

AVALIAÇÃO DE CICLOS TÉRMICOS NA OBTENÇÃO DE AÇOS FUNDIDOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA MECÂNICA E BOA DUCTILIDADE

Do Carmo¹, D.; Godoy², G.C.; Do Carmo, D. J.³

Rua 13 de maio, 834, Itaúna, MG-Brasil, 35680-378, dircilenecarmo@gmail.com.br

¹UFMG – Universidade Federal Minas Gerais; UFMG – ²Universidade Federal Minas Gerais; ³SENAI-CETEF Centro de Fundação Marcelino Corradi/ UIT - Universidade de Itaúna

RESUMO

Neste trabalho são avaliados os efeitos de ciclos de tratamento térmico na obtenção de aços fundidos sem processamento mecânico com apropriada ductilidade e tenacidade. Avalia-se um aço baixo carbono e alto silício submetido a tratamentos isotérmicos a temperaturas de 300°C e 400°C, variando-se os tempos de 1 a 4 horas, sendo 400°C acima da temperatura Ms e 300°C abaixo. O tratamento de austêmpera a 400°C por 2 horas resulta em um aço com menor tenacidade associada a menores resistência mecânica e ductilidade que o tratamento isotérmico a 300°C por 2 horas. O tratamento realizado a 300°C favorece a resistência ao desgaste do material conforme análises no tribômetro.

Palavras chave: aço fundido, ductilidade, tenacidade, desgaste.

1. INTRODUÇÃO

Estudos em engenharia de materiais têm sido feitos visando obter ligas que combinem elevadas ductibilidade e resistência mecânica, a exemplo dos aços fundidos de alto Silício (Si). De acordo com Bhadeshia e Edmonds⁽¹⁾ a adição de Si ao aço pode eliminar os carbonetos. Em aços contendo cerca de 2% de silício e austemperados na região de bainita superior, terão em sua microestrutura placas de ferrita bainítica separadas por regiões de austenita enriquecidas de carbono. Conforme o crescimento da ferrita bainítica, a austenita remanescente vai tornando-se rica em carbono devido a partição do carbono pela ferrita e a diferença de solubilidade destas duas fases.

Os aços com estrutura de bainita livres de carbonetos do inglês CFB, *carbide-free bainite* também designada como ausferrita, têm grande importância na engenharia devido à combinação de propriedades como boa ductibilidade e alta resistência a tração e à fadiga. Carmo⁽²⁾ obteve um aço fundido com 0,81%C, 1,35%Si

em peso na sua composição química, com tratamento isotérmico a 300°C por 18 horas e a 200°C por 240 horas. Este aço apresenta resistência a tração entre 1685 a 2035MPa, resistência ao escoamento entre 1509 a 1868MPa e alongamento entre 0,8 a 15%. No trabalho aqui proposto foi definido o teor de silício de 2,20% afim de obter um material com características mecânicas similares com um menor tempo de tratamento térmico. O efeito do silício é devido a sua solubilidade quase nula na cementita (Fe_3C), retardando a formação de carbonetos.

Ainda com o intuito de melhorar a usinabilidade e propriedade mecânicas dos materiais, tem se evoluído o estudo de aços multifásicos onde pode haver a coexistência de diferentes fases como por exemplo, ferrita, bainita, martensita e austenita. Os aços multifásicos são produzidos por processamento termomecânico ou térmico. Para obtenção de aço multifásico pelo processamento termomecânico que é constituído de laminação aliada a tratamento térmico, é realizado resfriamento contínuo após a laminação a quente. No processamento térmico o aço é aquecido até uma temperatura intercrítica a qual é mantida até obter um equilíbrio das fases ferrítica e austenítica. Logo após o aço é resfriado até a temperatura acima da transformação martensítica onde é mantida para transformação da austenita em bainita. Bohemen *et al*⁽³⁾ evidenciou a formação de bainita em temperaturas abaixo da temperatura de início da transformação martensítica (M_s). Considerando o comportamento atérmico da martensita, a sua transformação é interrompida nesta temperatura e a mesma serve de núcleos para acelerar a transformação bainítica.

