
ESTUDO DO EFEITO DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO NO FENÔMENO DE FRAGILIZAÇÃO POR REVENIDO DE UM AÇO AISI 5160

Jan Vatauvuk*
Adayr Bôrro Jr.**
Carla Silva Campos**
Waldemar A. Monteiro***
Patrícia Pala****

Resumo

Embora as características gerais da fragilização da martensita revenida (FMR) sejam conhecidas há várias décadas, os mecanismos de fragilização não são completamente compreendidos.

Muitos esforços têm sido realizados com o intuito de melhorar o entendimento do fenômeno FMR, ressaltando-se, no entanto, que ainda assim existem controvérsias a respeito de quais os mecanismos de fragilização operantes.

Neste trabalho, a FMR foi estudada utilizando-se um aço ABNT 5160 e realizando-se tratamentos térmicos para duas temperaturas de austenitização (860 e 1.000°C + 860°C), com seis temperaturas de revenimento (420, 460, 500, 540, 580 e 600°C) para cada temperatura de austenitização.

* Escola de Engenharia da Universidade Presbiteriana Mackenzie e Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN – USP. E-mail: janvatauvuk@ol.com.br.

** Escola de Engenharia da Universidade Presbiteriana Mackenzie.

*** Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN – USP.

**** Inox Tubos S/A.

Os corpos-de-prova foram submetidos ao ensaio de impacto Charpy à temperatura ambiente para as várias condições de têmpera e revenido.

Diversos fenômenos foram responsáveis pela ocorrência FMR no ABNT 5160. Provavelmente, FMR não pode ter sido atribuído a um mecanismo específico de fragilização, mas a uma combinação de vários mecanismos.

Abstract

Although the general fractures of tempered martensite embrittlement (TME) has been known for several decades, the embrittlement mechanism are not entirely understood.

Many efforts have been done in order to enhance the knowledge about the TME phenomena. However, there is controversy about the embrittlement mechanism.

In this work, TME has been studied for a ABNT 5160 steel and heat treatments have been characterized in two austenitizing temperatures (860 and 1000°C + 860°C) and six tempering temperatures (420, 460, 500, 540, 580, 600°C).

Heat treated Charpy samples were tested at room temperature.

Several phenomena were responsible for TME occurrence for ABNT 5160. Probably, TME can not be attributed to a specific embrittlement mechanism, but to a combination of some.

1 INTRODUÇÃO

Os tratamentos térmicos visam otimizar as propriedades mecânicas dos metais, uma vez que influem diretamente em sua microestrutura, sendo principalmente efetivos quando levam à mudança de fase, com a variação de temperatura, como no caso dos aços carbono. Dentre os tratamentos térmicos a que os aços são submetidos, a têmpera tem o objetivo de aumentar os valores de resistência mecânica e de dureza, tendo como uma das conseqüências a elevação da resistência ao desgaste. O tratamento de têmpera visa à obtenção de martensita, responsável por um expressivo incremento da dureza. Como conseqüência deste elevado endurecimento ocorre uma queda na tenacidade, aumentando a possibilidade do desenvolvimento de trincas. Tais fatores indicam que aços de estrutura completamente martensítica são de pequeno interesse prático.¹

Com o objetivo de melhorar a tenacidade da estrutura martensítica, é prática comum a realização do tratamento de revenimento, cuja aplicação leva a uma redução da dureza. A diminuição da resistência mecânica aumenta a possibilidade da ocorrência da deformação plástica, cujos valores de deformação são incomparavelmente superiores aos conseguidos pela deformação elástica, o que se traduz por uma maior absorção de energia de caráter mecânico pelo componente. Existe, no entanto, uma determinada faixa de temperatura de tratamento, tipicamente 350-500°C na qual ocorre um efeito anômalo, dado que, mesmo com a queda da dureza, com a elevação da temperatura de revenido, ocorre uma diminuição da tenacidade.

