



TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS ALTO CARBONO (AUAC) SUBMETIDOS A TRATAMENTO DE REFINO DA ESTRUTURA¹

Diego da Rocha Ramos²
Wanderson Santana da Silva³
Hélio Goldenstein⁴

Resumo

Novas rotas de tratamentos térmicos dos aços para rolamento têm sido buscadas como forma de se aprimorar as propriedades mecânicas e desempenho destes materiais, garantindo sua elevada dureza sem comprometer sua resistência à fadiga de contato e sua tenacidade. Ciclos térmicos que envolvem etapas de solubilização plena, revenimento em altas temperaturas e tratamentos finais de têmpera e revenimento são empregados para refinar a microestrutura e incrementar a tenacidade à fratura (K_{ICVM}) do aço DIN 100Cr6. Uma estrutura duplex constituída por grãos austeníticos de tamanho reduzido (abaixo de 4,0 μm) e de carbonetos finos (abaixo de 1,0 μm) pode ser obtida. São comparadas valores de tenacidade à fratura de amostras tratadas convencionalmente e de amostras submetidas a solubilização seguida de diferentes ciclos de revenimento em altas temperaturas e de têmpera final. Os valores de dureza obtidos se encontram dentro da faixa especificada tecnologicamente. Os valores de tenacidade à fratura apresentaram incremento nos tratamentos de têmpera final a 800°C.

Palavras-Chave: Aços para rolamento; Tratamentos térmicos; Refinamento da microestrutura; Tenacidade à fratura.

FRACTURE TOUGHNESS OF HIGH CARBON STEELS (UHCS) SUBMITTED TO MICROSTRUCTURE REFINEMENT HEAT TREATMENTS

Abstract

Alternative routes for heat treatments of bearings steels have been investigated with a goal to obtain an improvement of their mechanical properties and behavior. A good combination of high hardness and contact fatigue and fracture toughness encourage this investigation. A duplex microstructure characterized by a fine and homogeneous carbide distribution and a refined grain size of austenite can be obtained by a sequence of heat treatments: a complete solubilization before of a high temperature tempering and final low temperature hardening. Carbides with size under 1,0 μm and austenite grain size smaller than 4,0 μm can be obtained. The chevron notched fracture toughness (K_{ICVM}) values are obtained for conventional and microstructure refinement heat treatments. The hardness are into the commercial range. The large fracture toughness was obtained by the lower final austenitization temperature (800°C).

Key words: Bearings steels; Heat treatments; Microstructure refinement; Fracture toughness.

¹ Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheiro de Materiais, Mestrando do PMT/EPUSP.

³ Professor Adjunto I, DEMAT-CT/UFRN.

⁴ Professor Titular do PMT/EPUSP.



1 INTRODUÇÃO

Aços com alto teor de carbono (AUAC) foram ignorados por muito tempo devido a uma rede de carbonetos que se precipitam ao longo dos grãos austeníticos responsáveis por sua fragilidade.⁽¹⁾ Entretanto, na década de 1970, o grupo liderado por Sherby na Universidade de Stanford² estudando aços de ultra-alto carbono, semelhantes aos seculares aços de Damasco utilizados na fabricação de espadas e artefatos bélicos, mostrou que estes materiais podem desenvolver superplasticidade em determinadas temperaturas e serem tenazes e resistentes a temperatura ambiente. Estas características excepcionais são alcançadas após tratamentos termomecânicos que permitem obter uma combinação de grãos austeníticos refinados associados a uma fina dispersão de carbonetos,⁽²⁻⁵⁾ no que se tem chamado de estrutura microduplex. Além disso, o refinamento dos grãos austeníticos podem modificar o mecanismo de formação da martensita.^(4,5) Ou seja, ao invés de uma subestrutura martensítica maclada prevista nos aços de AUAC convencionalmente tratados⁽⁶⁾ pode-se obter uma subestrutura escorregada. Desta forma pode-se obter elevados valores de resistência mecânica associados a uma boa ductilidade, em que pese os elevados teores de carbono presentes.

Em linhas gerais a estrutura microduplex pode ser obtida por rotas termomecânicas^(2,4,7) e por rotas puramente térmicas, portanto mais baratas.^(4,5) O fundamental neste processo é garantir que nos tratamentos finais de austenitização parcial se obtenha uma fina dispersão de carbonetos oriundos dos tratamentos prévios, que atue como barreiras para o crescimento de grão, através do chamado *pinning effect*.^(8,9)

Em relação ao controle da subestrutura martensítica pode-se mostrar que o esforço para promover uma transformação martensítica por escorregamento é menor que aquele verificado para a maclação.^(6,10,11) Pode-se mostrar ainda que esta mudança de mecanismo de formação da martensita se dá quando o tamanho de grão decresce para valores abaixo de 4,0 μm .⁽⁶⁾ Nestas condições, o esforço cisalhante por maclação é muito elevado em comparação aos esforços cisalhante por escorregamento.

Uma vez que o aço para rolamento DIN 100Cr6 é hipereutetóide e apresenta em torno de 0,55% de C dissolvido em sua matriz, o mesmo apresenta uma estrutura martensítica predominantemente maclada, apesar de frações de martensita escorregada. Desta forma, ciclos térmicos que suprimam por completo a martensita maclada colocam-se como uma boa alternativa para aumentar a tenacidade deste aço. Além deste aspecto conceitual, a influência relativamente pequena dos ciclos de tratamentos térmicos sobre o custo final de rolamentos,⁽¹²⁾ incentiva a busca por novas rotas de tratamentos térmicos.

Trabalhos prévios investigaram a influência de tratamentos térmicos sobre o comportamento mecânico do aço DIN 100 Cr6.^(12,13) Alguns resultados preliminares indicaram a pertinência destes tratamentos em refinar a estrutura deste aço,⁽¹⁴⁾ mantendo as durezas especificadas tecnologicamente. Neste contexto, este trabalho apresenta parte dos resultados de trabalho ora em andamento que tem como objetivo investigar a influência de tratamentos térmicos de refino da microestrutura sobre a tenacidade à fratura do aço DIN 100Cr6.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço utilizado neste trabalho foi fornecido pela empresa TECNOLINK de Itajaí/SC, onde é utilizado na fabricação de rolamentos de grande porte. A composição química base é a do DIN 100Cr6: 1,0 % de C e 1,45% de Cr. O material foi posteriormente recozido a 700°C por 6 h em forno banho de sal (SSE-Joinville/SC), caracterizando o estado de entrega para este trabalho.

