médio do intercepto (µm)	Limite inferior do tamanho do grão ASTM	Limite inferior do tamanho do grão ASTM	Precisão relativa (%)
9,8	12,0	6905,4	10,8 ± 0,5	9,7	9,9	3

Fonte: Próprio autor.

As micrografias dos corpos de prova austemperados a 220°C apresentaram resultados semelhantes para os diferentes tempos de austêmpera, conforme se observa na figura 10. As microestruturas são constituídas de bainita refinada, austenita retida em blocos por entre as ripas de bainita e regiões de martensita. Observam-se também carbonetos dispersos.

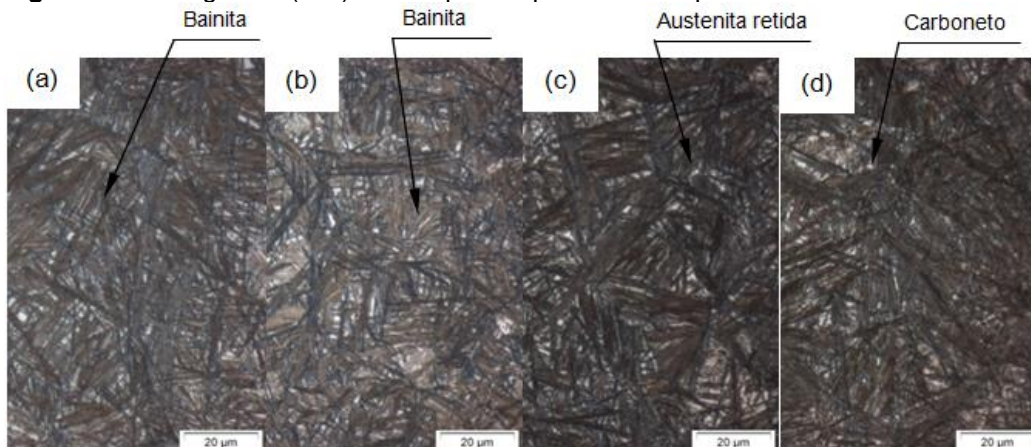
**Figura 10.** Micrografias (MO) dos corpos de prova austemperados a 220°C.



Reativo: LePera. (a) 24 horas, (b) 48 horas, (c) 72 horas, (d) 96 horas  
Fonte: Próprio autor.

As micrografias dos corpos de prova austemperados a 300°C também apresentaram resultados semelhantes para os diferentes tempos de austêmpera. As microestruturas são constituídas de bainita e austenita retida em blocos por entre as ripas de bainita, conforme evidenciado na figura 11. Observam-se também carbonetos dispersos.

