

CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DO AÇO USI-ABRA-L RESISTENTE AO DESGASTE ¹

Felipe Luciano Falletti dos Santos ²

Elaine Carballo Siqueira Corrêa ³

Ivete Peixoto Pinheiro ⁴

Resumo

Neste trabalho, com o objetivo de obter propriedades como ductilidade e resistência ao desgaste, foi desenvolvido um aço de alta resistência e baixa liga com estrutura composta por matriz bainítica, ferrita alotriomórfica e MA (martensita/austenita retida). Foi utilizado um aço resistente ao desgaste que passou por um tratamento preliminar de recozimento à 700°C por 10 horas. Depois de usinados, os corpos de prova foram submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera, têmpera seguida de revenimento e austêmpera. As amostras foram austenitizadas a 910°C por 10 minutos, a têmpera foi realizada em óleo e a transformação bainítica, no banho de chumbo, à 400°C por 5 minutos. Ensaios de dureza, tração e análises metalográficas foram realizados para caracterização dos aços obtidos a partir dos diferentes tratamentos térmicos. Os aços bainíticos apresentam uma combinação de resistência mecânica e tenacidade, propriedades necessárias quando se deseja uma excelente resistência ao desgaste. A existência de ferrita alotriomórfica e partículas de austenita retida aumenta a capacidade de acomodação da deformação da microestrutura e previne a esfoliação frágil que ocorre nos aços bainíticos, elevando a resistência ao desgaste, enquanto uma pequena quantidade de austenita retida estável ainda eleva a tenacidade do aço.

Palavras-chave: Aços especiais; Desgaste; Abrasão; Microestrutura multiconstituída.

CHARACTERIZATION OF THE MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF THE USI-ABRA-L WEAR RESISTANT STEEL

Abstract

In the present work, in order to obtain a ductile and wear resistant material, a high strength low alloy steel was developed with a microstructure consisting of bainitic matrix, ferrite and MA (martensite/retained austenite). A wear resistant steel was initially subjected to annealing at 700°C for 10 hours. After machining, the specimens were submitted to the following heat treatments: quenching, quenching and tempering and austempering. All samples were austenitized at 910°C for 10 minutes. Quenching was conducted in oil and the bainitic transformation was performed in a lead bath at 400°C for 5 minutes. Hardness tests, tensile tests and metallography were carried out in the specimens after the heat treatments. Bainitic steels usually exhibit high strength and toughness, both important properties for wear resistance. The presence of allotriomorphic ferritic and retained austenite increases microstructure ductility and prevents the brittle exfoliation that occurs in bainitic steels, increasing the wear resistance. The occurrence of retained austenite also increases the toughness of the steel.

Key words: Special steel; Wear; Abrasion; Poliphasic microstructure.

¹ *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

² *Bolsista PIBIC, Aluno do Curso de Graduação de Engenharia Industrial Mecânica do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte-MG. falletti@hotmail.com.*

³ *Co-orientadora Profa., Dra. do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte - MG. elaine@deii.cefetmg.br.*

⁴ *Profa., Dra. do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Departamento de Engenharia de Materiais, Belo Horizonte - MG. ivetepinheiro@deii.cefetmg.br.*

1 INTRODUÇÃO

O desgaste abrasivo pode ser definido como o deslocamento de material causado por partículas ou protuberâncias de elevada dureza, quando estas são forçadas contra superfície sólida ou deslizam ao longo dela.^(1,2)

Desde o advento das ferrovias, materiais ferroviários têm sido desenvolvidos visando permitir o aumento da velocidade do tráfego e o peso da carga transportada. A perlita é estrutura típica de aços utilizados para a confecção de trilhos de ferrovias por apresentar alta resistência ao desgaste e alta resistência à fadiga, devido aos avanços obtidos no refino da microestrutura e na redução de inclusões não metálicas. Entretanto, novos desenvolvimentos para esse tipo de aço parecem ter se esgotado,⁽³⁾ o que abre novas frentes de pesquisa com outros tipos de aços e diferentes microestruturas.