Os tratamentos térmicos deste trabalho foram realizados em forno tubular com sistema de gases e bomba de vácuo acoplados para controle de atmosfera, pertencente ao Laboratório de Caracterização de Materiais do PMT/EPUSP. Foram realizadas purgas com argônio entre a temperatura ambiente e 400°C. Após esta faixa até as temperaturas de tratamentos, o sistema foi mantido com pressão levemente positiva de argônio. Após os tratamentos de solubilização e de austenitização final o material foi resfriado em óleo aquecido a 100°C. As temperaturas adequadas de austenitização parcial e de solubilização foram obtidas através do software Thermocalc. Nos diagramas temperaturas/tempo esquemáticos abaixo (Figura 1) estão apresentadas as seqüências de etapas realizadas nos diferentes tratamentos térmicos.

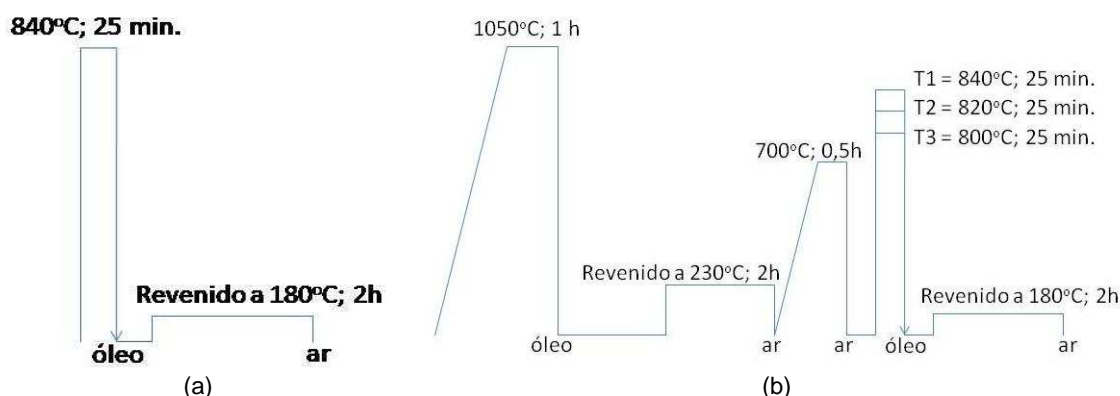


Figura 1 - Tratamento térmico convencional utilizado na fabricação de rolamentos.

O tratamento convencional consiste na austenitização parcial a 840°C por 25 minutos seguida de resfriamento em óleo e posterior revenimento a 180°C por 2 horas. Os tratamentos de refino da estrutura são constituídos de uma etapa de solubilização no campo austenítico a 1.050°C por 1 hora, seguido de resfriamento em óleo aquecido a 100°C. Após este tratamento o material passou por um alívio de tensões a 230°C por 2 h para evitar trincamentos. Em seguida o material foi revenido a 700°C, por 0,5 h e 1 h, antes do tratamento de têmpera final. Nesta etapa, foram realizados três ciclos de tratamento térmico de têmpera (a 800°C, 820°C e 840 °C) mantendo-se o tempo de revenimento de alta temperatura. Por fim todas as amostras foram resfriadas em óleo a 100°C e posteriormente revenidas a 180°C.

As amostras nas diferentes etapas de processamento foram preparadas utilizando-se os métodos convencionais de preparação metalográfica. Foram obtidas imagens em cada uma destas etapas por MEV-ES. Foram realizadas medições dos tamanhos médios e das frações volumétricas dos carbonetos não dissolvidos, utilizando o *Software ImageJ*, a partir de imagens por MEV-ES. Os valores obtidos dizem respeito à medição em cinco campos em cada uma das condições de tratamento.

Os ensaios foram conduzidos numa máquina universal de ensaios da marca INSTRON com velocidade avanço de 0,2 mm/min do Laboratório de Ensaio

Mecânico da FEI, conforme procedimentos apoiados na norma ASTM E1304-97⁽¹⁵⁾ e desenvolvidos em trabalhos anteriores.⁽¹⁶⁾ Foram utilizados corpos-de-prova com $B = 12,7$ mm, com entalhe obtido por eletroerosão a fio com espessura de 0,38 mm.

Foram considerados os critérios de validade dos ensaios a partir do formato da curva e os resultados de tenacidade à fratura foram obtidos a partir da carga máxima verificada nas faixas de crescimento estável. Neste caso os valores de tenacidade à fratura dizem respeito ao K_{ICVM} . Como critério de validação dos ensaios foi utilizado apenas aquele apresentado por Sakai e Bradt,⁽¹⁷⁾ conforme a Figura 2. Conforme discussões em trabalhos anteriores,^(12,16) curvas com o formato a determinam que o ensaio seja inválido, uma vez que a energia introduzida no corpo-de-prova foi toda dissipada na nucleação da trinca.

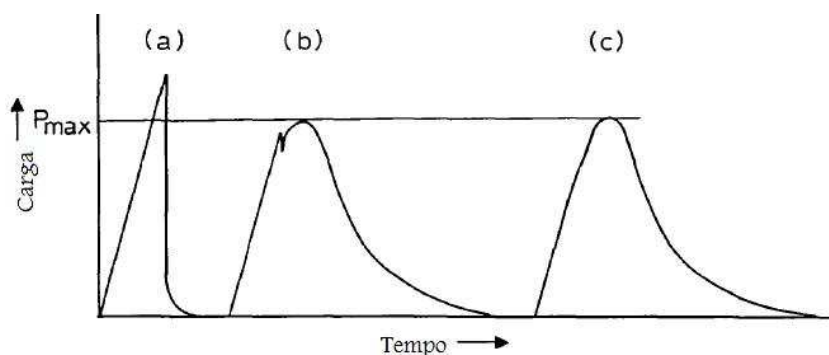


Figura 2 – Possíveis aspectos esquemáticos de curvas obtidas durante o ensaio de tenacidade à fratura utilizando-se corpos-de-prova com entalhe Chevron.⁽¹⁷⁾

3 RESULTADOS

As microestruturas típicas das diferentes etapas de tratamento térmico estão apresentadas nas Figuras 3 e 4. Na condição de entrega, o material se apresenta predominantemente com estrutura eutetóide cooperativa e indícios de esferoidização (Figura 3-a). No estado solubilizado, o material apresenta estrutura constituída por martensita em placas e austenita retida (Figura 3-b). Após o tratamento de revenimento em altas temperaturas, verifica-se a intensa e homogênea precipitação de carbonetos (Figura 3-c).