Aços conformados mecanicamente podem ter as propriedades mecânicas melhoradas com o refino e encruamento no processo de laminação a frio e com recristalização na conformação a quente. Os aços conformados mecanicamente, geralmente, possuem melhores propriedades mecânicas e estruturas mais homogêneas no estado bruto de conformação, o que normalmente não ocorre com os fundidos no mesmo estado que exigem então um tratamento térmico de homogeneização ou de normalização. Porém, as melhores combinações de propriedades mecânicas dos aços conformados são limitadas a componente de menor espessura. Já o processo de fundição possibilita a obtenção de componentes mecânicos e estruturais de geometria complexas e dimensões variadas com formas praticamente definitivas e com menor custo.

Na maioria dos trabalhos desenvolvidos os materiais são conformados mecanicamente, poucos estudos consideram o aço somente fundido e tratado

termicamente. O objetivo deste trabalho é apresentar um aço fundido com elevada ductilidade, alta resistência mecânica, alta tenacidade com menores tempos de austêmpera. O conjunto destas propriedades faz com que o aço apresente maior resistência ao desgaste.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Material

O material usado neste trabalho é uma liga de baixo carbono com alto teor de silício. A composição química do material, em porcentagem de peso, é demonstrada na Tabela .1. O aço consiste em 0,28% de carbono e 2,20% de silício com pequenas quantidades de elementos de liga como níquel, molibdênio e cromo. O teor de silício utilizado foi no intuito de induzir a formação de austenita retida adiando a formação de carbonetos na transformação bainítica. O silício é considerado um retardador da formação de carbonetos, favorecendo assim o enriquecimento de carbono da austenita durante a formação da bainita aumentando a fração de austenita retida (GIRAULT *et al.*,2001)⁽⁴⁾.

Tabela 1: Composição química da liga elaborada para este trabalho

C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	P (%)	S (%)
0,28	2,20	1,25	1,91	0,29	0,09	0,03	0,01

A elaboração do aço foi realizada em forno à indução de média frequência, marca Inductotherm, cujo cadinho tinha capacidade para 120 kg de aço. A carga foi constituída de 97,3% de sucata de aço; 1% de FeMn de alto carbono; 1% de FeSi 75%; 0,05% de FeV45% para o refino de grão e 0,15% de CaSi70% para a desoxidação. Foram vazados blocos do tipo Keel conforme a norma ASTM A 781 para teste de tração e de impacto. Também foram vazados blocos no formato de 75mm x 25mm x 12mm para preparação de corpos de prova para teste de desgaste conforme a norma ASTM G 99-05 (2010).

2.2 Tratamento térmico

Os blocos do tipo Keel e os do tipo para testes de desgaste foram homogeneizados em tratamento térmico com aquecimento a 1150°C com manutenção nesta temperatura por 7 horas e posteriormente resfriados lentamente

dentro do forno. As temperaturas escolhidas para o tratamento térmico tipo isotérmico foram em função da temperatura de início da transformação martensítica. Esta foi definida em função da equação, a fórmula linear de Andrews (1965), o valor encontrado foi de 356°C (672F) (A).

$$M_s(^{\circ}C)=539-423(\%C)-30,4(\%Mn)-17,7(\%Ni)-12,1(\%Cr)-7,5(\%Mo) \text{ (A)}$$

Nesta fórmula todos os elementos são considerados por porcentagem em peso e todos os carbonetos estão dissolvidos na austenita.

Foi definido um tratamento térmico de austêmpera com aquecimento na taxa de 150°C por hora até a temperatura de 930°C esta, sendo mantida por duas horas, posteriormente foi feito tratamento isotérmico na temperatura de 400°C com manutenção de 1 hora com o intuito de obter estrutura bainítica livre de carbonetos. Para a obtenção do aço multifásico foi definido o ciclo com mesma taxa de aquecimento e manutenção da temperatura de encharque de 930°C do ciclo anterior. Os tratamentos isotérmicos foram realizados na temperatura de 300°C, cerca de 50°C abaixo da temperatura M_s .