Este fenômeno é chamado de Fragilização da Martensita Revenida (FMR). Tal mecanismo de fragilização é irreversível, existindo, no entanto, uma fragilização de revenido reversível, isto para temperaturas elevadas de tratamento, da ordem de 600°C, que ocorre quando o resfriamento após o revenido é lento. O reaquecimento à temperatura de revenido seguido de resfriamento rápido restitui a tenacidade, sendo, portanto, uma fragilização reversível. Considera-se que durante o resfriamento rápido não há tempo suficiente para as impurezas migrarem para os contornos de grão.² Esse mecanismo de fragilização não será abordado neste estudo.

Embora as características gerais da FMR sejam conhecidas há várias décadas, os mecanismos que conduzem à fragilização são complexos e muitas vezes de ação conjunta.³ A fragilização do revenido foi detectada muito antes de qualquer estudo teórico no tocante aos mecanismos responsáveis por tal fenômeno. Já em 1883 alguns ferreiros utilizavam um tipo de tratamento conhecido como “recozimento em água” (resfriamento após o revenido), para prevenir fragilidade em aços revenidos em temperaturas da ordem de 300 a 600°C.^{4,5}

No começo do século XX, a empresa alemã Krupp desenvolveu várias patentes baseadas em resfriamento em água, após revenido de aços Cr-Ni. Vale no entanto

salientar que esse fenômeno só recebeu maior atenção no início da Primeira Guerra Mundial, quando grandes quantidades de aços foram produzidas para a indústria de armamento. Foi durante este período, 1917, que se introduziu o termo “fragilização do revenido”. Para estes estudos, os pesquisadores utilizaram barras entalhadas.^{4,5} É oportuno fazer uma observação adicional, de que o resfriamento rápido após o revenido induz a tensões residuais de compressão na superfície das peças, retardando sobremaneira o processo de fadiga, que ocorre por ocasião do carregamento cíclico.⁶

Apesar de a fratura por clivagem nos aços ser um mecanismo de alta relevância no sentido de redução da energia absorvida em solicitações dinâmicas, em muitos casos a fratura de caráter intergranular é responsável pela redução de tenacidade. Este é o caso dos aços que sofrem a fragilização por revenido, nos quais a trinca caminha preferencialmente ao longo dos contornos de grão da austenita a partir da qual se formou a martensita. Sabe-se que muitos elementos de liga são adicionados aos aços com objetivo de alcançar determinadas propriedades e microestruturas, porém uma série de outros elementos, inerentes ao processo de fabricação dos aços, apresenta um efeito deletério em suas propriedades. Um dos casos clássicos é a fragilização pelo hidrogênio que se observa em uma série de ligas de alta resistência com particular atenção nas juntas soldadas. Este último elemento, possuidor de um raio atômico pequeno, apresenta grande mobilidade atômica, podendo seu efeito ser evitado mediante cuidados especiais durante o processo de fabricação. Existem outros elementos que não podem ser eliminados da composição química dos aços, sendo estes, portanto, decorrentes, como já mencionado anteriormente, do processo de obtenção de aço, como, por exemplo, o fósforo e o enxofre.

A análise de diversos trabalhos recentes, relativos à variação na tenacidade, em função da temperatura de austenitização em aços sujeitos ao revenido, motivou o exame do efeito da elevação da temperatura de têmpera na fragilidade do revenido no aço ABNT 5160.^{2, 7-9} É sabido que o tamanho de grão influencia a tenacidade dos aços e que, quanto menor o seu tamanho, maior a tenacidade.¹⁰⁻¹² Em muitos casos, a diminuição da energia absorvida em ensaio de impacto Charpy e o aumento da temperatura de transição coincidem com a predominância do modo de fratura intergranular. A maior porcentagem de fratura intergranular ocorre no ponto correspondente ao mínimo da tenacidade. Entretanto tal fratura intergranular não é requisito para a ocorrência do fenômeno. Apesar de a FMR estar tradicionalmente associada ao aumento da incidência da fratura intergranular, cabe observar que estudos têm mostrado que o micromecanismo da fratura que irá prevalecer depende de diversos fatores, dentre os quais a composição química do aço.

