

# CARACTERIZAÇÃO DA LIGA Fe-C-Mn-Si-Cr PARA ROLAMENTOS<sup>1</sup>

José Benedito Marcomin<sup>2</sup>  
Hélio Goldenstein<sup>3</sup>

## Resumo

O aço SAE/AISI 52100 é utilizado como produto laminado de partida para a fabricação de rolamentos como também na fabricação de peças e dispositivos que fazem parte do processo de laminação como roletes guia de laminadores e rolos desempenadores de barras. A proposta do presente trabalho é a caracterização da liga Fe-C-Mn-Si-Cr (AISI/SAE 52100 modificado com 1,74% de Si) por seu comportamento mecânico perante o revenimento (curva de revenimento) e à fragilização da martensita revenida. O projeto desta liga é baseado na mesma idéia do aço 300M em relação ao SAE/AISI 4340. O efeito do Si na cinética de precipitação da cementita retarda a fragilização da martensita revenida. Para determinação de suas propriedades mecânicas foram realizados ensaios de impacto e dureza em amostras temperadas e revenidas do aço modificado comparativamente a um aço SAE/AISI 52100 comercial. Foram analisados aspectos microestruturais por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-x. A liga ao Si apresentou grande resistência ao amolecimento e mostrou-se resistente à fragilização da martensita revenida.

**Palavras-chave:** Aço; Fragilização; Revenimento; Têmpera.

## FE – C – MN – SI – CR BEARING ALLOY CHARACTERIZATION

## Abstract

The SAE/AISI 52100 steel is not only used as a rolled raw material for bearing manufacturing but to build some rolling devices as well, like guide rollers and straightener rollers. The purpose of this work is the characterization of Fe-C-Mn-Si-Cr bearing alloy (AISI 52100 steel, modified with 1.74% Si) by plotting the variation of quenched and tempered hardness curve (tempering curve) and tempered martensite embrittlement susceptibility. The present application is based on the same idea as 300M steel regarding SAE/AISI 4340 steel. The effect of Si on the kinetics of cementite precipitation leads to raising the temperature of tempered martensite embrittlement. Quench and temper treatments were carried out and impact tests were performed with modified and commercial steels and the results were compared. Microstructure aspects were studied by electron microscopy and x-ray diffraction analysis. The Si alloyed steel presented a great resistance to softening after tempering and no tempered martensite embrittlement.

**Key words:** Tempered; Martensite; Embrittlement; Quench.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 48º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 24 a 27 de outubro de 2011, Santos, SP

<sup>2</sup> Eng° de Materiais, MSc., Chefe Depto. Enga. Materiais-Bardella S/A- doutorando- POLI – USP.

<sup>3</sup> PhD, Professor Titular do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – POLI – USP.

## 1 INTRODUÇÃO

As ligas de Fe-C-Cr (SAE/AISI 52100, DIN100Cr6) têm sido amplamente aplicadas na fabricação de rolamentos para indústria automotiva na condição temperado e revenido. Normalmente, a fabricação de rolamentos parte de barras laminadas de aço 52100. Este material também é utilizado na fabricação de roletes guia e rolos de endireitadoras de barras laminadas. Rolamentos de grandes dimensões utilizados em laminadores desbastadores são submetidos a picos de tensão no início do desbaste o que leva à necessidade de materiais com maior tenacidade. Com o intuito de melhorar a tenacidade deste aço e, baseado na idéia do aço 300M, utilizado na indústria aeroespacial, foi projetada uma liga tendo como base a composição química do aço SAE/AISI 52100, modificado com 1,74% de silício e 0,96% de manganês. A liga projetada também é baseada nas ligas que apresentam efeito TRIP com microestrutura constituída de nanobainita ou *hard bainite*.<sup>(1)</sup> O objetivo deste trabalho foi estudar o comportamento mecânico desta nova liga, temperada e revenida, caracterizando-a por meio das curvas de revenimento e quanto à resistência à fragilização da martensita revenida.

### 1.1 Aço 300M

O aço 300M nada mais é que o aço AISI/SAE 4340 com algumas adições de Si, Mo e V. A Tabela 1 apresenta composição típica para um aço SAE 4340 e para o aço 300M.<sup>(2)</sup>

**Tabela 1.** Composição química típica para os aços SAE4340 e 300M<sup>(2)</sup>

	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
4340	0,39	0,0010	0,0017	0,26	0,64	0,80	1,82	0,22	-
300M	0,39	0,0005	0,0009	1,78	0,76	0,76	1,69	0,40	0,08

Inicialmente, o aço 300M foi desenvolvido para fabricação de envelopes de motores de foguetes para a indústria aeroespacial. Após algumas experiências mal sucedidas nos programas espaciais nos Estados Unidos e Europa, nos anos 1960 e 1970, foi substituído por aços menos resistentes e mais pesados. Na década de 1970, o Centro Técnico Aeroespacial (CTA) deveria escolher o melhor aço para fabricação de envelopes dos motores dos foguetes SONDA, precursores dos VLS (Veículo Lançador de Satélite). Foi decidido utilizar os aços 4340 e 300M com o desafio de corrigir as falhas deste último, dominando a tecnologia de fabricação, ciclo de tratamento térmico e processo de soldagem.<sup>(3)</sup>

Atualmente, o envelope de motores propulsores dos VLS são fabricados com o 300M, além de: dispositivos fixadores de alta resistência, trens de pouso e partes de fuselagem. Já foi exportado para a Boing e tem sido colocado em projetos de trens de pouso aeronaves de grande porte.<sup>(3)</sup> O desenvolvimento deste aço só foi possível, na época, devido ao empenho do CTA, Eletrometal (atual Villares Metals), Acesita e Usiminas.