A bainita é uma microestrutura alternativa para aços de trilhos de ferrovias.⁽⁴⁾ Alguns aços bainíticos apresentam uma excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade (especialmente aqueles ligados ao silício), propriedades necessárias quando se deseja obter uma excelente resistência ao desgaste.⁽⁵⁾ Entretanto, Kalousek et al.⁽⁶⁾ relatam que a resistência ao desgaste de uma estrutura perlítica é superior à das estruturas bainítica e martensítica revenida por apresenta maior taxa de encruamento em escorregamento por contato.

De acordo com Hawk et al.,⁽⁷⁾ o desgaste é um dos maiores problemas que aparecem em escavações, nas movimentações de terras, minerações e processamentos de minerais nas indústrias, ocorrendo em uma grande variedade de equipamentos como nas lâminas de remover terra dos tratores, em britadeiras, dentes escavadores, lâminas de escoamento, bombas para trabalhar com materiais com suspensões, etc. O desgaste de peças, os custos com o reparo e com a substituição destas peças, significam elevadíssimos gastos para as empresas. Portanto, o desenvolvimento de pesquisas na área de aços resistentes ao desgaste tem crescido muito nos últimos anos.

A microestrutura do aço desempenha papel importante na resistência ao desgaste. Se a estrutura muda de ferrita para perlita, bainita ou martensita, a resistência ao desgaste aumenta. Além disso, para um mesmo tipo de estrutura, a redução do tamanho de grão ou aumento do teor de carbono, leva a uma menor perda de massa causada pelo desgaste. Entretanto, o teor muito alto de carbono é prejudicial à soldabilidade do aço.

Vários fatores afetam a resistência ao desgaste de aços alta resistência baixa liga, especialmente aqueles relacionados com a microestrutura e as propriedades mecânicas. A resistência ao desgaste é proporcional à dureza, assim aços endurecíveis mostram uma resistência ao desgaste superior à dos aços recozidos.⁽⁸⁾

No trabalho realizado por Deus et al.,⁽¹⁾ os melhores resultados de resistência ao desgaste foram obtidos em microestruturas finas, com partículas semi-coerentes dispersas. A influência dos carbonetos na resistência ao desgaste depende de sua dureza em relação à dureza da matriz. Para materiais caracterizados de carbeto, dispersos em uma matriz macia, uma diminuição no caminho livre médio pela redução do tamanho do carboneto resulta em melhores resistências ao desgaste. Uma redução no tamanho do grão aumenta a dureza e também conduz ao aumento da resistência ao desgaste.

Outro fator que afeta diretamente o processo de desgaste abrasivo de dois ou três corpos é a temperatura. Através da análise dos resultados, Wu et al.⁽⁹⁾ verificaram que o volume desgastado é maior quando o ensaio acontece em

temperaturas mais altas, pois a elevação da temperatura, favorece, por exemplo, a redução da dureza dos materiais envolvidos.

Quando um metal é submetido à abrasão, a dureza da superfície abrasada torna-se aparentemente maior do que a do interior da peça. Assim, acredita-se que um material que apresenta alto endurecimento superficial por abrasão possui alta resistência ao desgaste.

No trabalho realizado por Salsky e Thomas⁽¹⁰⁾ o melhor resultado de resistência à abrasão foi observada para uma microestrutura constituída por ripas de martensita com uma dispersão de carbonetos finos no interior das ripas e filmes de austenita retida entre as ripas.

Prasad et al.⁽¹¹⁾ reportaram que aços com estrutura bifásica martensita/ferrita apresentam melhor resistência ao desgaste do que aços martensíticos com a mesma composição química. Isto significa que a microestrutura duplex composta por fase dura e resistente e uma matriz de alta tenacidade pode aumentar a resistência ao desgaste.