2.2 Ensaio Mecânicos

Para os ensaios mecânicos os corpos de prova foram usinados após o tratamento térmico. Para os ensaios de tração foram preparados corpos de prova com 4mm de diâmetro e 27mm de comprimento útil de acordo com a norma ASTM A370 e para o ensaio Charpy foram preparados segundo a norma ASTM A370. O ensaio de resistência ao impacto (Charpy) foi realizado em máquina de Impacto modelo PW 30/15, fabricante Wolpert/Amsier com energia de impacto de 300Joules, corpo de prova de 10 x 10 x 55 mm³ com entalhe em V a temperatura ambiente controlada de 24°C. Os ensaios foram conduzidos segundo a norma ABNT NBR ISO 148-1:2013.

2.3 Difração de raios-x

A análise de difração de raios-x foi realizada para determinar a quantidade de austenita retida na microestrutura. Os dados de difração de raios-x foram coletados de um difratômetro de raios-X Philips PANanalytical PW1710, usando radiação CuK α (λ K α médio=1,54184Å e K α 1=1,54056Å), velocidade de varredura 0,02° 2 θ /s, intervalo de varredura angular 2 θ foi de 10° a 180°.

2.4 Metalografia

A caracterização microestrutural do aço foi realizada por análises metalográficas utilizando as técnicas de microscopia óptica (MO) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV). As amostras foram retiradas da seção transversal dos corpos de prova depois dos testes de desgaste fora da região desgastada. As amostras foram polidas e para o ataque foi escolhido o reagente LePera que consistiu na mistura de metassulfato de sódio 1% e ácido pícrico 4% na proporção 1:1. A solução foi preparada imediatamente antes da sua utilização, e não foi empregada para mais do que quatro amostras. O ataque nas amostras foi de 10s para o material tratado isotermicamente a 400°C e de 12s para o tratado a 300°C, seguido de imersão em água por 2 minutos e secado ao ar frio. O equipamento utilizado para microscopia óptica foi da marca Leica e a microscopia eletrônica de varredura com o modelo FEI-Inspect S50 operando a 20Kv.

Ensaio de desgaste

Para efeito de comparação foram selecionadas as amostras tratadas a 300°C e 400°C por 2 horas para a realização do ensaio de desgaste. Os ensaios de esfera e disco foram realizados em quatro amostras expostas a mesma carga de 10N por um período de 1 hora equivalente a 6000 ciclos. A rotação aplicada em todos os ensaios foi de 100r.p.m. O raio da pista definido foi de 5mm. A esfera utilizada foi de metal duro (WC/Co) de diâmetro de 1,6mm. A dureza da esfera é de 1610HV, cerca de três vezes a dureza do material a ser analisado a fim de garantir maior desgaste no mesmo sem desgastar significativamente a esfera. A cada ensaio foi usada uma nova esfera. As amostras foram usinadas de forma a obter rugosidade média (Rq) inferior a 0,8µm conforme norma ASTM G99-05 (2010). Tanto as esferas como as amostras foram limpas por ultrassom utilizando acetona por 10 minutos.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Microestrutura

A evolução das microestruturas com a alteração do tempo de tratamento térmico pode ser observada na Figura 01, nota-se que as microestruturas tratadas a 300°C são mais refinadas em comparação as de 400°C. Na Figura 02(a) nota-se a presença de

uma estrutura multifásica composta de ferrita, austenita retida, martensita e bainita inferior conforme classificação de Krauss (1995)⁽⁵⁾. Na Figura 2(b) tem-se uma estrutura composta por bainita superior, ferrita, austenita retida, destacando a presença de regiões de martensita/austenita (MA) resultados similares foram obtidos por Arlazarov (2014)⁽⁶⁾ e Varshney (2016)⁽⁷⁾. Como pode ser visto pelas imagens o material exposto a 300°C tem estrutura mais fina que o exposto de 400°C que apresenta blocos de austenita. No tratamento realizado a 400°C realizado acima da temperatura Ms percebe-se a presença de martensita, mostrando que a austenita não foi estabilizada pela solução de carbono. O teor de silício influi na solubilidade do carbono na austenita. As placas de ferrita bainítica nucleiam rejeitando carbono para a austenita, se o teor de carbono na austenita não for suficiente para estabilizar a temperatura ambiente, a austenita se transformará em martensita.