### 1.2 O Aço 52100 Modificado

Existe um fenômeno que ocorre em alguns aços ligados, que é a fragilização da martensita revenida (FMR). Quando estes aços são temperados e revenidos em certas faixas de temperatura, pode ocorrer um abaixamento na tenacidade à fratura e na energia absorvida no ensaio de impacto. Na literatura,<sup>(4)</sup> encontra-se como

temperatura de revenimento crítica para a FMR, a temperatura de 350°C. Esse fenômeno também é conhecido como fragilização a 350°C. O mecanismo deste fenômeno foi estudado por diversos autores<sup>(5)</sup> e, basicamente, existe um consenso em algumas observações sobre ele:

- ocorre devido à precipitação de filmes de cementita, oriunda da austenita retida, entre e os pacotes de ripas de martensita ou dentro dos pacotes de ripas de martensita, além da instabilidade mecânica da austenita não decomposta termicamente no revenimento;
- elementos de impurezas como P, S, Sb, Sn e N podem precipitar em contornos do grão austenítico prévio e contribuir para a fragilização;
- o Si aumenta a temperatura de revenimento para a qual ocorre a FMR;
- o micromecanismo de fratura pode variar: intergranular, transgranular ou misto;<sup>(6)</sup>
- alguns autores apontam o micromecanismo de fratura intergranular relacionado a um efeito combinado da segregação de elementos como P, S, Sb, Sn e N com a precipitação da cementita e efeito da instabilidade mecânica da austenita retida e não decomposta termicamente durante o revenimento.<sup>(7)</sup>

O silício foi adicionado no aço 300M, com o propósito de retardar a precipitação da cementita ( $Fe_3C$ ), além de aumentar a dureza em solução sólida e aumentar a resistência mecânica em alta temperatura.<sup>(8)</sup> Atrasando a precipitação da cementita, a temperatura de revenimento na qual ocorreria o fenômeno aumenta.

A idéia do projeto da liga Fe-C-Cr-Mn-Si (52100 MOD) foi retardar o fenômeno da fragilização da martensita revenida, aumentando a tenacidade à fratura do SAE/AISI 52100 (DIN100Cr6) comercial. Com a adição do Si, o carboneto que precipita é o carboneto épsilon ( $\epsilon$ ),  $Fe_{2,4}C$  (hexagonal), e, por isto, além de retardar a FMR, aumenta a resistência ao amolecimento durante o revenimento. Isto permite tratamentos mais longos nestas temperaturas, como nitretação, garantindo alta dureza superficial (70 HRc), com dureza de núcleo ainda dentro da faixa de aplicação (58/60 HRc).

A adição de Mn foi realizada para que a linha  $A_1$  não se alterasse muito, uma vez que o Si é estabilizador da fase ferrítica (alfagênico) e o Mn é estabilizador da fase austenítica (gamagênico).

A liga estudada também foi baseada nas composições que têm sido utilizadas no estudo de ligas com estrutura de nanobainita, pois outros trabalhos estão sendo realizados explorando a aplicação desta liga com estrutura bainítica.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Todos os tratamentos térmicos e ensaios foram realizados com o aço modificado e com um aço SAE52100 comercial fabricado pela Villares Metals. O aço modificado foi produzido em forno de fusão por indução a vácuo, o que promove isenção de microinclusões, fabricado pela Villares Metals. Ambos foram fornecidos no estado coalescido (esferoidizado).

A Tabela 2 apresenta as composições químicas típicas e as temperaturas de início ( $M_s$ ) e fim ( $M_f$ ) de transformação martensítica para o aço SAE 52100 e o aço estudado, 52100MOD.

**Tabela 2.** Composição química dos aços estudados e temperatura Ms e Mf

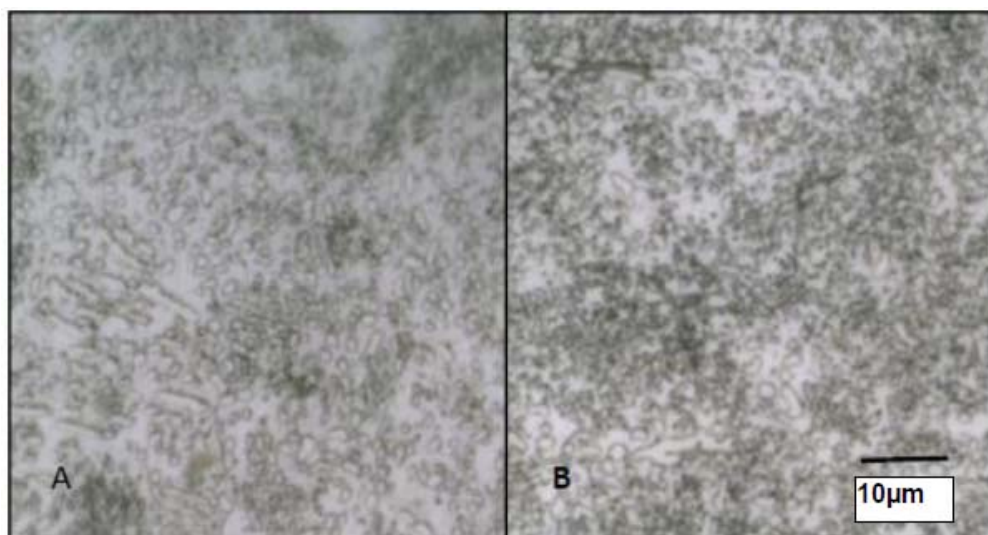
AÇO	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Sn	O2
52100MOD	1,06	1,74	0,96	0,002	0,001	1,49	0,13	0,05	0,06	0,05	0,006	0,0006
52100	1,00	0,25	0,32	0,006	0,0056	1,35	0,04	0,01	0,01	0,019	-	-
	Ms (°C)					Mf(°C)						
SAE 52100 COMUM	157					-60						
SAE52100 MOD	70					-145						