Jin et al.⁽³⁾ concluem que a resistência ao desgaste de aços bainíticos baixo carbono aumenta com o aumento da quantidade de bainita isenta de carbonetos. A liga com composição química de 0,18%C-1,13%Si-2,0%Mn-1,94%Cr na condição temperada, com estrutura composta por ripas de bainita ferrítica isenta de carbonetos e filmes de austenita retida nos contornos de ripa e alguma martensita com morfologia de ripa apresentou o melhor resultado de resistência ao desgaste.

Na tentativa de obter propriedades mecânicas adequadas como ductilidade, soldabilidade e resistência ao desgaste, foi desenvolvido um aço de alta resistência baixa liga com estrutura composta por uma matriz bainítica e ilhas de ferrita alotriomórfica e de MA (martensita/austenita retida) entre as ripas⁽¹²⁾. Segundo os autores, a existência de grãos de ferrita alotriomórfica e partículas de austenita retida aumentam a capacidade de acomodação da deformação da microestrutura e previne a esfoliação frágil que ocorre nos aços bainíticos, o que aumenta a resistência ao desgaste do aço.

Neste trabalho foi estabelecido o processamento de diversos tratamentos térmicos visando a obtenção de microestruturas diferenciadas e conseqüentemente, modificações nas propriedades mecânicas do aço resistente ao desgaste em estudo. O objetivo desta etapa do trabalho consistiu em caracterizar o aço, determinar os tratamentos térmicos e verificar a influência dos mesmos nas propriedades mecânicas do aço. As microestruturas temperadas, temperadas e revenidas foram comparadas com microestruturas multiconstituídas e procurou-se correlacionar os resultados metalográficos com as propriedades mecânicas quantificadas.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Neste trabalho foi utilizado o aço USI-ABRA-L, um aço resistente ao desgaste cedido pela Usiminas. Sua composição química (percentual em peso) está mostrada na Tabela 1. O material foi entregue na forma de placas com 200 mm de comprimento e seção transversal de 50 mm x 70 mm (Figura 1).

Tabela 1: Composição química do aço do aço USI-ABRA-L, fornecida pela USIMINAS (% p/p)

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	P	S	Al	B
0,26	1,13	0,92	0,72	0,29	0,18	0,17	0,020	0,0010	0,094	0,0016

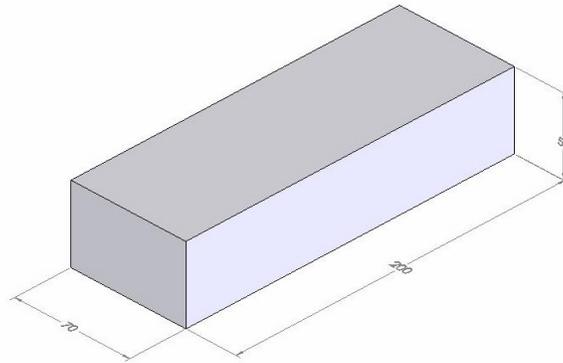


Figura 1 – Placas do aço USI-ABRA-L (dimensões em mm).

As placas doadas possuíam elevada dureza inicial (470HV), o que inviabilizava a confecção de corpos de prova para os ensaios de tração e análise metalográfica. Foi necessário um tratamento térmico preliminar das placas para facilitar o processo de usinagem dos corpos de prova de tração e das amostras metalográficas. Para esse tratamento, uma placa, como recebida, foi colocada em um forno à temperatura de 700°C. Após 10 horas, o forno foi desligado e a placa resfriada dentro do forno. O objetivo era obter uma estrutura esferoidizada a partir da estrutura inicial bainítica. Optou-se por esse tratamento térmico para evitar um possível crescimento exagerado de grão. Após esse tratamento, a dureza encontrada foi de 205HV. Das placas foram feitos blocos de 10 x 10 x 100 mm, que serviram de base para a usinagem dos corpos de prova de tração de dimensões reduzidas, conforme a Figura 2.

Para cada condição de tratamento térmico foram usinados três corpos de prova, dois destinados aos ensaios de tração, que foram usinados conforme a Figura 2 e um corpo de prova com comprimento de 90 mm e diâmetro de 8 mm destinado à metalografia.