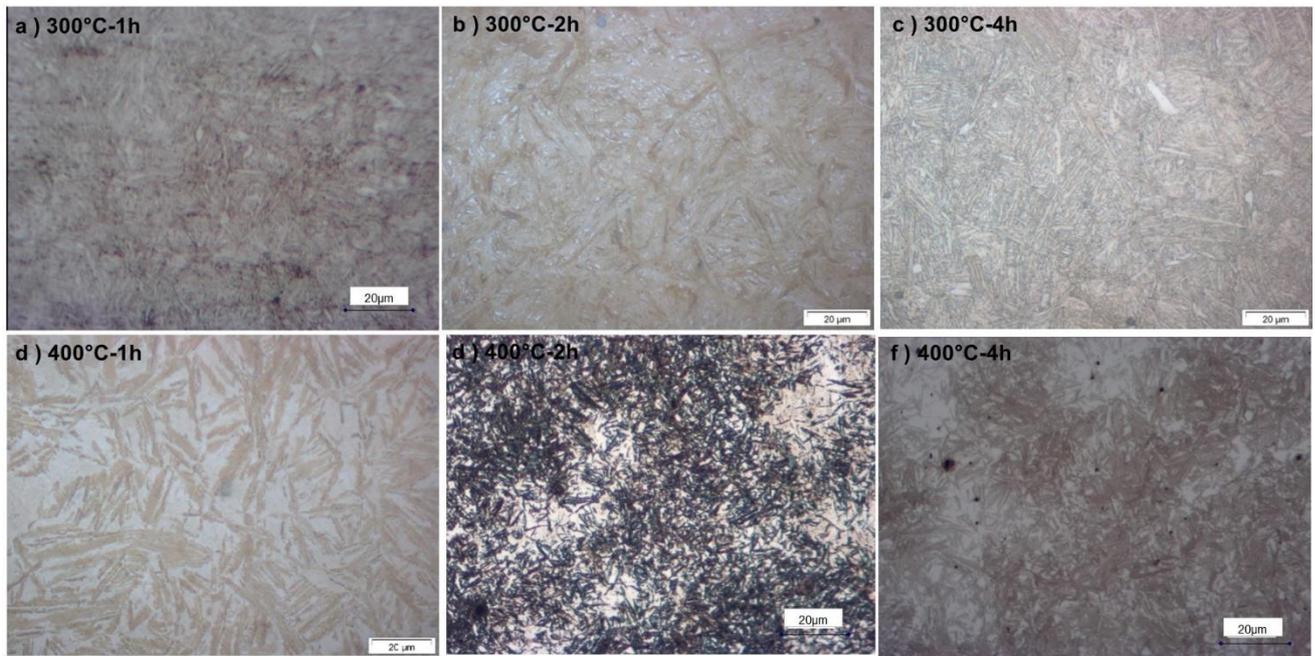


Figura 01: Microscopia óptica tríplice ataque e LePera a) 300°C-1hora; b) 300°C-2horas; c) 300°C-4horas; d) 400°C-1hora; e) 400°C-2horas; f) 400°C-4horas