Enquanto a FMR de caráter transgranular tem sido observada geralmente em aços de alta pureza,¹⁰⁻¹³ a FMR de caráter intergranular ocorre mais frequentemente em aços de pureza comercial.^{11, 14-21} A rota seguida pela trinca, isto é, intergranular ou transgranular, depende da localização dos agentes fragilizantes.¹⁴⁻²⁴ Um grande avanço no estudo da fragilização por revenido foi o desenvolvimento da tecnologia de análise química por espectroscopia de elétrons Auger, que possibilita a análise de monocamadas atômicas. Os elementos fragilizantes se concentram de tal modo nos contornos de

grão que, mesmo quando abaixo de 0,1% na composição média, a fração em contornos de grão pode ficar entre 0,3 e 2,0.²

O fenômeno da FMR é de grande importância tecnológica, em particular naqueles aços com os quais são fabricadas as molas (especialmente as semi-elípticas e as helicoidais), barras de torção, eixos, isto é, componentes que devem possuir alta tenacidade e resistência à fadiga (uma vez que trabalham sob cargas cíclicas), com vasta aplicação na indústria automobilística e mecânica. Um material de grande utilização em tais aplicações é o aço ABNT 5160, razão esta da escolha deste material para o presente estudo. Ainda neste sentido, vale salientar que a evolução das técnicas de aciaria na fabricação de aços tem levado tais ligas a possuírem um menor nível de impurezas, sendo também de interesse averiguar até que ponto a liga ABNT 5160 se encontra propensa ao fenômeno de fragilização (FMR) nos níveis atuais de composição química.

2 TÉCNICA EXPERIMENTAL

O objetivo deste estudo é a verificação da influência da temperatura de austenitização utilizada para têmpera, no fenômeno da Fragilização da Martensita Revenida (FMR) de um aço ABNT 5160. A composição química do aço estudado está apresentada na Tabela 1.

TABELA 1

Análise química (% em peso) da ABNT 5160

Elemento	Especificado (%)	Encontrado (%)
C	0,56-0,64	0,62
Mn	0,75-1,00	0,84
S	0,040 máx.	0,016
P	0,035 máx.	0,016
Cr	0,70-0,90	0,81
S _i	0,15-0,35	0,23

A forma dos corpos-de-prova para a etapa de tratamentos térmico consiste em pequenos paralelepípedos de 10 × 10 × 55mm (com a ausência do entalhe em “V”). A forma final dos corpos-de-prova (Figura 1) leva em conta um entalhe que só foi realizado após o tratamento térmico de têmpera e revenido.

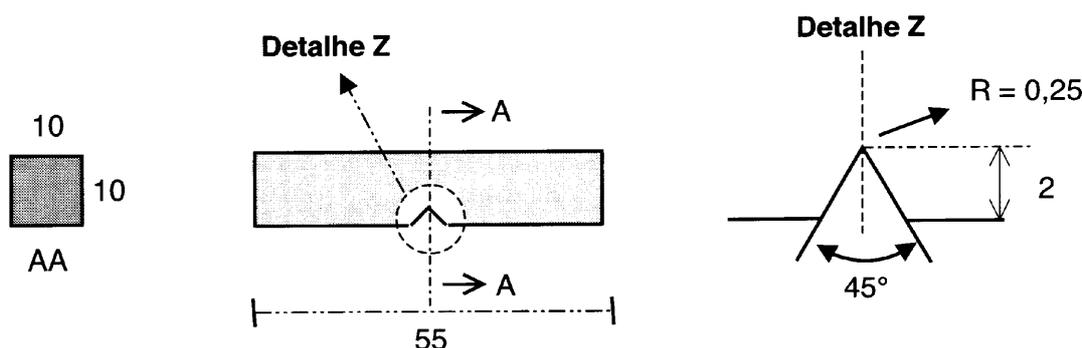


Figura 1 Forma dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy. Medidas em mm

Os corpos-de-prova foram submetidos aos seguintes tratamentos: na *primeira condição*, a temperatura de austenitização foi de 860°C, permanecendo no forno por 40 minutos, utilizando-se como proteção cavaco de ferro fundido, seguido de resfriamento em óleo. Na *segunda condição*, a temperatura de austenitização foi elevada a 1.000°C com patamar de 20 minutos, deixando-se esfriar dentro do forno, com a porta aberta, por 15 minutos até atingir 860°C, com novo patamar de 40 minutos seguido de resfriamento em óleo. O meio protetor foi o mesmo da primeira condição. O meio de têmpera utilizado foi o óleo, com o objetivo de evitar a ocorrência de trincas.