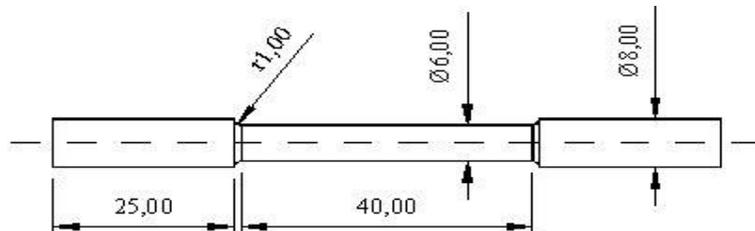


Figura 2 – Corpo de prova de tração de dimensões reduzidas (dimensões em mm).

Três tratamentos térmicos foram conduzidos:

- (a) têmpera com austenitização a 910°C por 10 minutos com resfriamento em óleo, para obter uma microestrutura martensítica;
- (b) tempera e revenimento, têmpera com austenitização a 910°C por 10 minutos com resfriamento em óleo e revenimento a 200°C por 2 horas, objetivando o revenimento da martensita; e
- (c) tratamento térmico de dois estágios,⁽¹³⁾ para obter microestruturas constituídas por uma matriz bainítica e pequenas quantidades de ferrita proeutetóide e de constituinte M.A. (martensita e austenita retida). Nesse tratamento foram utilizados dois fornos. O primeiro foi ajustado em uma temperatura de 910°C para

austenitização no campo intercrítico. O segundo foi mantido em uma temperatura do campo bainítico, 400 °C, contendo em seu interior um banho de chumbo para abaixar rapidamente a temperatura das amostras, evitando, assim, a formação de perlita. Antes que a reação bainítica se completasse, as amostras foram retiradas do banho de chumbo e resfriadas em água, o processo está ilustrado esquematicamente na Figura 3.

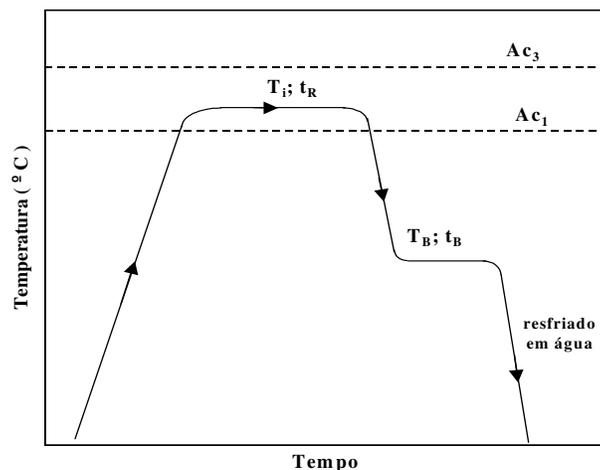


Figura 3 – Desenho esquemático do tratamento de dois estágios.⁽¹³⁾

Para realizar os ensaios de tração foi utilizada uma máquina de ensaios INSTRON modelo 5582 com sistema de controle e aquisição de dados Merlin, extensômetro eletrônico 2630-100 com comprimento útil de 25 mm e célula de carga de 100 KN. Os testes foram realizados à temperatura ambiente a uma velocidade de 4mm/min, levando a uma taxa de deformação inicial de $1,67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Foram obtidas as curvas tensão convencional – deformacional convencional até a carga máxima para cada amostra e ainda foram determinadas as seguintes grandezas: limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento uniforme.

As amostras para micrografia foram cortadas, embutidas e preparadas segundo as técnicas metalográficas usuais. As amostras foram atacadas com o reagente nital 5% ou com metabissulfito de sódio 2% e fotografadas com auxílio de um microscópio óptico com aumento de 400 vezes. As medidas de dureza foram conduzidas em durômetro Vickers.