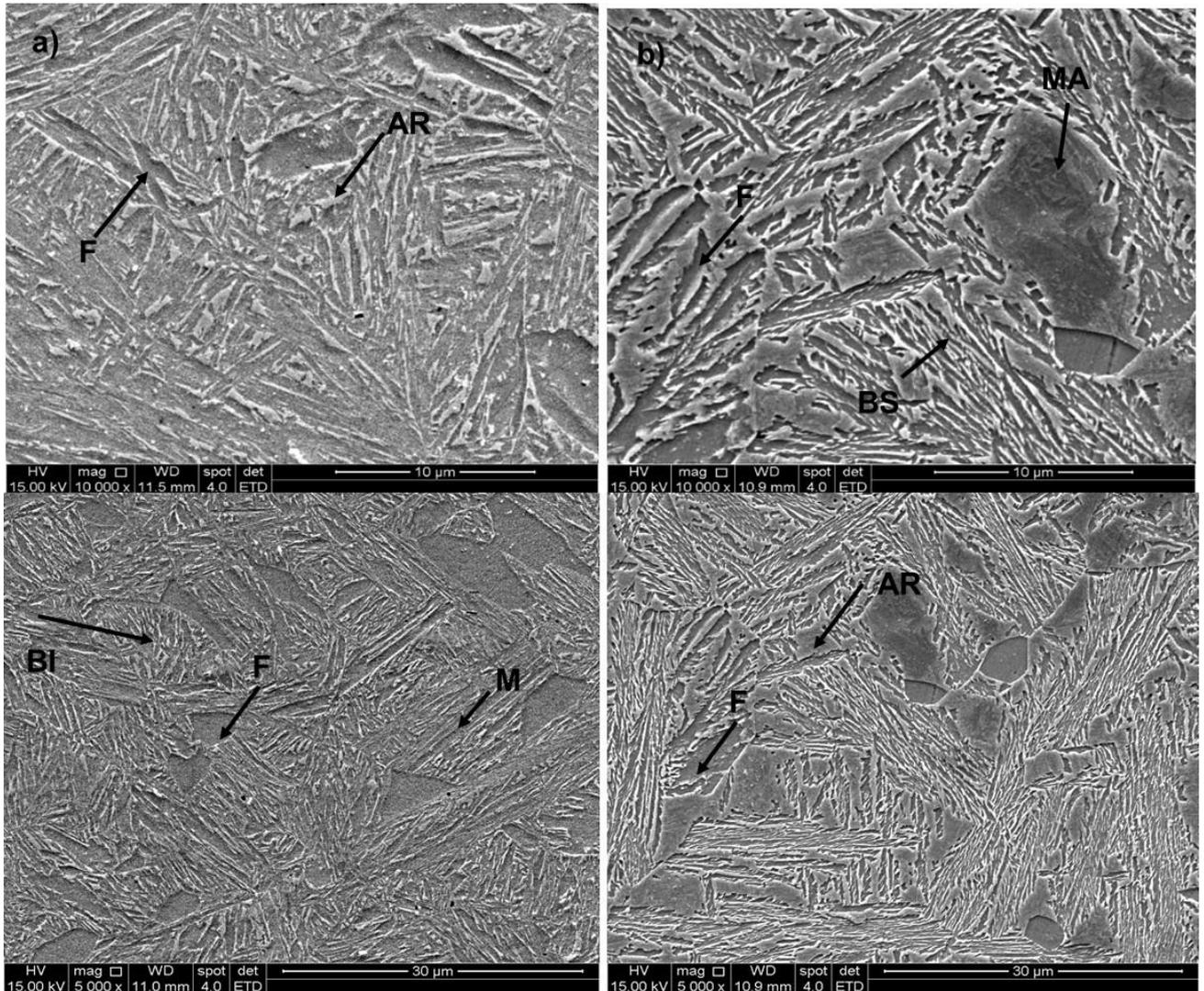


Figura 02 Aço tratado isotermicamente MEV; BI bainita inferior, M martensita, BS bainita superior, MA martensita/austenita, F ferrita, AR austenita retida.
a) 300°C / 2horas ; b) 400°C / 2horas

As técnicas de caracterização empregadas indicaram a presença de uma mistura de bainita, martensita, austenita e ferrita para ambas as faixas de tratamento térmico. A presença de martensita sugere que o enriquecimento da austenita não foi suficiente para estabilização a temperatura ambiente levando a transformação em martensita durante o resfriamento final. Embora o desenvolvimento da liga com tratamento térmico a 400°C tenha sido realizado com a meta de não formar carbonetos, a presença desta fase foi evidenciada na microscopia eletrônica e óptica, mas não na difração de raios-x, onde os picos detectados fazem referência apenas a ferrita/martensita e austenita (Figura 02). A caracterização da fase martensítica por difração de raios-x é complicada, pois os picos de martensita confundem-se com os picos da fase ferrítica⁽⁸⁾.