As temperaturas de início e fim de transformação martensítica foram calculadas pelas equações de Andrews,<sup>(9)</sup> após a simulação do Thermocalc para os teores dos elementos absorvidos na austenita na faixa de temperatura entre 825°C e 865°C. Foram realizados tratamentos de têmpera e revenimento para o levantamento das curvas de revenimento em função da dureza, estudo da fragilização da martensita revenida por meio de ensaios de impacto e análise de austenita retida por difração de raios-X. Foram levantadas curvas de dureza por tempo de revenimento. As análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas em equipamento Philips, modelo XL30. O durômetro utilizado foi um Wolpert. A medida de dureza seguiu a norma ASTM A 370a 2007.<sup>(10)</sup> Os ensaios de impacto foram realizados conforme norma ASTM E 23 ed. 07a 2007.<sup>(11)</sup> O equipamento utilizado para análise de austenita retida foi um difratômetro de raios-X, marca Rigaku, modelo SI 10 Y2K.

### 3 RESULTADOS

#### 3.1 Estado de Fornecimento

A Figura 1 apresenta a micrografia dos aços no estado de fornecimento.



**Figura 1.** (a) Micrografia do aço 52100MOD; e (b) SAE 52100 Comercial. Microestrutura de carbonetos esferoidizados. Ataque: nital 3%. Aumento: 200 vezes.

O diâmetro médio das partículas de segunda fase, medida pelo software Material Plus 4.2 foi de 0,36 µm a 0,40 µm. A literatura menciona que partículas com diâmetros entre 0,40 µm e 0,70 µm são benéficas para tenacidade à fratura.<sup>(12)</sup>



### 3.2 Curvas de Revenimento

Foram realizados tratamentos em quatro temperaturas de austenitização: 960°C, 900°C, 865°C e 825°C. As amostras foram resfriadas em óleo em 120°C e em nitrogênio líquido (-196°C) durante doze horas para diminuir ao máximo a fração de austenita retida. Foram realizados revenimentos em cinco temperaturas: 250°C, 350°C, 400°C, 450°C e 500°C durante uma hora e trinta minutos. O resultado mais interessante, em termos de dureza foi o obtido com amostras austenitizadas em 865°C. A Figura 2 apresenta a curva de revenimento para esta temperatura de austenitização.

Após o revenimento em 450°C, durante uma hora e trinta minutos, o aço modificado ainda apresenta dureza entre 58 HRC e 60 HRC.

A fração de austenita retida foi estimada previamente pela equação de Koistinen-Marburger:<sup>(13)</sup>

$$Y_{\text{retida}} = 1 - f_m = e^{-0,011 (Ms-QT)}$$

Pela equação acima, a fração de austenita retida ( $Y_{\text{retida}}$ ) é proporcional ao gradiente de temperatura entre a temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ) e a temperatura de Têmpera ( $T$ ). Os valores estimados foram de 2% para o aço comercial e 5,4% para o aço modificado.

Após a têmpera, a fração de austenita retida, encontrada por difratometria de raios-X foi de 3,5% para o aço modificado e 3% para o aço comercial.