3 RESULTADOS

A micrografia do material após tratamento térmico de recozimento é apresentada na figura 4, observa-se que apesar da redução sensível de dureza de 470 HV para 205 HV, o que possibilitou a usinagem dos corpos de prova, a microestrutura não apresentou a cementita esferoidizada em uma matriz ferrítica poligonal. A fotomicrografia mostra a presença de carbonetos de cementita dispersos numa matriz de ripas de ferrita, a presença desses carbonetos pode ser observada dentro e nos contornos das ripas. Esta microestrutura inicial apresentou resultados determinantes na morfologia da ferrita alotriomórfica obtidas nos tratamentos térmicos subsequentes.

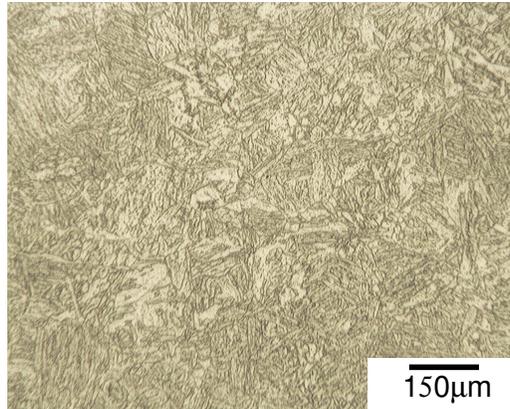


Figura 4 – Fotomicrografia da amostra com recozimento isotérmico a 700°C durante 10h, ataque de nital 5%.

O primeiro tratamento térmico específico foi a têmpera, onde foi obtida uma microestrutura martensítica com pequena quantidade de ferrita alotriomórfica (setas escuras), mostrada na Figura 5.

O segundo tratamento térmico foi o de beneficiamento, têmpera seguida de revenimento, objetivando o revenimento da martensita, sendo assim foi produzida uma microestrutura martensítica revenida com uma pequena quantidade de ferrita alotriomórfica (setas escuras), mostrada na Figura 6.

O terceiro tratamento térmico foi uma austêmpera interrompida, tratamento térmico de dois estágios.⁽¹³⁾ Neste caso, antes que a reação bainítica se completasse, as amostras foram retiradas do banho de chumbo e resfriadas em água, e com isso foi obtida a microestrutura multiconstituída mostrada nas Figuras 7 e 8. Na Figura 7, com ataque de Nital 5%, foi possível observar uma matriz bainítica, com presença de ferrita alotriomórfica e do constituinte MA (martensita/austenita retida). Este ataque, entretanto, não permite distinguir os dois últimos constituintes (ambos com setas escuras). Para a realização da distinção entre estes dois constituintes foi necessário o ataque com metabissulfito de sódio 2% (Figura 8). Este ataque mostra com setas claras o constituinte MA (martensita/austenita retida) e com setas escuras a ferrita alotriomórfica. O objetivo principal deste tratamento foi de obter uma microestrutura multiconstituída com fases de elevada dureza (bainita e martensita) e fases de baixa dureza (ferrita alotriomórfica e austenita retida). A existência de ferrita alotriomórfica e partículas de austenita retida aumenta a capacidade de acomodação da deformação da microestrutura e a martensita dispersa, por sua vez, eleva a dureza e aumenta a resistência ao desgaste.

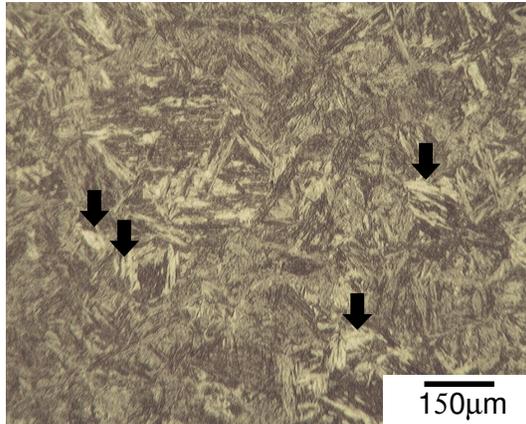


Figura 5 – Fotomicrografia da amostra temperada, ataque com nital 5%.