O tratamento térmico posterior, para cada tratamento de têmpera, é o revenido, elevando-se o material às temperaturas de 420, 460, 500, 540, 580 e 620°C, com patamar de 40 minutos e resfriamento ao ar. Esta série de temperaturas de revenimento tem por objetivo o levantamento das curvas de energia absorvida em função dessas temperaturas. Foi realizado um acompanhamento da dureza do material nas diversas etapas de tratamento térmico, utilizando-se a escala Rockwell C.

Após os tratamentos térmicos, os corpos-de-prova foram submetidos ao ensaio de impacto através de golpe de martelo pendular, conforme norma ABNT P-MB – 1116.²⁵

A microestrutura para as várias condições de tratamento térmico foi observada através de microscopia óptica, mas no presente trabalho só será apresentada para uma condição de revenido nas duas temperaturas de austenitização

A superfície de fratura foi observada através de microscopia eletrônica de varredura para todas as condições de ensaio, mas serão apresentadas neste texto apenas as amostras revenidas a 460°C. O local de observação foi sempre próximo ao centro geométrico da face de fratura.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os valores de dureza obtidos na condição temperado e revenido para as duas condições de austenitização estão apresentados na Tabela 2.

TABELA 2

Dureza Rockell C. Os valores correspondem à medida de seis medições com desvio-padrão menor do que 10% do valor da média

Temperatura de revenido (°C)	Temperatura de austenitização	Temperatura austenitização
	860°C (HRC)	1000 + 860°C (HRC)
420	48	45
460	46	44
500	44	41
540	41	37
580	35	35
620	32	32

Observa-se uma tendência de menores valores de dureza para a condição de maior temperatura de austenitização, muito provavelmente por causa da maior decarbonetação para esta condição, mas que não prejudica os valores de energia absorvida, já que a última operação foi a realização dos entalhes dos corpos-de-prova de ensaio de impacto.

Os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy podem ser vistos nas Figuras 2 e 3 para as várias temperaturas de revenido, dos corpos-de-prova temperados a partir de austenitização em temperatura maior e menor, respectivamente.