Comparando-se as microestruturas obtidas após os tratamentos térmicos de refino de grão e convencional fica evidenciada qualitativamente a eficiência dos primeiros tratamentos em refinar a microestrutura. Em todos os tratamentos térmicos de refino, verifica-se a ausência de carbonetos com tamanhos acima de $1,0 \mu\text{m}$ (Figura 4-a). No tratamento convencional, por sua vez, verifica-se a grande presença de carbonetos acima deste tamanho (Figura 4-b).

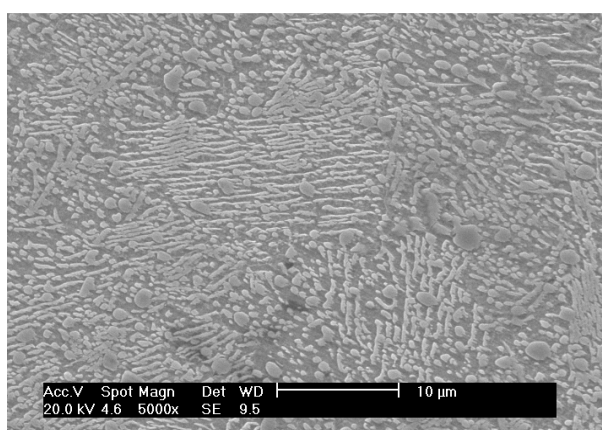
A Tabela 1 apresenta os resultados para a dureza verificada em cada uma das etapas de tratamentos térmicos. Após os tratamentos finais, verifica-se que em todas as condições as faixas de dureza exigidas pela indústria (58 HR_C a 62 HR_C) foram respeitadas, exceto nas amostras submetidas a tratamentos de refino da estrutura com têmpera final a 840°C .

Os dados para os tamanhos e fração volumétrica dos carbonetos obtidos para de amostras submetidas aos tratamentos de refino da estrutura (revenimento a 700°C por 0,5 h) estão apresentados na Tabela 2. Aí se verifica a tendência de redução das frações e dos tamanhos médios dos carbonetos com as temperaturas de austenitização das têmperas finais.

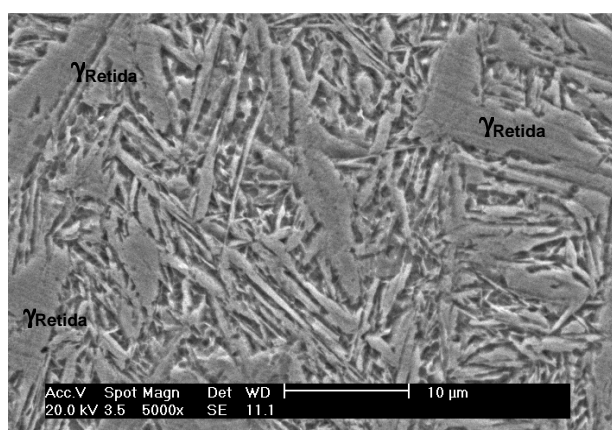
As curvas força x deslocamento para os corpos-de-prova submetidos ao tratamento térmico convencional estão apresentados na Figuras 5. Como pode-se verificar, os ensaios apresentaram aspecto da curva b da Figura 2, de forma que os resultados foram considerados todos válidos.

As curvas força x deslocamento para os corpos-de-prova submetidos ao tratamento térmico de austenitização a 800°C após revenimentos de alta temperatura intermediários a 700 °C por 1 h e 0,5 h, estão apresentados nas Figuras 6-a e 6-b, respectivamente. Como pode ser verificado na Figura 6-a, os ensaios 2 e 3 apresentaram aspecto da curva a da Figura 2, ou seja, os resultados foram considerados inválidos, uma vez que as energias envolvidas na nucleação da trinca mostrou-se maior que aquela necessária para o crescimento estável destas trincas. Os demais ensaios (1 e 4) são válidos. No caso das curvas da Figura 6-b, estas se mostraram de acordo com as curvas b e c da Figura 2, de forma que todos os ensaios podem ser tomados como válidos.

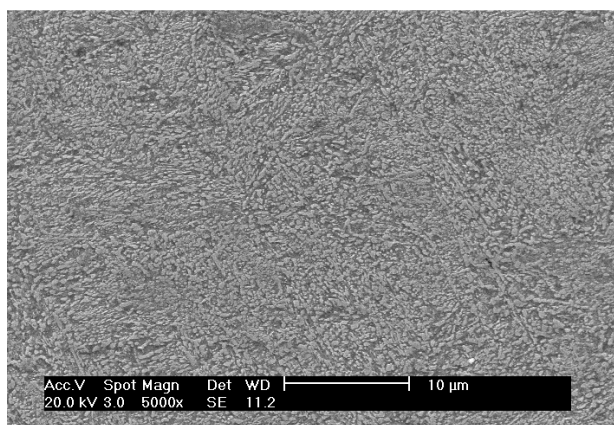
Por sua vez, as curvas força x deslocamento para os corpos-de-prova submetidos ao tratamento térmico de austenitização a 820°C após revenimentos de alta temperatura intermediários a 700°C por 1 h e 0,5 h, estão apresentados nas Figuras 7-a e 7-b respectivamente. No caso do tratamento a 700°C por 0,5 h, o ensaio 1 foi tomado como inválido em decorrência da elevada carga de nucleação, acima do patamar de crescimento estável. Todas as demais curvas se mostraram de acordo com as curvas b e c da Figura 2, de forma que estes ensaios podem ser tomados como válidos. No caso dos corpos-de-prova submetidos ao tratamento térmico de austenitização a 840 °C após revenimentos de alta temperatura intermediários a 700 °C por 1 h e 0,5 h, que estão apresentados nas Figuras 8-a e 8-b respectivamente, os resultados são similares, exceto no caso do tratamento a 700°C por 1 h, que apresentou elevada carga de nucleação.