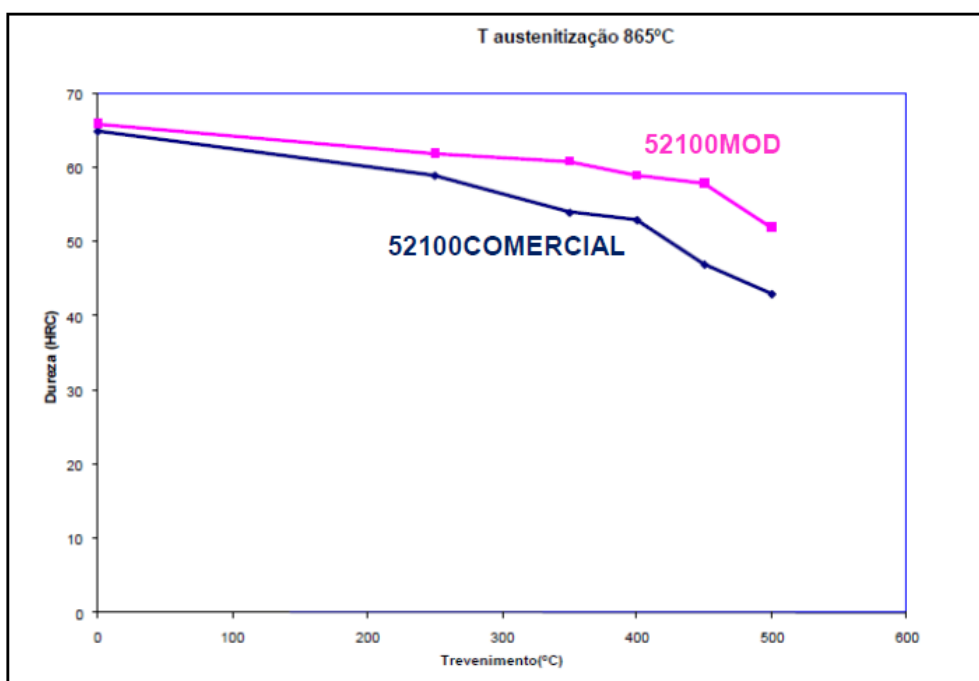
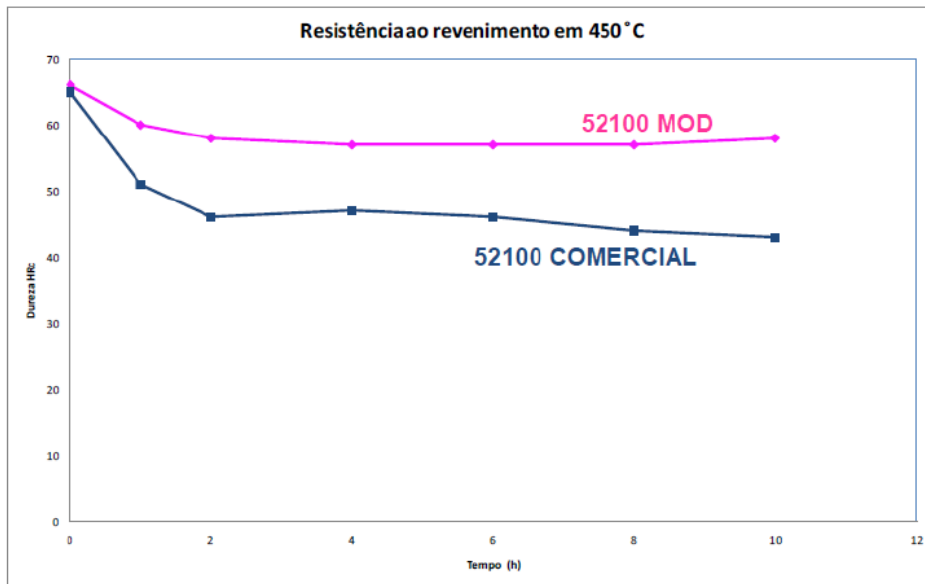


Figura 2. Curva de revenimento – dureza em função da temperatura de revenimento.

### 3.3 Resistência ao Revenido

Foram levantadas curvas de dureza em função do tempo de revenimento para avaliação da resistência ao amolecimento.

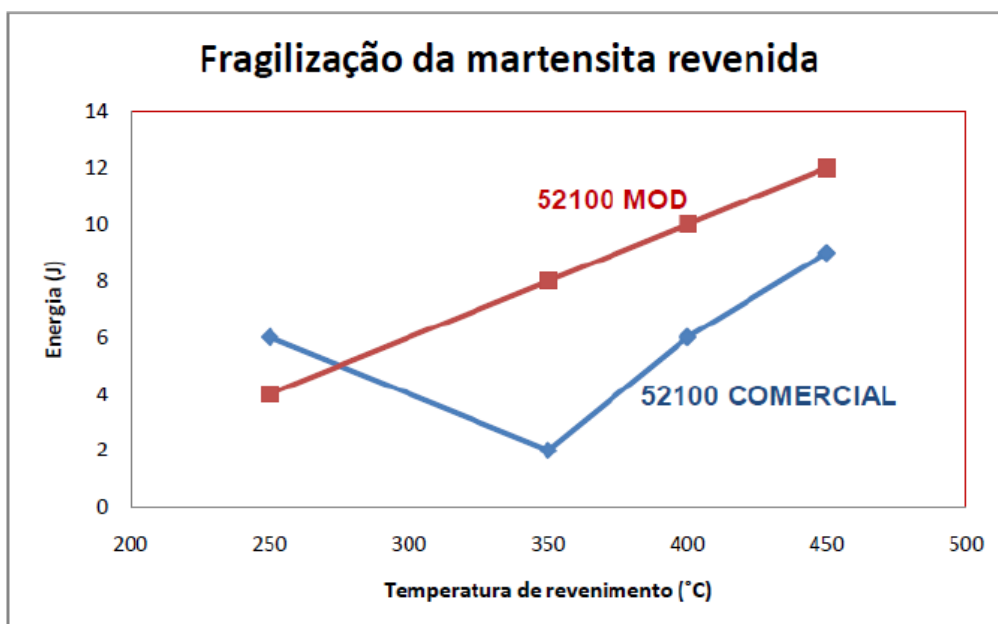
A Figura 3 apresenta a curva de resistência ao revenido para a temperatura de 450°C.