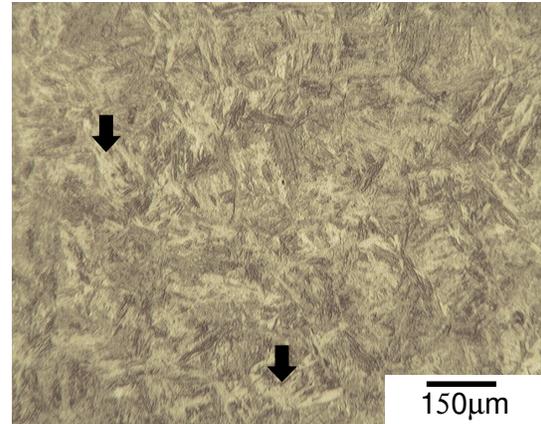


Figura 6 – Fotomicrografia da amostra temperada e revenida a 200°C por 2 horas, ataque com nital 5%.

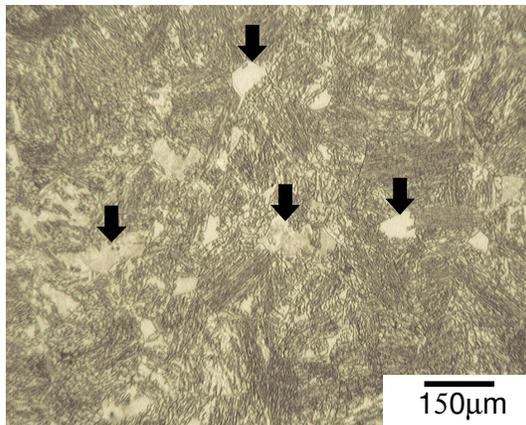


Figura 7 – Fotomicrografia da amostra austenitizada a 910°C 10 (min), banho de chumbo a 400°C por 5 (min), ataque com nital 5%.

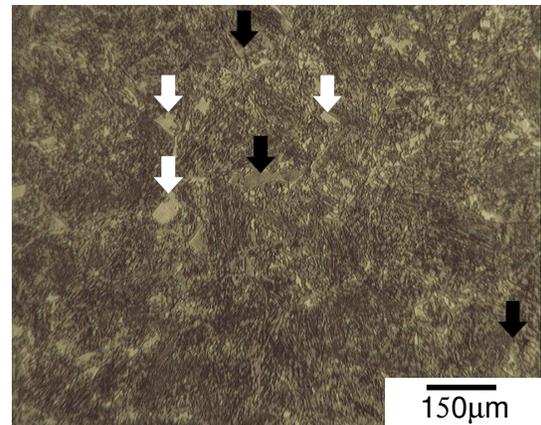
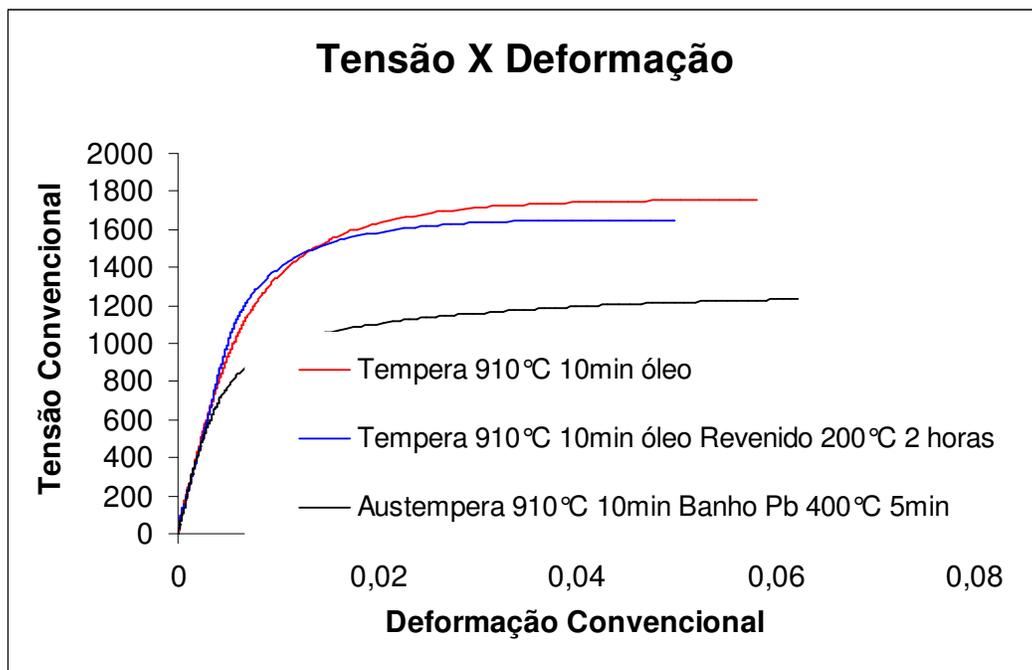