(a)

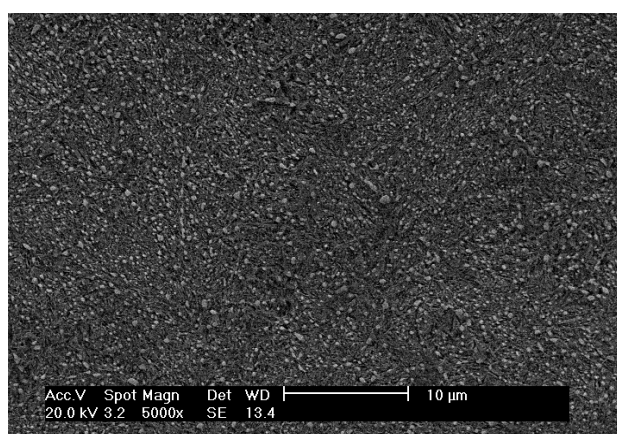


(b)

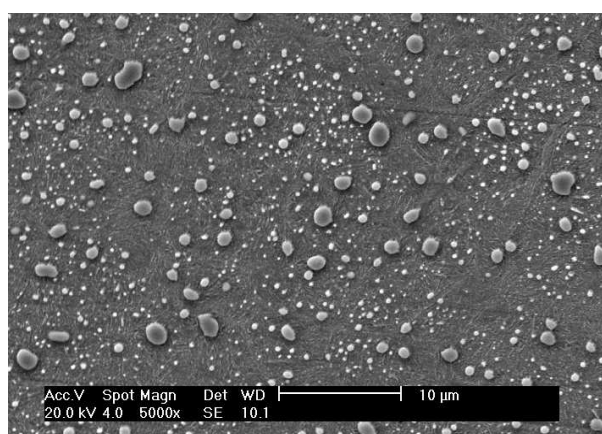


(c)

Figura 3 - Microestruturas Típicas após as Diferentes Etapas de Tratamentos Térmicos. a) Estado de entrega; b) solubilização a 1.050^oC por 0,5 h; c) revenido intermediário de alta temperatura a 700^oC, por 0,5 h.



(a)



(b)

Figura 4 - Microestruturas típicas após os tratamentos térmicos de têmpera final. a) Material submetido a tratamento de refino de grão (solubilização seguida de revenido intermediário de alta temperatura a 700^oC, por 0,5 h) e têmpera final a 840^oC e revenimento a 180^oC. b) Material submetido a tratamento convencional.

Tabela 1 – Variação da dureza do material com as diferentes condições de tratamentos térmicos

Condição	Dureza [HRC]	Desvio Padrão
Estado de Entrega (Recozido)	18,8	1,1
Após Revenido em Alta Temperatura (0,5 h a 700 ^o C)	34,1	1,6
Após Têmpera Final a 800 ^o C	60,4	0,6
Após Têmpera Final a 820 ^o C	60,7	2,3
Após Têmpera Final a 840 ^o C	63,3	0,2
Revenida em Alta Temperatura (0,5 h a 700 ^o C)	ND	ND
Após Têmpera Final a 800 ^o C	ND	ND
Após Têmpera Final a 820 ^o C	60,6	0,4
Após Têmpera Final a 840 ^o C	63,4	0,6
Após Tratamento Térmico Convencional	61,7	0,3

Tabela 2 – Variação do tamanho e da fração volumétrica de carbonetos com a temperatura de austenitização após revenimento em alta temperatura a 700 C por 0,5 h

Temperatura de austenitização (°C)	Tamanho médio dos Carbonetos (µm)	Fração Volumétrica (%)
800	0,20	13,1
820	0,18	6,2
840	0,16	5,2

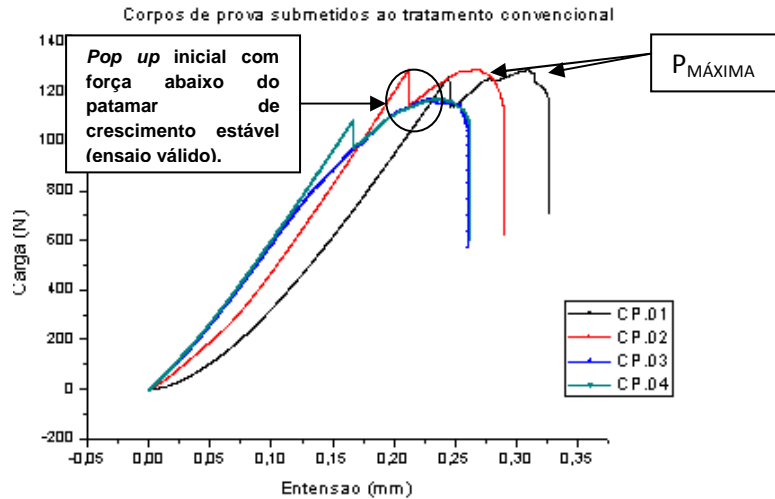


Figura 5 - Aspectos das curvas carga x deslocamento da entrada do entalhe chevron dos corpos-de-prova tratados convencionalmente.

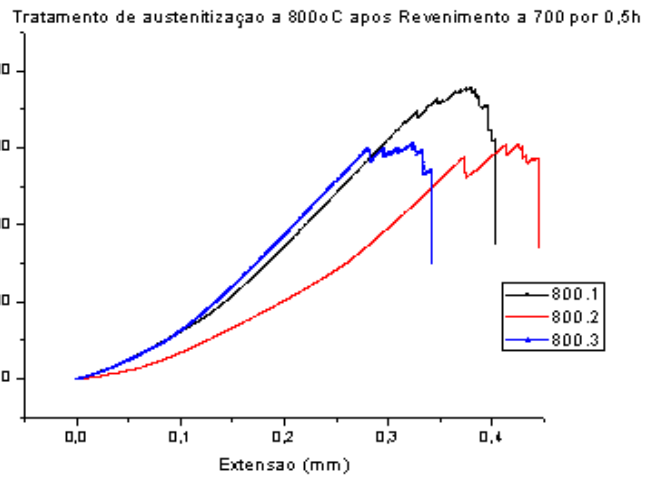
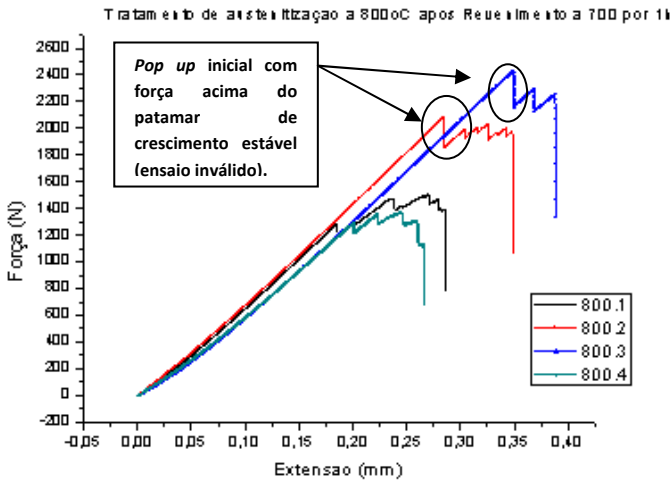


Figura 6 - Aspectos da curva carga x deslocamento da entrada do entalhe chevron dos corpos-de-prova austenitizados a 800° C por 25 minutos, após revenimento a 700°C por 1h (a) após revenimento a 700°C por 0,5 h (b)