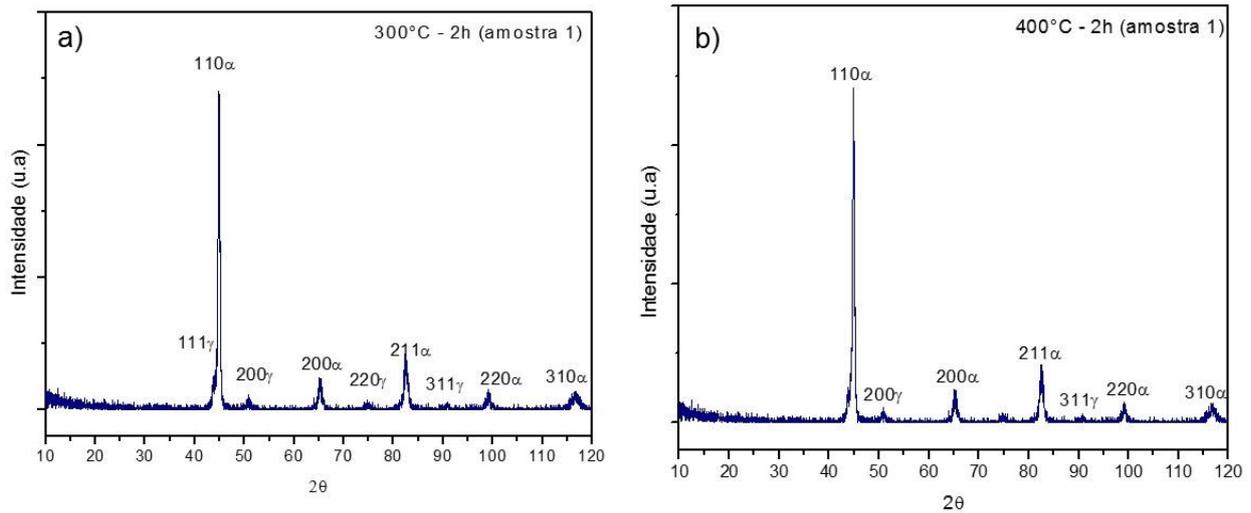


Figura 02 Perfis tratamento isotérmicos a) 300°C 2horas b) 400°C 2horas

3.2 Propriedades mecânicas

Na Tabela 2 estão apresentados os resultados dos ensaios mecânicos em função do tempo de austêmpera a 300°C e 400°C.

Tabela 2: Propriedades mecânicas do tratamento de austêmpera a 300°C e 400°C com variação do tempo de manutenção (Alongamento total (%A); estrição (Z); tensão de escoamento (σ_e); limite de resistência (σ_r); tenacidade(α).

Condição	A (%)	Z (%)	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	α (J/cm ²)
300°C x 1h	6	12,58	1433	1821	25
300°C x 2h	6,83	12	1309	1637	27
400°C x 1h	0,56	2,12	999	1020	Não tem
400°C x 2h	1,7	0	1311	1329	7
400°C x 4h	1,11	1,03	1436	1467	9

Nota-se uma variação do limite de escoamento (σ_s) e limite de resistência (σ_b) conforme as condições de tratamento submetidas segundo dados apresentados na Tabela 2 e gráfico 1. Uma variação similar das propriedades mecânicas pode ser observada no trabalho de Long et al⁽⁹⁾ onde foi utilizado um aço forjado médio carbono com 1,48%Si submetido a tratamento isotérmico com temperaturas variando de 300°C a 405°C de 1 a 2 horas. O Tratamento isotérmico realizado a 400°C, diminuiu a

ductilidade, o limite de escoamento e o de resistência. A tenacidade também diminuiu expressivamente. Tratamentos realizados a 400°C por longos tempos confirmaram esta tendência nas propriedades. Um maior teor de carbono na austenita obtida no tratamento a 400°C foi provavelmente responsável pela diminuição da ductilidade e da tenacidade enquanto a formação de martensita e bainita a 400°C foi responsável maior resistência mecânica.