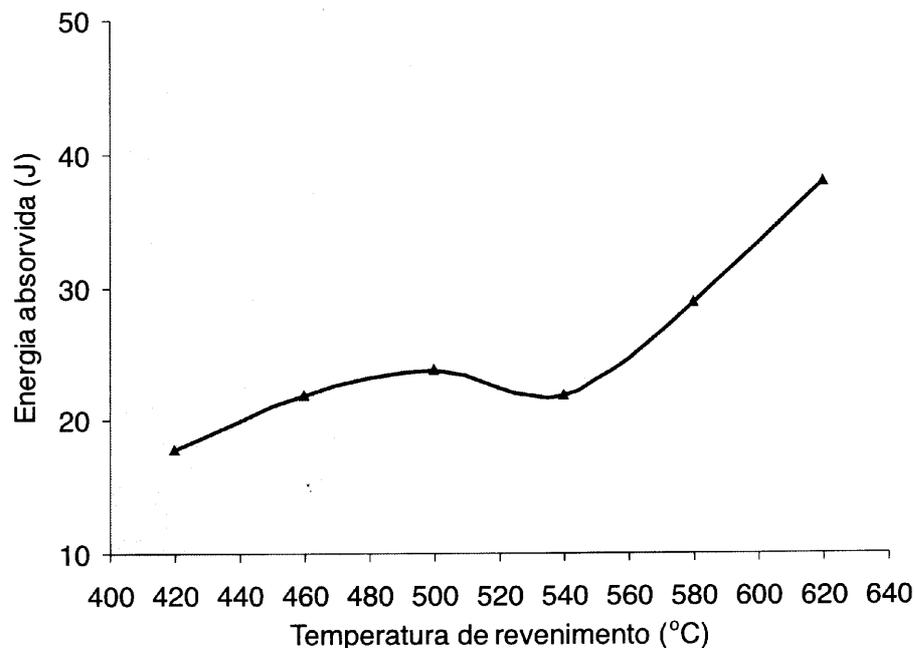


Figura 2 Energia absorvida em função da temperatura de revenido para austenitização a 1.000 + 860°C

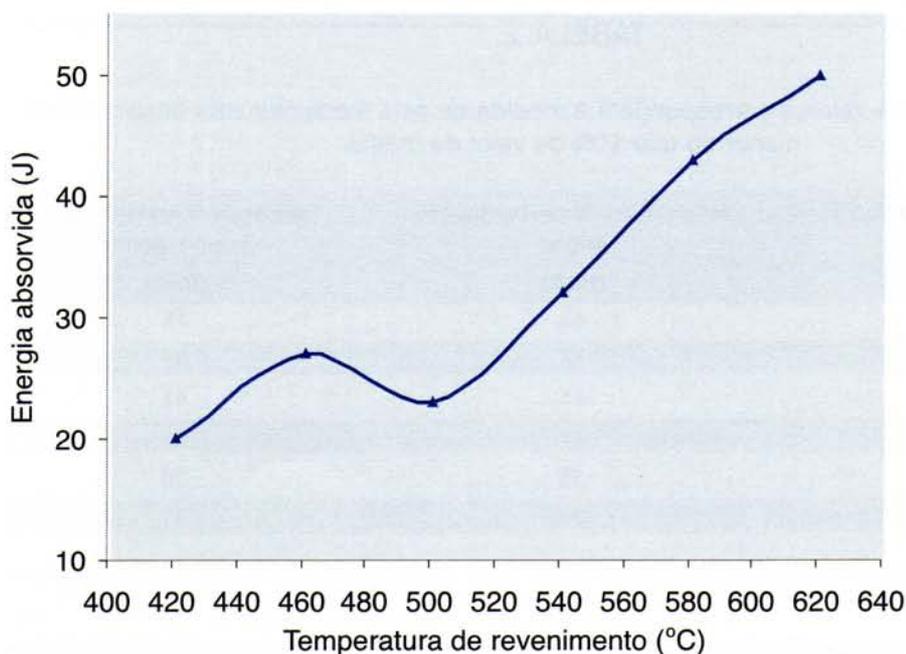


Figura 3 Energia absorvida em função da temperatura de revenido para austenitização a 860°C

Analisando a Tabela 2 e as Figuras 2 e 3, observa-se que, mesmo com o decréscimo de dureza decorrente do tratamento de revenido, ocorre uma redução da tenacidade em determinadas faixas de temperatura de revenido para as duas condições de austenitização, havendo, no entanto, uma tendência de deslocamento para a direita (maiores temperaturas de revenido) para a maior temperatura de austenitização. Apesar da maior energia absorvida pelos corpos-de-prova austenitizados em temperatura mais baixa, esta foi a condição que apresentou a inversão mais acentuada de energia absorvida, com um mínimo de 500°C, sendo, portanto, uma indicação de que o fenômeno da fragilização por revenido deve continuar ocorrendo com a mesma intensidade na atualidade, mesmo se observado o baixo teor de fósforo e enxofre da liga em estudo.

Observações realizadas ao microscópio eletrônico de varredura, durante a ocorrência de todas as temperaturas de ensaio, indicaram uma maior ocorrência do mecanismo de fratura intergranular para a temperatura de austenitização elevada, como mostram as Figuras 4 e 5 para a maior e menor temperatura de austenitização.