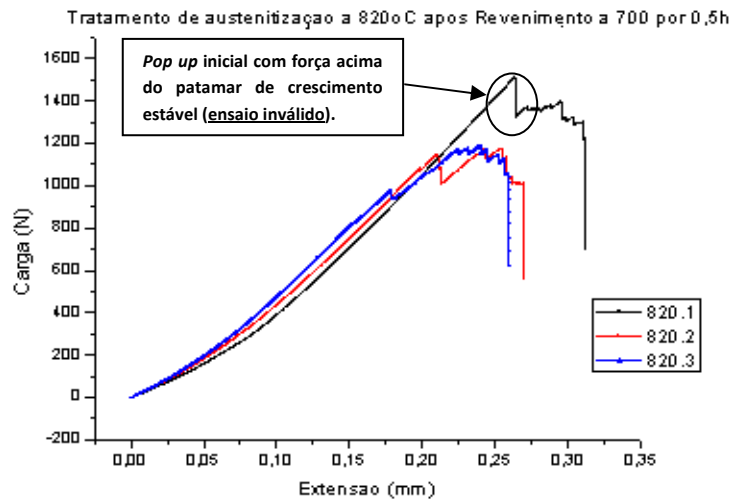
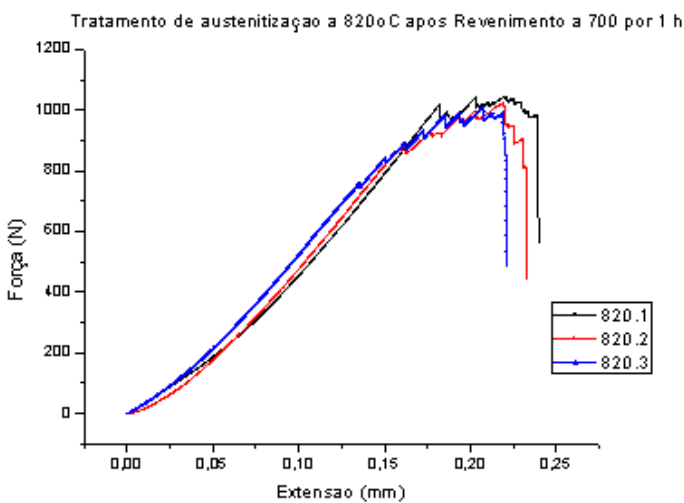


Figura 7 - Aspectos das curvas carga x deslocamento da entrada do entalhe chevron dos corpos-de-prova austenitizados a 820°C por 25 minutos, após revenimento a 700°C por 1h (a) após revenimento a 700°C por 0,5 h (b).

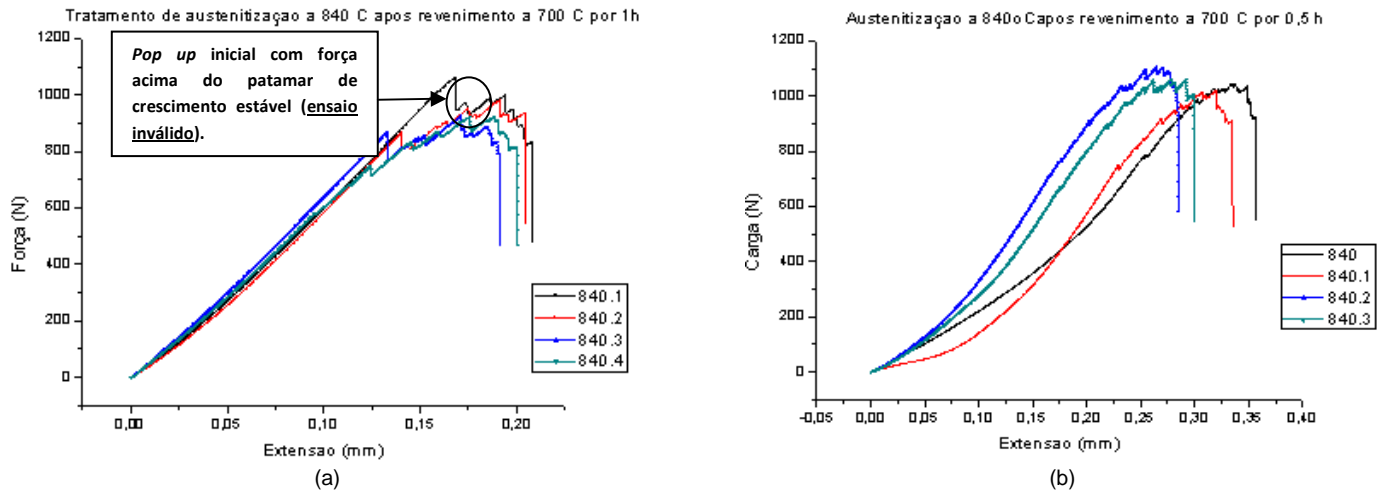


Figura 8 - Aspectos das curvas obtidas durante os ensaios chevron de amostra austenitizada a 840° C por 25 minutos, após revenimento a 700°C por 1h (a) após revenimento a 700°C por 0,5 h (b).

Feitas estas considerações sobre a validade dos diversos ensaios, a Tabela 3 sistematiza os resultados para todos estes ensaios e as respectivas médias obtidas apenas com os resultados válidos.

Tabela 3 – Valores de força máxima e da tenacidade à fratura obtidos nos diferentes ensaios

Corpo de Prova	Valor da Força (N)	Tenacidade a Fratura (MPa.m ^{1/2})	Média*	Desvio Padrão
Tratamento Convencional				
CP 01	1288,1	21,7	20,7	1,2
CP 02	1290,1	21,7		
CP 03	1169,2	19,7		
CP 04	1172,6	19,7		
Tratamento de Refino da Microestrutura – Revenido a 700 °C por 1,0 h e Tempera Final a 800 °C				
800.1	1.507,5	25,4	24,3	-
800.2	2.088,5	35,1 (Ensaio Inválido!)		
800.3	2.434,2	41,0 (Ensaio Inválido!)		
800.4	1.371,7	23,1		
Tratamento de Refino da Microestrutura – Revenido a 700 °C por 0,5 h e Tempera Final a 800 °C				
800.1	1.896,0	31,9	27,8	3,6
800.2	1.528,1	25,7		
800.3	1.531,0	25,8		
Tratamento de Refino da Microestrutura – Revenido a 700 °C por 1,0 h e Tempera Final a 820 °C				
820.1	1.514,0	25,5 (Ensaio Inválido)	20,0	-
820.2	1.178,0	19,8		
820.3	1.191,1	20,1		
Tratamento de Refino da Microestrutura – Revenido a 700 °C por 0,5 h e Tempera Final a 820 °C				
820.1	1.047,2	17,6	17,3	0,3
820.2	1.026,4	17,3		
820.3	1.013,0	17,0		
Tratamento de Refino da Microestrutura – Revenido a 700 °C por 1,0 h e Tempera Final a 840 °C				
840.1	1.044,4	17,6	17,8	0,6
840.2	1.023,0	17,2		
840.3	1.106,9	18,7		
840.4	1.062,7	17,9		
Tratamento de Refino da Microestrutura – Revenido a 700 °C por 0,5 h e Tempera Final a 840 °C				
840.1	1.063,4	17,9 (Ensaio Inválido)	15,9	0,6
840.2	982,7	16,5		
840.3	925,3	15,6		
840.4	923,4	15,5		

* Obtida apenas para os ensaios válidos.