**Figura 3.** Curva de dureza em função do tempo de revenimento.

### 3.4 Resistência à Fragilização da Martensita Revenida (FMR)

Foram realizados tratamentos de têmpera e revenimento, com temperatura de austenitização de 865°C, resfriamento em óleo em 200°C (para evitar trincas) e resfriamento em Ni líquido (-196°C), por apenas 15 minutos para a obtenção de fração de austenita retida um pouco maior para que fosse possível ocorrer a FMR. A Figura 4 apresenta as curvas de energia absorvida no impacto em função da temperatura de revenimento e a Figura 5 apresenta a variação da austenita retida com a temperatura de revenimento. Foram utilizados corpos-de-prova com entalhe em U, conforme a norma ASTM E 23 ed. 07 a 2007.<sup>(11)</sup> Os ensaios de impacto foram realizados em máquina Panantec, escala de 30 kgf.m, em temperatura ambiente.



**Figura 4.** Curva de energia absorvida no ensaio de impacto em função da temperatura de revenimento.

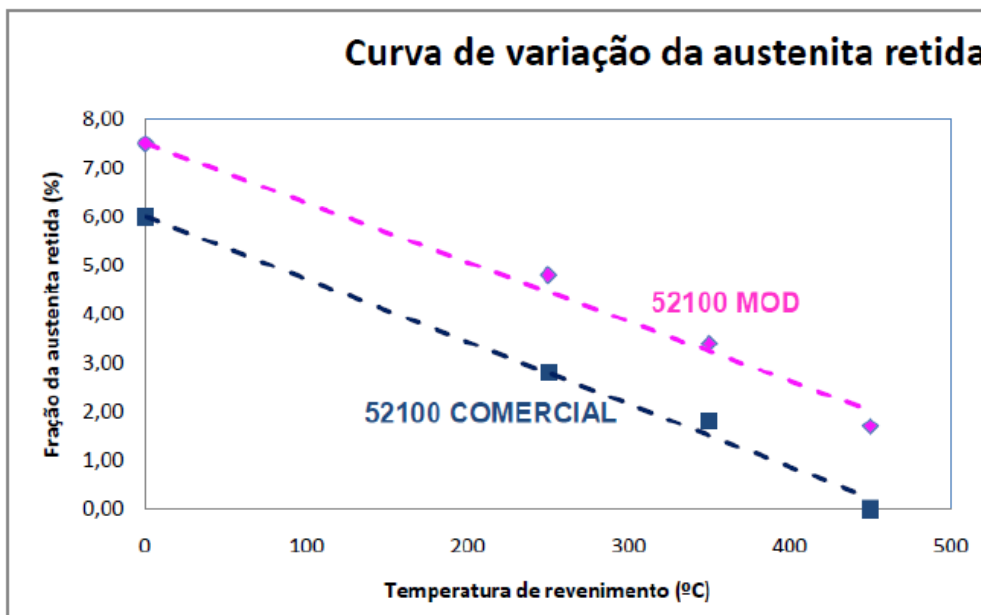


Figura 5. Variação da austenita retida em função da temperatura de revenimento.

### 3.5 Relação de Dureza em Função da Energia de Impacto

Foi levantada a curva de dureza média com relação à energia média absorvida no impacto, para cada aço. A Figura 6 apresenta os resultados.

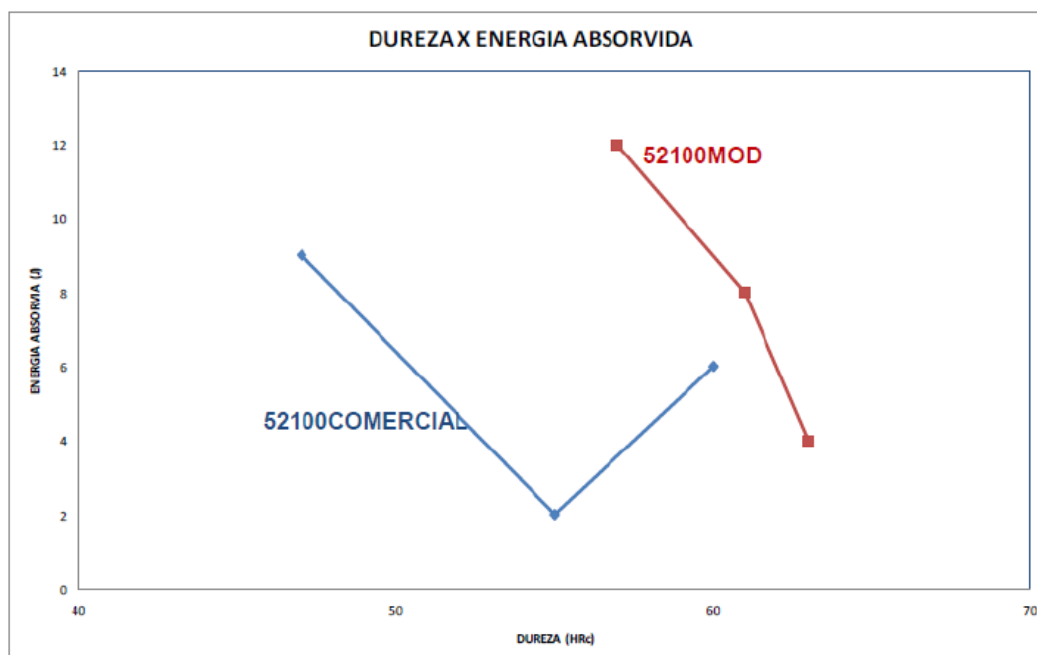
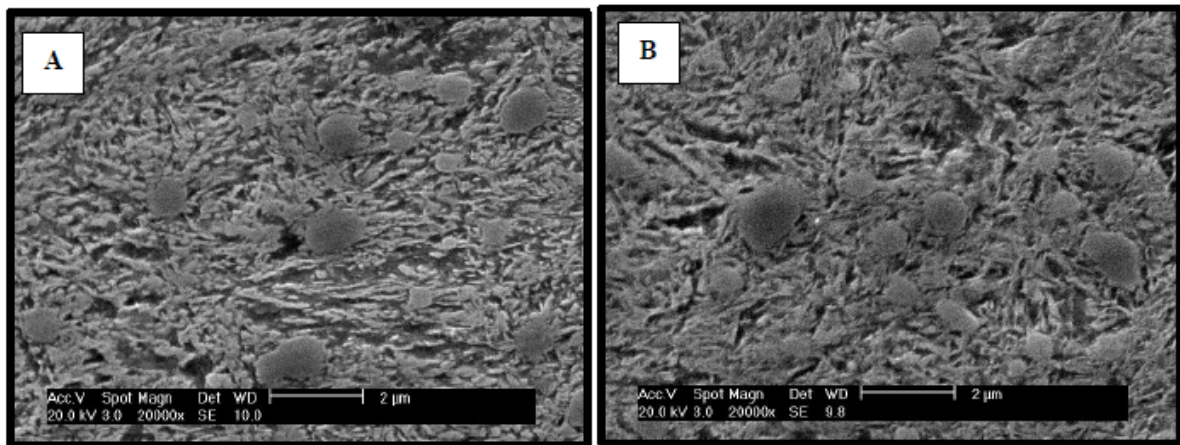