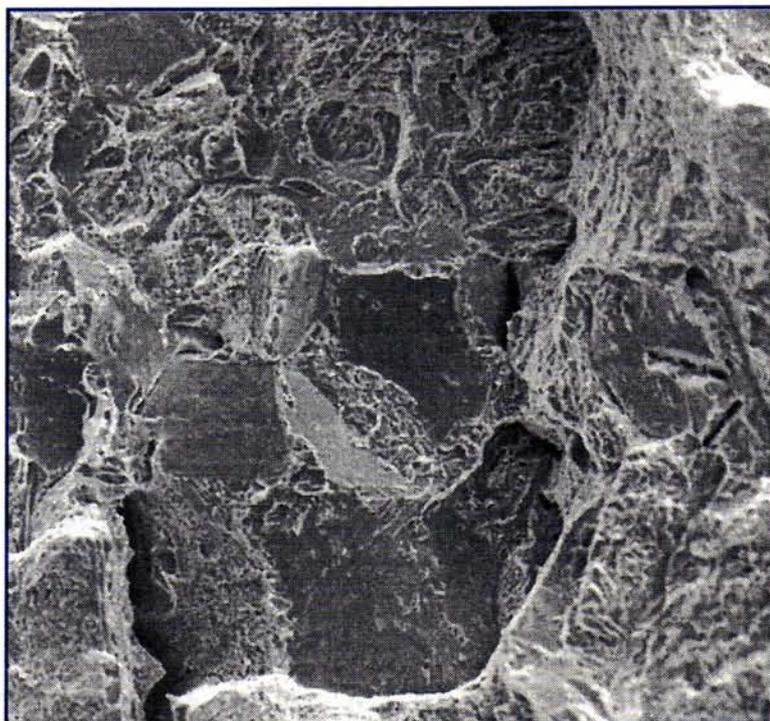


Figura 4 Imagem de elétrons secundários. Austenitização a 1.000 + 860°C com revenido a 460°C. Fratura com caráter predominantemente intergranular

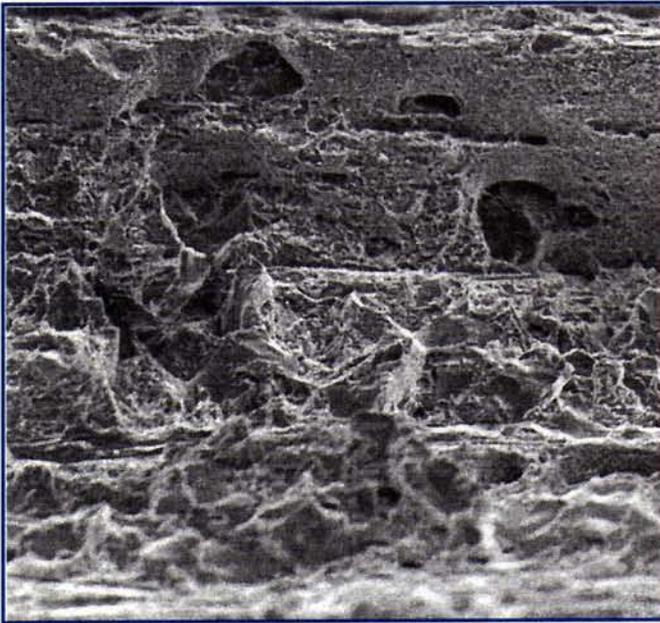


Figura 5 Imagem de elétrons secundários. Austenitizado a 860°C e revenido a 460°C. Fratura com predominância do mecanismo de “quasi-clivagem”, com poucas regiões de propagação intergranular

As Figuras 4 e 5 indicam que existe uma boa correlação entre mecanismo de fratura e energia absorvida, de tal modo que a condição que gera maior incidência de fratura intergranular (elevada temperatura de austenitização) é a que promove menor energia absorvida. O exame dessas figuras permite ainda que se façam inferências quanto ao efeito da temperatura de austenitização no tamanho de grão, sendo maior quando a última é mais elevada. Nesse mesmo sentido indicam as micrografias das Figuras 6 e 7, com maior tamanho de grão para a maior temperatura de austenitização.