4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A influência da microestrutura sobre a tenacidade à fratura do aço DIN 100Cr6 tem interessado diferentes pesquisadores.^(12-14,18,19) Entretanto a definição dos mecanismos que determinam os distintos resultados obtidos ainda são controversos. Os resultados obtidos neste trabalho indicam que esta discussão ainda tem muitos passos a serem dados, uma vez que não foi possível estabelecer uma relação direta entre a tenacidade e a distribuição de tamanho e a frações volumétricas dos carbonetos. Conforme pode ser visto na Figura 9, que sistematiza os resultados obtidos, a tenacidade à fratura cai com o aumento da temperatura de austenitização no tratamento final. Além disso, fica evidente que os tratamentos térmicos de refinamento da microestrutura foram eficientes na tenacificação do aço apenas na condição de tratamento final a 800°C, ou seja, na condição de maior fração e de tamanho médio de carbonetos. Além disso, verifica-se, da Tabela 1, que o tratamento final a 840°C promoveu uma intensa dissolução dos carbonetos, o que levou a uma forte elevação da dureza da martensita, fragilizando-a.

As superfícies de fratura dos materiais nas diferentes condições de tratamento térmico estão apresentadas na Figura 10. Verifica-se que as amostras tratadas segundo a rota convencional apresentam fratura quase que totalmente intergranular, enquanto que nas amostras tratadas a 820°C e 840°C, nos ciclos de refinamento da estrutura, verifica-se que o mecanismo de fratura é de quasi-clivagem. Nas amostras tratadas a 800°C se verifica a presença de refinadas facetas de clivagem e zonas de quasi-clivagem.

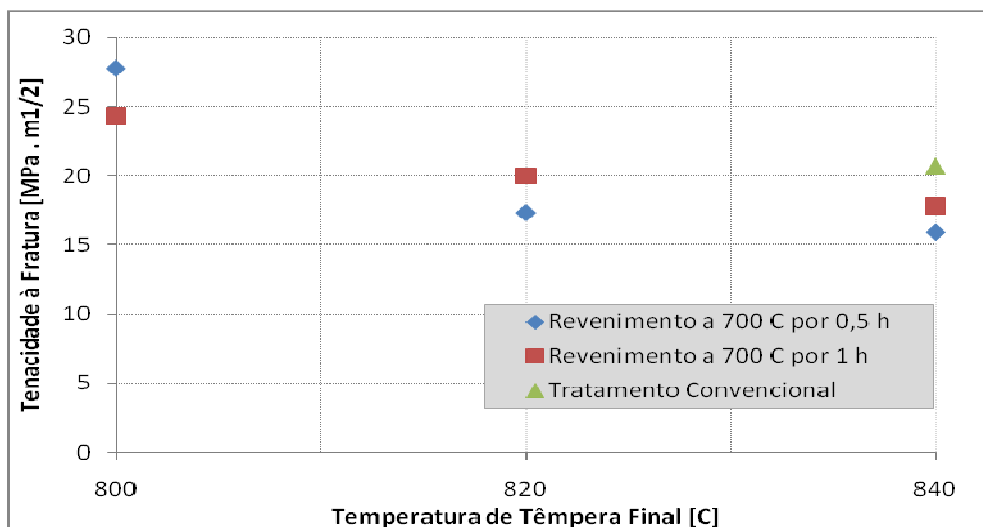


Figura 10 – Variação da tenacidade à fratura com a temperatura de tratamento de têmpera final.

Baseado na literatura,^(18,19) pode-se afirmar que a distribuição grosseira dos carbonetos na condição de tratamento convencional (demonstrado na Figura 4) direcionou o mecanismo de fratura para o intergranular. No caso da distribuição mais refinada obtidas nos tratamentos de refinamento da estrutura, confirma-se a influência do menor espaçamento médio entre os carbonetos, uma vez que o mecanismo de fratura predominante foi o de quasi-clivagem.

Nakazawa e Krauss⁽¹⁸⁾ mostraram que a tenacidade à fratura é determinada pela distribuição de carbonetos. No caso dos materiais com carbonetos nos contornos, verifica-se uma matriz menos saturada e com menores frações volumétricas de carbonetos intragranulares. Desta forma, o crescimento de trinca

passa a ser intergranular, em tese mais difícil que o crescimento intragranular, por clivagem. No caso das amostras isentas de carbonetos intergranulares, são verificados valores menores de tenacidade à fratura, uma vez que o crescimento por quasi-clivagem é facilitado pelo menor esforço determinado pela facilidade de interconexão das microcavidades, além da maior saturação da matriz martensítica. Indicam ainda, que grãos grosseiros associados a maiores frações de austenita retida estão associados a tenacidades elevadas. Silva ⁽¹²⁾ encontrou resultado similar.

Por sua vez, Conceição⁽¹⁹⁾ mostra que um refinamento excessivo dos carbonetos pode representar uma redução na tenacidade à fratura do aço DIN 100Cr6, também em decorrência da facilidade de interconexão das microcavidades, uma vez que o espaçamento médio entre as partículas é pequeno. Aparentemente, os valores de tenacidade à fratura mais elevados estão associados a uma distribuição intermediária no tamanho dos carbonetos. Desta forma se teria um crescimento de fratura complexo em parte por quasi-clivagem e em parte intergranular. Nos casos em que os carbonetos se mostraram mais grosseiros se verificou um abaixamento na tenacidade em decorrência da predominância de fratura intergranular. Neste caso, carbonetos mais grosseiros diminuem a facilidade de interconexão de microcavidades, uma vez que o espaçamento médio entre os carbonetos aumenta.