No trabalho de Carmo (2011)⁽²⁾ que apresentou um aço alto carbono fundido foram obtidos valores superiores de resistência mecânica e tenacidade, porém com maiores tempos de austêmpera variando de 18 a 240 horas. Neste trabalho o aço apresenta boas características mecânicas e tenacidade com tempo de austêmpera como de 1 hora.

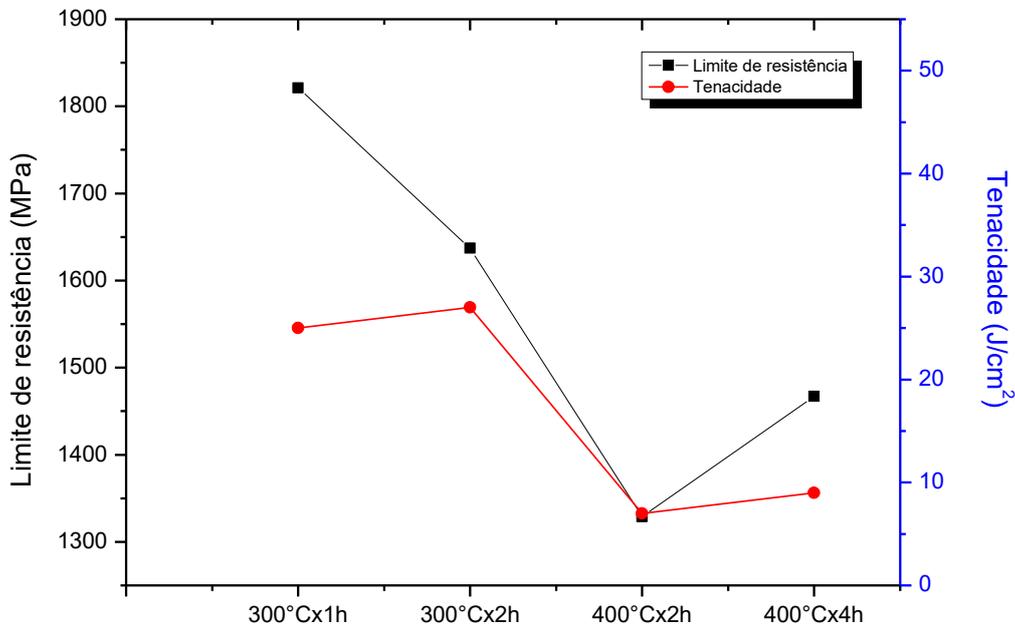


Gráfico 01 Comparação das propriedades mecânicas e de tenacidade

3.3 Análise desgaste

Estudos apontam além da resistência mecânica, a tenacidade influencia na resistência ao desgaste nas condições de deslizamento, uma vez que o material pode suportar maiores deformações sem romper ⁽¹⁰⁾. O material de 300°C apresentou melhor resistência ao desgaste nas condições de deslizamento (gráfico 02).

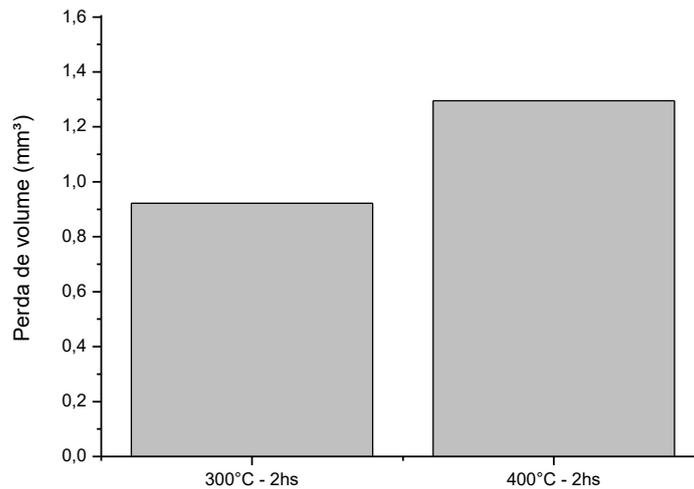


Gráfico 02 - Gráfico perda de volume no ensaio de desgaste esfera/disco a 300°C 2 horas e 400°C 2 horas