Após o revenimento a 620°C, ocorre, para as duas condições de austenitização, o mecanismo de fratura plástica, como mostram as Figuras 8 e 9.



Figura 6 Microestrutura para austenitização a 1.000 + 860°C e revenido a 540°C. Ataque com reativo de Vilella 200x



Figura 7 Microestrutura para austenitização a 860°C e revenido a 540°C. Ataque com reativo de Vilella 200x

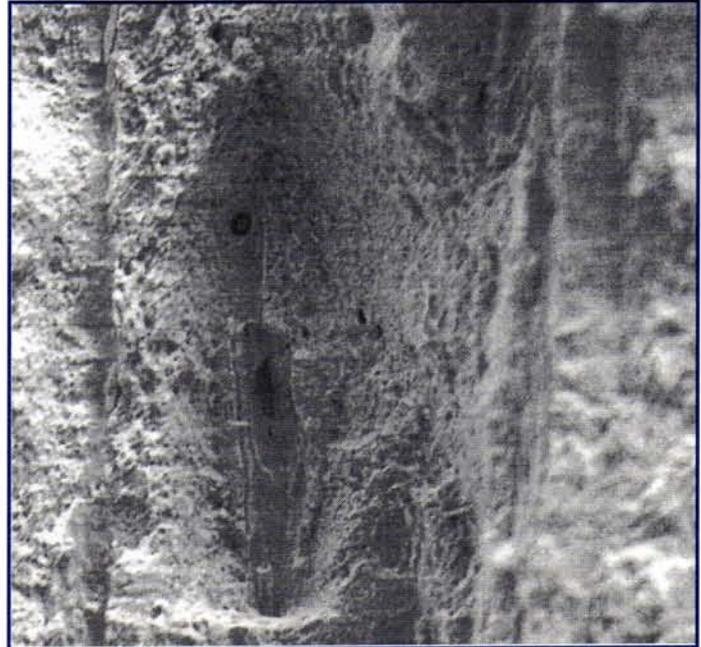


Figura 8 Imagem de elétrons secundários. Material austenitizado a 1.000 + 860°C e revenido a 620°C. Mecanismo de fratura plástica

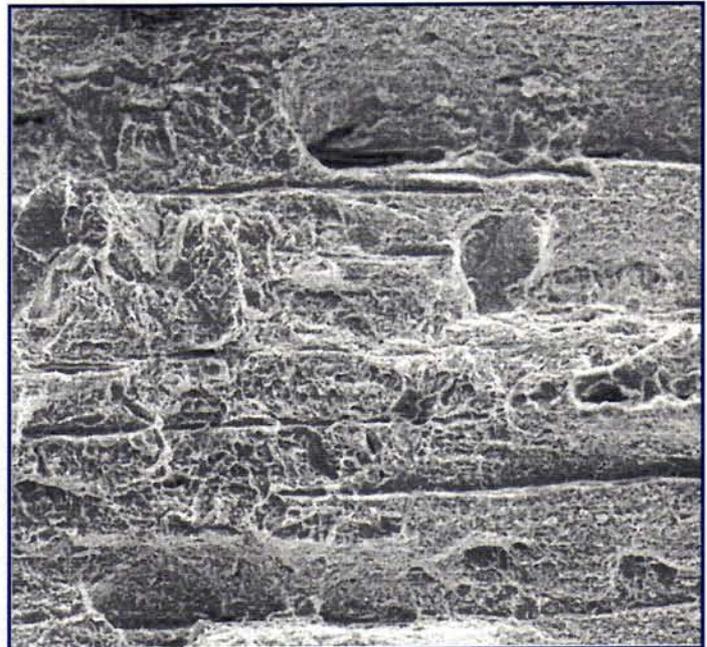


Figura 9 Imagem de elétrons secundários. Material austenitizado a 860°C e revenido a 620°C. Mecanismo de fratura plástica

4 CONCLUSÕES

- O aço ABNT 5160 utilizado neste estudo apresentou o fenômeno da fragilização da martensita revenida para as duas condições de austenitização.