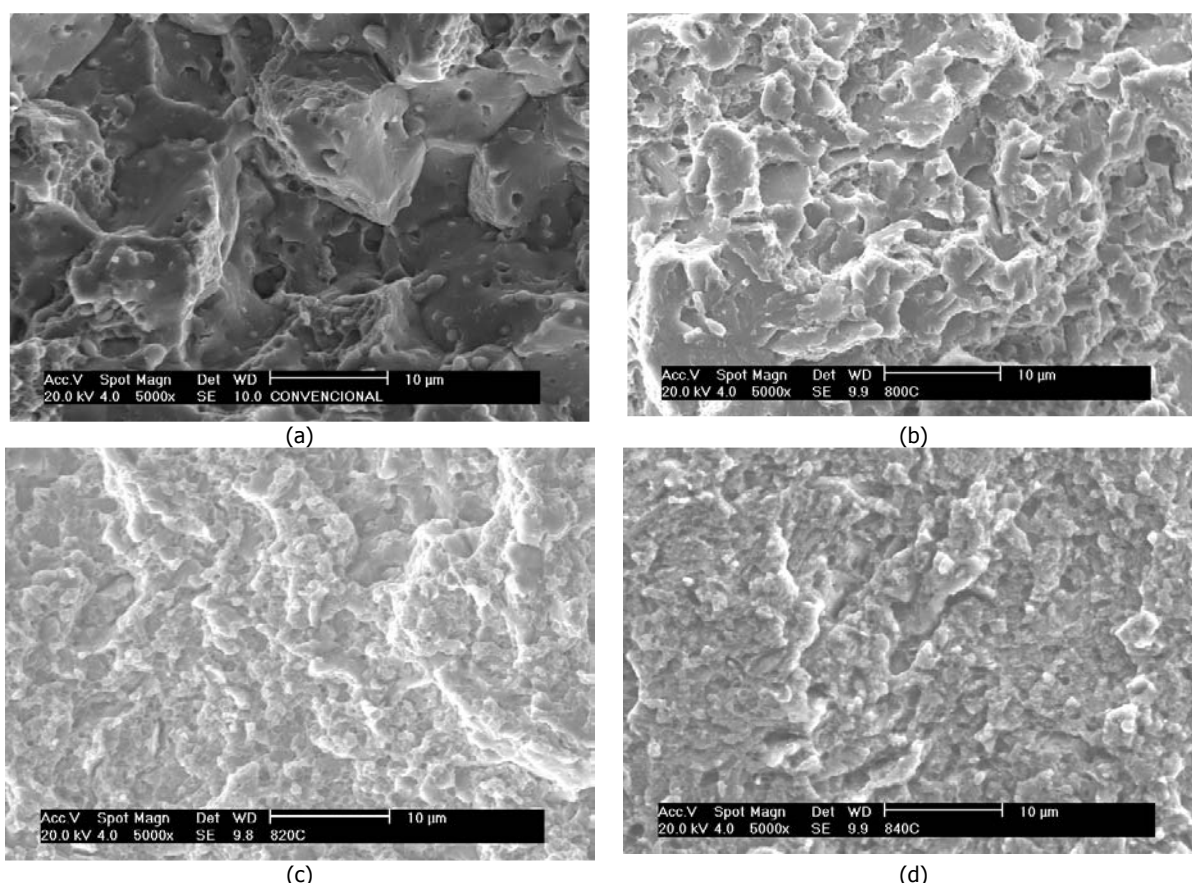


Figura 10 - Superfícies de Fratura Típicas após Ensaio de Tenacidade à Fratura Chevron. a) Tratamento Convencional; b) Tratamento de refinamento da estrutura com têmpera final a 800^oC; c) Tratamento de refinamento da estrutura com têmpera final a 820^oC; d) Tratamento de refinamento da estrutura com têmpera final a 840^oC.



Entretanto, as características da superfície de fratura, por si só, não permite uma explicação da tendência dos resultados de tenacidade à fratura obtidos, conforme sistematização da Figura 9. Paradoxalmente, o material que apresenta a maior fração de carbonetos e os carbonetos mais grossos, para o caso dos tratamentos de refinamento da estrutura, foi a que apresentou a maior tenacidade à fratura. Uma boa hipótese, óbvia talvez, para explicar este resultado seria aquela na qual se considera que quanto menor a temperatura de austenitização, menor a dissolução dos carbonetos e a saturação da matriz e, por conseqüência, menor a fragilidade da martensita formada. Além disso, a maior presença de carbonetos torna mais efetivo o chamado *pinning effect*. Ou seja, menor seria o tamanho de grão no tratamento final a 800^oC, portanto.

Esta hipótese levantada para explicar o comportamento verificado carece de outras medidas como dos teores de austenita retida, de uma amostragem mais precisa dos carbonetos e, principalmente, dos tamanhos de grão em todas as condições. Entretanto, por similaridade com trabalhos anteriores,⁽¹⁴⁾ voltados para a caracterização microestrutural, pode-se afirmar que o refinamento da microestrutura (tamanho dos grãos e dos carbonetos) mostrou-se efetivo no aumento da tenacidade à fratura. A correlação entre o refinamento da estrutura de carbonetos e do tamanho de grão é evidenciada na Figura 11.