**Figura 11.** Micrografias (MO) dos corpos de prova austemperados a 300°C.

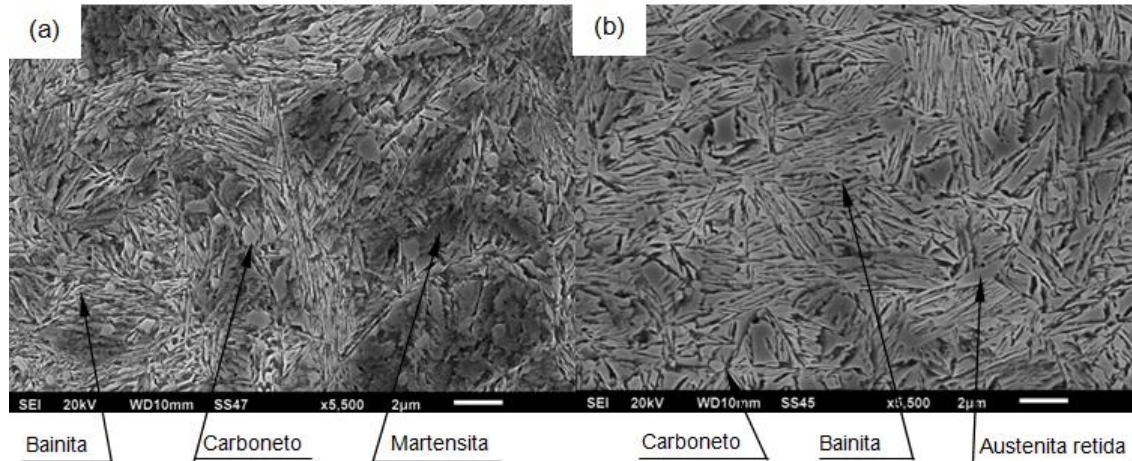


Reativo: LePera. (a) 6 horas, (b) 12 horas, (c) 24 horas, (d) 48 horas  
Fonte: Próprio autor.

A figura 12 apresenta micrografias obtidas em MEV dos corpos de prova austemperados a 220°C por 96 horas (12a) e a 300°C por 48 horas (12b). A maior ampliação nas micrografias obtidas por MEV permite a distinção dos feixes de bainita, da austenita retida em blocos e das regiões de martensita. Os carbonetos se distinguem por sua tonalidade mais clara e forma globulizada.



**Figura 12. Micrografias (MEV) após o tratamento de austêmpera**



Reativo: LePera. (a) Austêmpera a 220°C por 96 horas, (b) Austêmpera a 300°C por 48 horas. Fonte: Próprio autor.

Os resultados dos ensaios de dureza realizados nos corpos de prova tratados estão descritos na tabela 5. Os resultados dos ensaios de resistência à tração estão ilustrados na tabela 6. Os corpos de prova austemperados a 220°C romperam de forma frágil, não propiciando apuração de valores para o limite de escoamento e o alongamento uniforme.

**Tabela 5.** Dureza Vickers dos corpos de prova austemperados.

Tempo (h)	Austêmpera a 220°C (HV0,5)	Tempo (h)	Austêmpera a 300°C (HV0,5)
24	643 ± 17	6	530 ± 5
48	654 ± 4	12	534 ± 9
72	647 ± 10	24	522 ± 17
96	664 ± 8	48	529 ± 13

Fonte: Próprio autor.

**Tabela 6.** Resultados dos ensaios de resistência à tração dos corpos de prova austemperados.

Tempo (h)	Austêmpera a 220°C	Tempo (h)	Austêmpera a 300°C		
	LR (MPa)		LR (MPa)	LE (MPa)	AU (%)
24	1453 ± 39	6	1521 ± 529	1395 ± 45	1,4 ± 0,2
48	1234 ± 264	12	1482 ± 260	1416 ± 12	1,0 ± 0,6
72	1195 ± 151	24	1477 ± 199	1453 ± 37	0,5 ± 0,1
96	1652 ± 136	48	1322 ± 449	1480 ± 34	0,3 ± 0,1

LR: Limite de resistência. LE: Limite de escoamento. AU: Alongamento uniforme

Fonte: Próprio autor.

## 4 DISCUSSÃO

Os resultados do ensaio para determinação do tamanho de grão austenítico da liga mostraram que a estrutura é bastante refinada, mesmo sem a utilização de refinadores de grão. Segundo Honeycombe (1981), o alumínio forma uma dispersão estável de partículas de nitretos de alumínio, algumas das quais permanecem a

altas temperaturas nos limites de grão da austenita e impedem, por ancoragem desses limites, o crescimento excessivo do grão. Segundo Chiaverini (1988), o tamanho de grão depende muito dos constituintes que não se dissolvem na austenita, como as inclusões não metálicas, as quais forçam acentuadamente a elevação da temperatura de crescimento de grão da austenita, o que, em outras palavras, significa que tais inclusões podem evitar o crescimento de grão. É o caso de inclusões de nitreto de alumínio, que previnem o crescimento de grão até temperaturas bem superiores a 925°C e, às vezes, da ordem de 1100°C.