4. CONCLUSÕES

O material submetido ao tratamento isotérmico a 300°C apresentou uma microestrutura multifásica com boas características mecânicas e tenacidade que contribuem para melhor resistência ao desgaste por deslizamento. O material submetido ao tratamento isotérmico a 400°C apresentou uma estrutura composta de bainita superior com regiões de martensita que contribuíram para menor tenacidade e menor resistência ao desgaste por deslizamento. As condições propostas para o tratamento térmico a 400°C não foram suficientes para garantir uma microestrutura livre de carbonetos.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao apoio da Fapeming, a Capes pela bolsa, ao SENAI-CETEF pela matéria-prima. Agradecemos ao Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG, ao Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG e ao PROEX – Pró-Reitoria de Extensão da UFMG pelo suporte dado na realização do trabalho.

REFERÊNCIAS

1. BHADESHIA, H.K.D.H., D.V., EDMONDS. **Bainite in Silicon steels: new composition-property approach Part 1**. Metal Science, Cambridge, V.17, pp. 411-419, set. 1983.
2. CARMO, J. D. **Obtenção e caracterização de aço fundido bainítico com elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo**. 2011.187f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011.

- 3 VAN BOHEMEN SMC, SANTOFIMIA MJ AND SIETSMA J, **Experimental evidence for bainite formation below Ms in Fe-0,66C**. Journal of Alloys and Compounds, v.58, p.488-491, mar. 2008
- 4 GIRAULT, E.; MERTENS, A.; JACQUES, P.; HOUBAERT, Y.; VERLINDEN, B.; HUMBEECK, J.V. **Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behavior of multiphased trip-assisted steels**, V. 44, pp. 885-892, nov. 2001.
- 5 KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. **Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels**. ISIJ International, v. 35, n. 1 995, p. 937–945, 1995
- 6 ARLAZAROV, A. et al. **Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels**. Materials Science and Engineering A, v. 620, p. 293–300, 2014
- 7 VARSHNEY, A. et al. **Super strong and highly ductile low alloy multiphase steels consisting of bainite, ferrite and retained austenite**. Materials and Design, v. 95, p. 75–88, 2016
- 8 BERRAHMOUNE, M. R. et al. **Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel**. Materials Science and Engineering A, v. 378, n. 1–2 SPEC. ISS., p. 304–307, 200
- 9 Long, X.Y.; Kang, J.; LV, B.; Zhang, F. C.; **Carbide-free bainite in medium carbon steel**, Materials and Design, vol.64, 237-245, 2014
- 10CHANG, L.C.; The rolling/sliding wear performance of high silicone carbide-free bainitic steels, V. 258, PP. 730-743, DEZ. 2005.

EVALUATION OF THERMAL CYCLES FOR ACHIEVING CASTING STEEL WITH HIGH STRENGTH AND DUCTILITY

ABSTRACT

This work reviews the effects of heat treatment cycles in obtaining molten steel without mechanical processing with appropriate ductility and toughness. Evaluates a low carbon steel and high silicon subjected to isothermal treatment at temperatures of 300 ° C and 400 ° C, varying the times 1 to 4 hours, and 400 ° C above the Ms temperature and 300 ° C below. The austempering treatment at 400 ° C for 2 hours results in a steel with lower toughness associated with lower mechanical strength and ductility than the isothermal treatment at 300 ° C for 2 hours. The treatment performed at 300 ° C promotes the wear resistance of the material according to the tribometer analysis.

KEY-WORDS: casting steel, ductility, toughness, wear.