- A maior temperatura de austenitização gerou energias absorvidas no ensaio de impacto sistematicamente inferiores às obtidas para a temperatura de austenitização mais baixa.
- O aumento da temperatura de austenitização causou uma elevação da faixa de temperaturas de fragilização de revenido em relação à temperatura de austenitização inferior.
- Encontrou-se uma boa correlação entre os valores de energia absorvida e o mecanismo de fratura, pois o caráter desta foi mais intergranular para a maior temperatura de austenitização, que apresentou os menores valores de energia absorvida.
- A elevação da temperatura de revenido para 620°C teve como consequência o mecanismo de fratura plástica (*dimples*) para as duas condições de austenitização.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. REED-HILL, R.E. *Princípios de metalurgia física*. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.
2. HONEYCOMBE, R.W.K. *Steels – Microstructure and properties; metallurgy and materials science series*. Londres: British Library, Edward Arnold, 1981, p.204-219.
3. TOKIMATSU, R.C., FERREIRA, I. 50º Congresso Anual da ABM, p.183-202, 1995.
4. FERNANDES, V.N. São Paulo: Faculdade de Engenharia Mauá, 1985. (Trabalho apresentado).
5. SZCZEPANSKI, M. *The brittleness of steel*. Ed. Wiley, 1963, p.248-351.
6. VATAVUK, J. *Introdução a metalografia*, 1994 (apostila).
7. ROBERT, O., RITCHIE, FRANCIS, B. *Metallurgical Transactions A*, v.7A, p.831, jun. 1971.
8. THOMAS, G., CARLOS, M.F. *Metallurgical Transactions A*, v.10A, p.1273, set. 1979.
9. KHALD, H., WOOD, W.E. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, p.859, jun. 1978.
10. THOMAS, G. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, p.439-50, mar. 1978.
11. MATERKOWSKI, J.P., KRAUSS, G. *Metallurgical Transactions A*. Tempered martensite embrittlement in SAE 4340 Steel, American Society for Metals and The Metallurgical Society of Aime, v.10A, p.1634, nov. 1979.
12. BADESHIA, H.D., EDMONDS, D. V. *Metallurgical Science*, v.13, p.325-34, jun. 1979.
13. KWON, H., KIM, C.H. *Metallurgical Transactions A*, v.14A, p.1389-94, jul. 1983.
14. KWON, C., CHA, J.C., KIM, C.H. *Materials Science and Engineering*, v.100, p.121-8, 1988.

15. BANERJI, S.K., Mc MAHON Jr., C.J., FENG, H.C. *Metallurgical Transactions A*, v.9A, p.237-47, fev. 1978.
16. BRIANT, C.L., BANERJI, S. K. *Metallurgical Transactions A*, v.10A, p.1151-5, ago. 1979.
17. BRIANT, C.L., BANERJI, S.K. *Metallurgical Transactions A*, v.10A, p.1729-37, nov. 1979.
18. BRIANT, C.L., BANERJI, S.K. *Metallurgical Transactions A*, v.13A, p.827-36, maio 1982.
19. KWON, H., KIM, C.H. *Journal Materials Science*, v.18, p.3671-8, 1983.
20. KWON, H., KIM, C.H. *Metallurgical Transactions A*, v.15A, p.393-5, fev. 1984.
21. BANDYOPADHYAY, N., Mc MAHON Jr., C.J. *Metallurgical Transactions A*, v.14A, p.1313-25, jul. 1983.
22. LEE, S., LEE, D.Y., ASARO, R.J. *Metallurgical Transactions A*, v.20A, p.1089-103, jun. 1989.
23. BRIANT, C.L., BANERJI, S.K. *International Metals Reviews*, n.4, p.164-96, 1978.
24. SPEICH, G.R., LESLIE, W.C. *Metallurgical Transactions A*, v.3A, p.1043-54, maio 1972.
25. ABNT. *P-MB-1116*. Determinação da resistência ao impacto de materiais metálicos, em corpos-de-prova entalhados simplesmente apoiados. Rio de Janeiro, 1976.