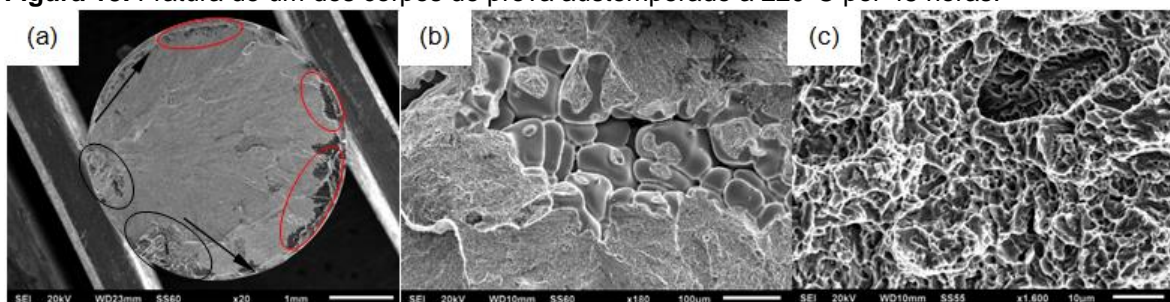
A liga quando austemperada a 220°C apresentou dureza superior à quando austemperada a 300°C. As presenças das regiões de martensita e da bainita mais refinada foram determinantes para a elevação da dureza nos corpos de prova tratados a 220°C. Os valores de dureza obtidos na liga são semelhantes aos obtidos por Carmo (2011) para um aço (0,81%C, 1,35%Si, 2,13%Mn, 1,03%Cr, 0,16%Mo, 0,56%Ni, 1,54%Co) austemperado a 200°C por 48 horas e a 300°C por 18 horas. Huang *et al.* (2013), obtiveram também durezas semelhantes na liga usada como referência para este trabalho, quando austemperada a 200 e a 300°C.

Não foram observadas correlações entre o tempo de austêmpera e a resistência a tração, cujos valores apresentaram elevados desvios padrões. A temperatura de austêmpera também não influenciou significativamente os resultados o que suscitou dúvidas quanto à sanidade estrutural dos corpos de prova. Carmo (2011) observou em seus estudos variação da resistência a tração e da dureza com a temperatura e o tempo de austêmpera.

Os valores obtidos para os limites de escoamento dos corpos de prova austemperados a 300°C são bem próximos dos valores dos limites de resistência, indicando que o aço tende a ser frágil. Os valores reduzidos de alongamento uniforme confirmam a característica frágil do aço obtido, mesmo quando austemperado a 300°C.

As fraturas dos corpos de prova para ensaio de resistência a tração apresentaram cavidades provocadas por microrrechupes e inclusões de óxidos, as quais provavelmente influenciaram os resultados obtidos. Como exemplo, na figura 13 estão ilustradas micrografias obtidas por MEV da fratura de um dos corpos de prova para ensaio de tração austemperado a 220°C.

**Figura 13.** Fratura de um dos corpos de prova austemperado a 220°C por 48 horas.



(a) Visão geral da fratura, (b) Interior do microrrechupe, (c) Tendência à formação de alvéolos ou *dimples*.

Fonte: Próprio autor.

As cavidades circuladas de preto na figura 13a são microrrechupes e as circuladas de vermelho são inclusões de óxidos. As setas indicam o sentido de propagação da fratura a partir da sua nucleação nos microrrechupes, cujo interior apresenta aspecto dendrítico característico desse tipo de defeito, conforme ilustrado na figura 13b. Apesar das características de fratura frágil observadas na figura 13a, ou seja, fratura perpendicular à tensão de tração aplicada e superfície relativamente plana e brilhante, a análise da matriz com ampliação elevada, mais de 1500 vezes, indicou a tendência de formação de alvéolos ou *dimples* como se observa na figura 13c, característicos de fratura dúctil.