Figura 8 – Fotomicrografia da amostra austenitizada a 910°C 10 (min), banho de chumbo a 400°C por 5 (min), ataque com metabissulfito de sódio 2%.

A Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas quantificadas no ensaio de tração, obtidas a partir do uso do extensômetro, do sistema de controle e aquisição de dados e do gráfico Tensão Convencional X Deformação Convencional (Figura 9) até o início da estricção. A amostra 1 refere-se ao aço temperado, a amostra 2 refere-se ao aço temperado e revenido e a amostra 3 refere-se ao aço com austêmpera interrompida. Nota-se que a amostra submetida à austêmpera interrompida apresentou resistência mecânica, observada através dos limites de escoamento e resistência e da própria curva de escoamento, inferior às demais e ductilidade superior. Conforme esperado, a amostra apenas temperada se mostrou com a maior resistência e dureza e menor ductilidade. Esses resultados estão coerentes com as microestruturas desenvolvidas nos tratamentos térmicos realizados.

Tabela 2: Propriedades mecânicas

	Dureza (HV)	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)	Alongamento uniforme (%)
Amostra 1	440	1.261	1.751	4,90
Amostra 2	240	1.230	1.650	4,20
Amostra 3	345	858	1.247	6,58

**Figura 9** – Gráfico Tensão Convencional X Deformação Convencional até a tensão máxima.

4 DISCUSSÃO

O principal objetivo deste trabalho foi determinar os parâmetros para realização dos tratamentos térmicos com o objetivo de obter amostras com microestruturas diversificadas. Importante salientar que os parâmetros avaliados permitiram obter microestruturas com ferrita alotriomórfica tanto para a matriz martensítica quanto bainítica.

Foi verificado que a temperatura de 910°C permite obter uma pequena quantidade de ferrita alotriomórfica, que segundo Xu et al.⁽¹²⁾ aumenta a capacidade de acomodação da deformação da microestrutura e previne a esfoliação frágil que ocorre nos aços bainíticos, o que aumenta a resistência ao desgaste do aço. Verificou-se que a ferrita alotriomórfica encontra-se dispersa na matriz martensítica (amostra temperada) e bainítica (amostra austemperada), e com uma morfologia muito diferente da apresentada por Xu et al.,⁽¹²⁾ onde os grãos da ferrita alotriomórfica apresentavam-se nos contornos de grão da austenita prévia.

Foi possível também obter uma microestrutura semelhante aos trabalhos de Prasad et al.⁽¹¹⁾ com estrutura bifásica martensita/ferrita para verificação se a microestrutura duplex composta por fase dura e resistente e uma matriz de alta tenacidade pode aumentar a resistência ao desgaste quando comparada à microestrutura completamente martensítica.

É sabido que a dureza é um dos principais parâmetros para se avaliar a resistência ao desgaste por abrasão, as durezas apresentadas para as amostras 1 (440HV - têmpera) e 3 (345HV - austêmpera interrompida) são elevadas, portanto, estas amostras apresentam boa característica para resistência ao desgaste, entretanto, a dureza da amostra 2 (240HV – têmpera e revenimento) já poderá comprometer a resistência ao desgaste.