Figura 6. Variação da dureza em função da energia absorvida no ensaio de impacto para o aço SAE/AISI 52100 comercial e para o aço modificado.

### 3.6 Análise de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

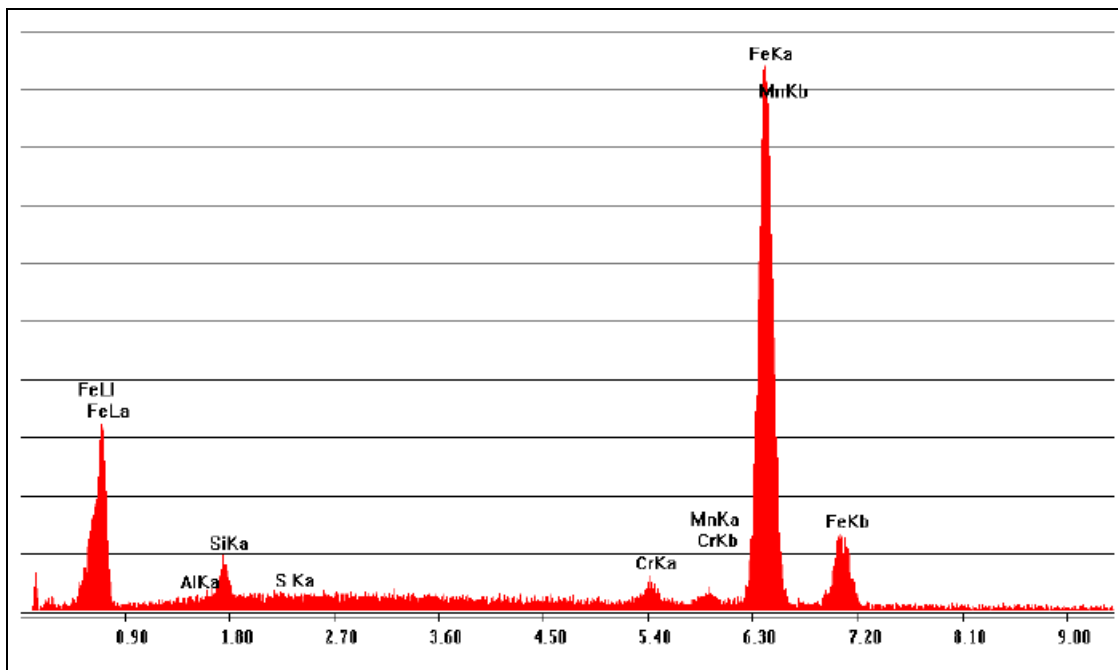
Foram realizadas análises de MEV, tanto da microestrutura quanto da superfície de fratura dos corpos-de-prova de impacto, bem como análise de EDS (*Energy Dispersive x-ray Spectrometer*) da matriz e dos precipitados.

A Figura 7 apresenta a análise de MEV da microestrutura das amostras revenidas em 350°C. Nota-se a microestrutura constituída de martensita revenida e carbonetos precipitados.



**Figura 7.** (a) Análise de MEV da microestrutura dos corpos-de-prova de impacto, revenidos em 350°C do aço SAE 52100 comercial; e (b) do aço 52100MOD. Imagem de elétrons secundários com aumento de 20.000 vezes. Diferença de potencial de aceleração de 20kV. Microestrutura de martensita revenida com carbonetos precipitados.

As Figuras 8 e 9 apresentam a análise de EDS da matriz dos corpos-de-prova de impacto.