## 5 CONCLUSÃO

Variáveis relacionadas ao processo de fundição influenciaram os resultados de resistência à tração e de alongamento. O teor em alumínio da liga, 0,7%, parece ter sido responsável pela formação de inclusões de óxidos que, aliadas a microrrechupes, promoveram o rompimento prematuro dos corpos de prova para ensaio de tração. O filtro cerâmico posicionado no canal de enchimento do molde não foi eficaz na retenção dos óxidos. Os microrrechupes podem ter relação com a alimentação ineficiente dos blocos tipo T usados no trabalho, apesar de serem indicados pela norma ASTM A781-17.

O ensaio de dilatométrica e o *software* MUCG83 indicaram que a temperatura de 220°C aplicada no tratamento de austêmpera é superior à temperatura de formação da martensita,  $M_f$ . Porém, a fração volumétrica esperada de bainita não foi atingida. Dessa forma parte da austenita se torna instável, transformando-se em martensita. A essa temperatura a variação da energia livre para a formação adifusional de ferrita a partir da austenita é insuficiente, dificultando assim a formação de novas subunidades de ferrita bainítica. A estrutura obtida é multiconstituída, composta por bainita, martensita, e austenita retida. A dureza é acima da esperada para a matriz bainítica, estando em torno de 650 HV. Acredita-se na potencialidade de aplicação industrial desse tipo de aço multifásico e que para tal não sejam necessários tempos acima de 24 horas, pois até 96 horas não se observou variação das propriedades mecânicas. No entanto, tempos acima de 96 horas poderiam permitir a obtenção da estrutura bainítica.

A temperatura de 300°C para o tratamento térmico de austêmpera favoreceu a obtenção da estrutura bainítica, menos refinada do que a obtida a 220°C, cuja dureza apresenta-se em torno de 530 HV. Assim como no processamento de austêmpera a 220°C, o tempo de austêmpera não influenciou significativamente a microestrutura e as propriedades mecânicas, de forma que para a produção desse aço pode ser menor que 6 horas.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao Sistema Federação das Indústrias do Estado de Minas Gerais – FIEMG, ao Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial – SENAI, ao Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi – CETEF e ao Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG.

## REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. [S.l.: s.n], 2013.28 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A781/A781M**: Standard Specification for Castings, Steel and Alloy, Common Requirements, for General Industrial Use. [S.l.: s.n], 2017.11 p.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**: Transformations, microstructure and properties. 2. ed. Cambridge: Iom Communications, 2001. 478 p.

CABALLERO, F.G.; MILLER, M. K.; GARCIA-MATEO, C. Carbon supersaturation of ferrite in a nanocrystalline bainitic steel. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 58, n. 7, p.2338-2343, abr. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2009.12.020>.

CARMO, D. J. **Caracterização de aço fundido bainítico com elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo**. 2011. 187 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Demet-ufmg, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6. Ed. São Paulo: ABM, 1988. 576 p..

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F.G. Advanced High Strength Bainitic Steels. **Comprehensive Materials Processing**, [s.l.], p.165-190, 2014. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-08-096532-1.00114-x>

HONEYCOMBE, R. W. K.. Título do capítulo. In: HONEYCOMBE, R. W. K.. **Aços Microestrutura e Propriedades**. [s.l.]: Fundação Calouste Gulbenkain, 1981. Cap. 3, p. 83.

HUANG, H.; SHERIF, M. Y.; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P.E.J.. Combinatorial optimization of carbide-free bainitic nanostructures. **Acta Materialia**, [S.l.], v. 61, n. 5, p.1639-1647, mar. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.040>.

PEET, M.; BHADESHIA, H. K. D. H. **MAP Program**: Map Steel. Versão MUCG83. University of Cambridge, 2010. <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html>. Acesso em: 01 set. 2018.

PEREIRA, L. F. M. **Influência do tratamento térmico de homogeneização na microestrutura de um aço utilizado na fabricação de cilindros de laminação para trabalho a frio**. 2015. 77 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia, Unesp - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2015.