A tenacidade é outro fator importante para os aços resistentes ao desgaste e pode ser avaliada pelo produto do limite de resistência à tração pelo alongamento, as amostras 1 (têmpera) e 3 (austêmpera interrompida) apresentam os valores de tenacidade próximos, a amostra predominante bainítica possui menor limite de resistência, entretanto, possui maior alongamento. Do ponto de vista da tenacidade ambas as amostras atendem aos requisitos necessários.

5 CONCLUSÃO

Os parâmetros estabelecidos para a realização dos tratamentos térmicos permitiram a obtenção de uma pequena quantidade de ferrita alotriomórfica nos aços bainíticos e martensíticos. As propriedades mecânicas apresentadas, também, encontraram-se dentro dos limites esperados do ponto de vista de dureza, tenacidade e limite de resistência para os aços resistentes ao desgaste tanto para a amostra temperada quanto para a amostra com o tratamento de austêmpera interrompida.

Agradecimentos

Agradeço ao Professor Doutor Almir Gonçalves Vieira pela colaboração na execução desta pesquisa, e a Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais (FAPEMIG) pelo incentivo e financiamento da mesma.

REFERÊNCIAS

- 1 DEUIS, R. L.; SUBRAMANIAN, C.; YELLUP, J. M. Abrasive wear of aluminium composites – a review, **Wear Abrasive**, n, 201, 1996, p.132-144.
- 2 MONDAL, D. P.; DAS, S.; JHA, A. K.; YEGNESWARAN, A. H. Abrasive wear of Al alloy-Al₂O₃ particle composite: a study on the combined effect of load and size of abrasive, **Wear Abrasive**, n. 223, 1998, p.131-138.
- 3 JIN, N.; CLAYTON, P. Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic, **Wear**, v. 202, 1997, p. 202-207.
- 4 DEVANATHAN, R.; CLAYTON, P.; Rolling-sliding wear behavior of three bainitic steels, **Wear**, v. 151, 1991, p. 255-26.
- 5 CABALLERO, F.G.; BHADESHIA, H.K.D.H.; MAWELLA, K.J.A.; JONES, D.G.; BROWN, P. Design of novel high strength bainitic steels. Parts 1 and 2, **Materials**.
- 6 KALOUSEK, J.; FEGREDO, K.M.; LAUFFR, E.E. The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructures of high hardness, **Wear**, v. 105, 1985 p. 199–222.
- 7 HAWK, J. A.; WILSON, R. D.; TYLCZAK, J. H.; DOGAN, Ö. N. Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation, **Wear Abrasive**, n, 225-229, 1999, p.1031-1042.
- 8 XU, P.; BAI, B.; YIN, F.; FANG, H.; NAGAI, K. Microstructure control and wear resistance of grain boundary allotriomorphic ferrite/granular bainite duplex steel, **Materials Science and Engineering A**, v. 385, 2004, p. 65–73.

- 9 WU, W. Z.; XING, J. D.; SU, J. Y. An investigation on three-body abrasive wear test at elevated temperature, **Wear Magazine**, n. 210, 1997, p. 299-303.
- 10 SALSKEY, W.J.; THOMAS, G.. Medium carbon steel alloy design for wear applications, **Wear**, v. 75, 1982, p. 21–40.
- 11 JHA, A.K.; PRASAD, B.K.; MODI, O.P.; DAS, S.; YEGNESWARAN, A.H, **Wear**, v. 254, 2003, p. 120.
- 12 XU, P.G.; FANG, H.S.; BAI, B.Z.; WANG, Z.J.; YANG, Z.G.; HUANG, J.F. **Journal of Iron Steel Research Institute**, v. 9, 2002, p. 33.
- 13 MATSUMARA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Retained austenite in 0.4C-Si-1.2 Mn steel sheet intercritically heated and austempered, **ISIJ International**, v. 32, n. 9, 1992, p. 1014-1020.