**Figura 8.** Análise de EDS da matriz do aço 52100MOD, revenido em 350°C. Nota-se o pico do Si.



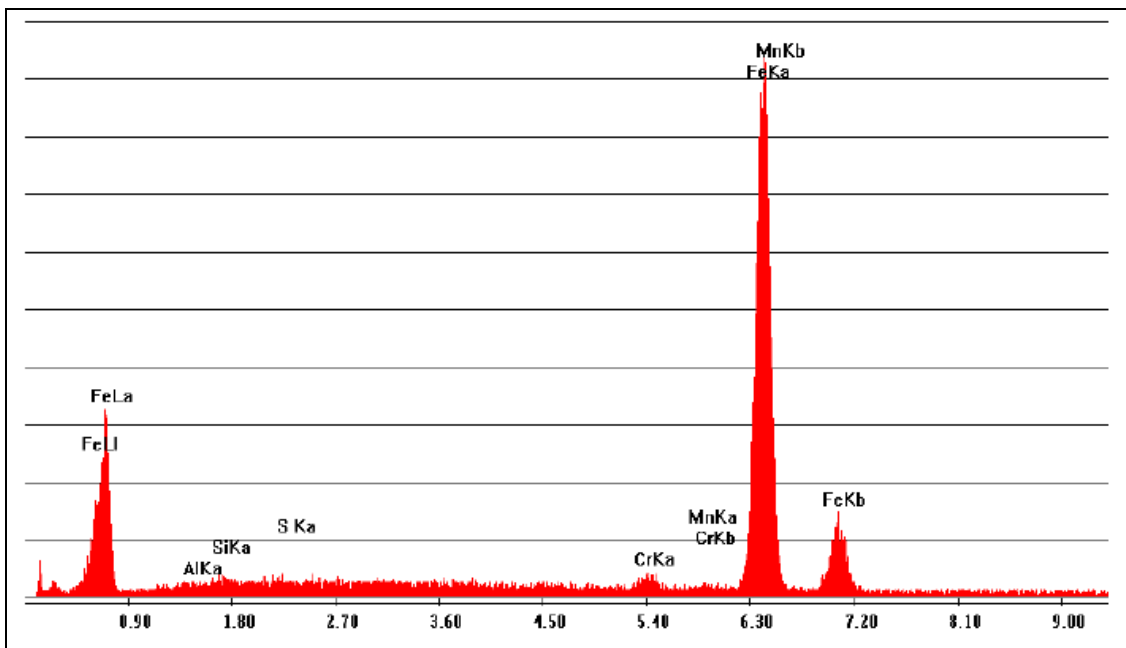


Figura 9. Análise de EDS da matriz do aço SAE 52100 comercial, revenido em 350°C.

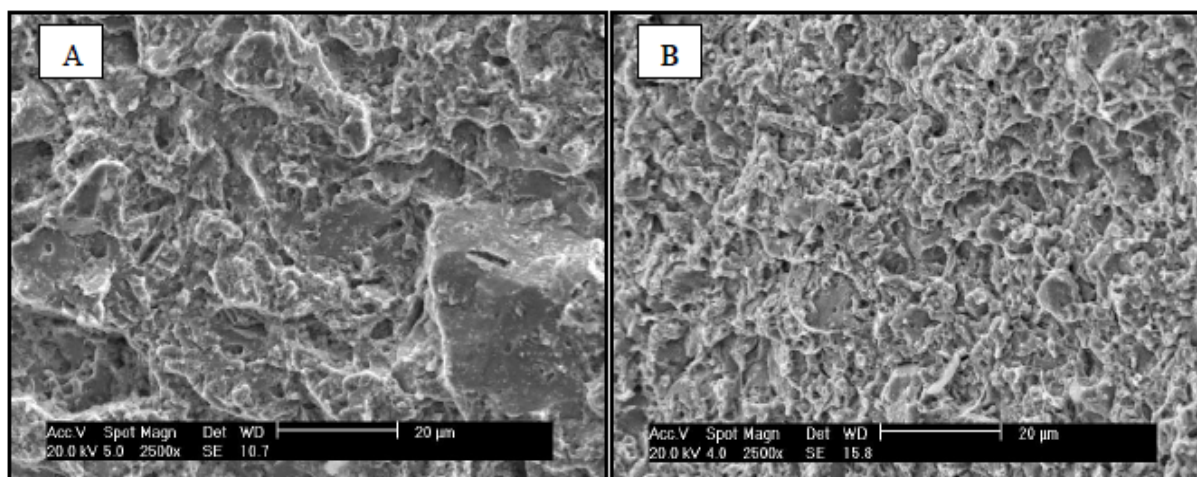


Figura 10. Análise de MEV da superfície de fratura dos corpos-de-prova de impacto. Imagens de elétrons secundários. Aumento 2.500 vezes. (a) Micromecanismo de fratura misto (Intergranular e *dimples*) para o aço comercial; e (b) micromecanismo por *dimples* para o aço modificado.

## 4 DISCUSSÃO

Pela curva de revenimento (Figura 2) e pela curva de resistência ao amolecimento (Figura 3), nota-se que o aço modificado apresenta níveis de dureza superiores ao aço SAE52100 comercial. Isto se deve à precipitação do carboneto  $\epsilon$  em substituição à cementita.<sup>(14)</sup> O carboneto  $\epsilon$  é o responsável pela manutenção de dureza ao longo do tempo nas temperaturas testadas. No período de oito horas em 450°C a dureza do aço modificado reduz-se de 1HRc.

Pela análise da curva de energia absorvida em função da temperatura de revenimento (Figura 4), nota-se que o aço modificado não apresenta fragilização da martensita revenida, ao contrário do aço comercial. A variação da fração de austenita retida (Figura 5) combinada à variação da energia absorvida no ensaio de impacto, em função da temperatura está em conformidade com as observações sobre a teoria a respeito do mecanismo da FMR. A análise da curva da Figura 6

mostra ainda que o aço modificado exibe uma resistência maior à decomposição térmica da austenita retida. Mesmo assim, a austenita retida não decomposta termicamente, em 350°C, é mais estável, e não apresenta instabilidade mecânica suficiente para provocar a FMR no aço modificado. Pela análise do micromecanismo de fratura (Figura 10), da energia absorvida no impacto e da variação da austenita retida, vemos que o aço comum apresentou a FMR e que houve precipitação de filmes de cementita intra ou inter-ripas de martensita combinada à austenita não decomposta termicamente em contorno do grão austenítico prévio (micromecanismo de fratura intergranular). A energia absorvida no impacto cai de 6J (para a temperatura de revenimento de 250°C), para 2J, quando revenido em 350°C. O aço modificado apresenta micromecanismo de fraturas por “dimples” e sua energia aumenta de 4J (revenido em 250°C) para 8J, quando revenido em 350°C.

As imagens de microscopia eletrônica de varredura (Figura 7) apresentam microestrutura de martensita revenida e carbonetos precipitados, com tamanho médio que confirmam o dimensionamento realizado pelo software Material Plus 4.2 de 0,36  $\mu\text{m}$  a 0,40  $\mu\text{m}$ . O fato da não ocorrência do fenômeno da FMR no aço modificado sugere que os carbonetos presentes em sua microestrutura são  $\epsilon$  (hexagonal) e os precipitados no aço comercial são cementita (ortorrômbico).

O tratamento criogênico proporcionou um aumento na fração de martensita, reduzindo a quantidade de austenita retida, porém não a eliminou.

A relação entre dureza e energia absorvida no impacto (Figura 6) demonstra que o aço modificado, exibe durezas maiores com energias absorvidas equivalentes ao aço comercial.

## 5 CONCLUSÃO

O trabalho acima permite concluir que o aço modificado com 1,74% Si e 0,96%Mn abre possibilidades de novos roteiros de fabricação para rolamentos e outras peças, aproveitando sua resistência ao amolecimento e à fragilização da martensita revenida. Um exemplo disto seria a nitretação a plasma, garantindo alta dureza superficial (70HRc), com dureza de núcleo ainda dentro da faixa de aplicação (58/60HRc).

## Agradecimentos

Agradecemos à Bardella SA Indústrias Mecânicas, à NSK do Brasil pelo material, à Thyssenkrupp Metalúrgica Campo Limpo pelo auxílio em algumas análises e ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP pela utilização de seus equipamentos e ajuda de seu pessoal especializado.

## REFERÊNCIAS

- 1 CABALLERO, F. G. e BHADSHIA, H. K. D. H. Very strong bainite. **Current Opinion in Solid State & Materials Science**. 2004, pp. 251-257.
- 2 PIVATO, P.R.N.; ABDALLA, A.J.; BAPTISTA, C.A.R.P.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S.; ANAZAWA, R.M.; Estudo comparativo do comportamento em tração e fadiga de aços com microestrutura multifásica. In: 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil

- 3 ANAZAWA, R.M., **Caracterização mecânica e microestrutural de uma aço 300M com microestrutura multifásica**, 2007 – 193 p. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, São Paulo, 2007.
- 4 TOKIMATSU, R. C.; FERREIRA, I.; A complexidade do mecanismo de fragilização da martensita revenida, contribuição técnica apresentada no 50º Congresso Anual da ABM-01 a 04 de outubro de 1995.
- 5 HORN, R.M., RITCHIE, R.O., Mechanism of tempered martensite embrittlement in low alloy steel, **Metallurgical Transactions A**, v.9, p1039-53, August, 1978.
- 6 LEE, W. S. & SU, T. T., Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high strength alloy steel under quenched and tempered conditions, **Journal of Materials Processing Technology**, março, 15, 1999, v 87 , n 1-3, p 198 – 206.
- 7 REGULY, A.; STROHAECKER, T.R.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K., Quench Embrittlement of Hardened 5160 Steel as Function of Austenitizing Temperature, **Metallurgical and Materials Transactions A**, Janeiro, 2004, v 35A, p 153 – 162.
- 8 MALAKONDAIAH, G. et al, Ultra high-strength low-alloy steels with enhanced fracture toughness, **Progress in materials Science**, v.42, p. 209-242, 1997.
- 9 ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. **Journal of Iron and Steel Institute**, v.203, p. 721-727, 1965
- 10 American Society for Testing and Materials. ASTM A370, REV. A Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, 2007
- 11 American Society for Testing and Materials. ASTM E 23 REV A. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, West Conshohocken, 2007
- 12 CONCEIÇÃO, I. N., **Fracture behavior of high carbon steels. London**, 1982-165p. Tese (PhD) University of London - Imperial College, Londres, UK, 1982.
- 13 SPEER, J.G., RIZZO, F.C., MATLOCK , D.K. and EDMONDS, D.V., The “quenching and partitioning” process background and recent progress, **Materials Research**, Vol. 8, No. 4 pp. 417-423, 2005.
- 14 ZHAO, L. , Cementite Dissolution at 860 °C in an Fe-Cr-C Steel, **Metallurgical and Material Transactions A**, v.37A, p.1841, June, 2006.