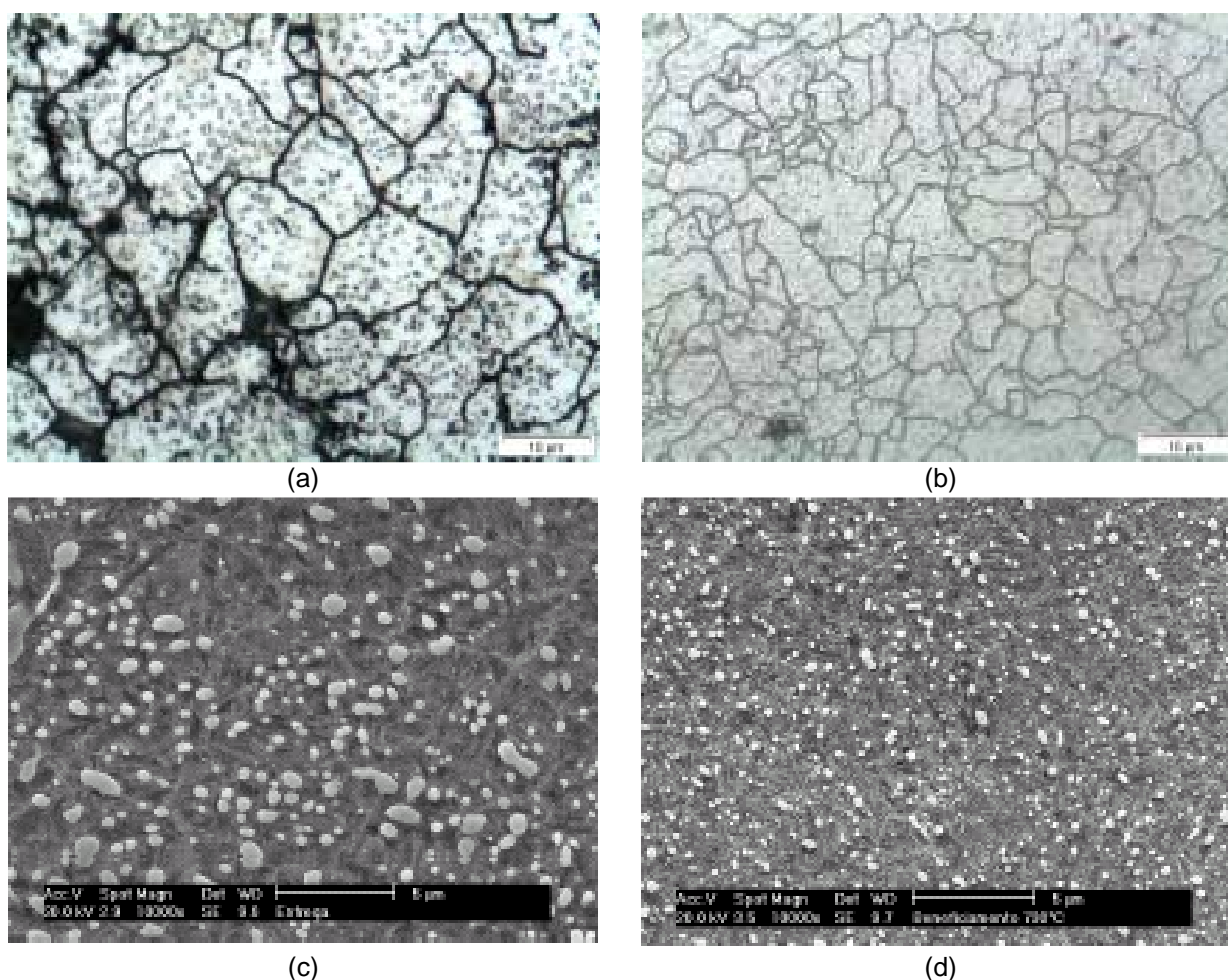


Figura 11 – Microestruturas para o aço DIN 100 Cr6. (a) e (c) amostras submetida ao tratamento convencional; (b) e (d) amostras submetidas ao tratamento de refino da estrutura (revenimento de alta temperatura a 620^oC). As figuras a e b são imagens por MO e as figuras c e d são imagens por MEV.⁽¹⁴⁾



5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados de tenacidade à fratura obtidos neste trabalho pode se concluir que: i) o ganho efetivo de tenacidade só se verifica no caso de tratamento térmico final de têmpera a 800°C; ii) o refinamento dos carbonetos muda o mecanismo de fratura de intergranular (tratamento convencional) para quasi-clivagem no caso das diferentes condições de tratamentos de refinamento; iii) são necessárias as medidas de austenita retida, de tamanho de carbonetos e de tamanhos de grão para se dispor de novos subsídios para se confirmar a hipótese de que o tamanho de grão, nos níveis de dureza experimentados, é o parâmetro microestrutural determinante da tenacidade à fratura do aço DIN 100 Cr6; iv) entretanto, para os níveis de dureza e de austenita retida presentes, que de acordo com a literatura⁽¹³⁾ em todas as condições avaliadas deve ser menor que 4,0%, a variável mais tenacificante parece ser de fato o tamanho de grão, uma vez que a condição de maior tenacidade à fratura é aquela onde se tem a maior fração volumétrica de carbonetos.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq, à FAPESP, à CAPES pelo suporte financeiro, à Tecnolink pelo fornecimento do material, à SSE-Tratamentos térmicos pelo tratamento de recozimento; ao Prof. André Tschiptschin pelo auxílio nos tratamentos térmicos e ao prof. Rodrigo Magnabosco pela colaboração na execução dos ensaios de tenacidade.

REFERÊNCIAS

- 1 HONG-JUAN, et al., New Spheroidizing Technique of Ultra-High Carbon Steel With Aluminum Addition. 3 de 2006, Vol. 13, pp. 9-13.
- 2 SHERBY, O.D., Damascus steel rediscovered. Transaction of ISIJ. v.19, p.381-390, 1979.
- 3 TSUZAKI, K, et al. Formation of an (alfa+teta) microduplex structure without thermomechanical processing in superplastic ultrahigh carbon steels.1999, Vol.40, pp.675-681.
- 4 SUNADA, H, et al., Mechanical Properties and Microstructure of Heated-Treated UltraHigh Carbon Steels, 1979, Vol. 38, pp. 35-40.
- 5 JIEWU, ZHU, YAN, XU E LIU, YONGNING, Lath martensite in 1,4%C ultra-high carbon steel and its grain size effect. *Materials Science and Engineering A*. 2004, Vol. 385, pp. 440-444.
- 6 KRAUSS, G., Martensite in steel: strength and structure. *Materials Science and Engineering A*. 1999, Vols. 273-275, pp. 40-57.
- 7 SATO, E, et al. Microstructure Control for Superplasticity of an Ultra-High Carbon Steel. 1999, Vols. 304-306, pp. 133-138.
- 8 GLADMAN, T. *Control Grain Size*. London: OCP SCIENCE FOR THE INSTITUTE OF MATERIALS, MINERALS AND MINNING, 2004.
- 9 RIOS, P. R., A theory for grain boundary pinning by particles. *Acta Metallurgica*. 1987, Vol. 35, pp. 248-252.
- 10 FURUHA, T, MORITO, S E MAKI, T. Morphology, substructures and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys. *J. Phys. IV France*. 2003, pp. 255-258.
- 11 PORTER, D A E EASTERLING, K E, *Phase Transformation in Metals and Alloys*. SECOND EDITION. s.l. : CHAPMAN & HALL, 1992.

- 12 SILVA, W.S., Tenacidade à Fratura do Aço M2 fundido, modificado e tratado termicamente. Dissertação de Mestrado, EPUSP, 2001.
- 13 SILVA, W.G., Método de avaliação de propriedades mecânicas de um aço de baixa liga alto carbono a partir da correlação entre ensaios mecânicos e metalúrgicos., Dissertação de Mestrado, EPUSP, 2005.
- 14 Signorelli, R. F., “Obtenção de grão ultrafino em aço de rolamentos”, Projeto de Iniciação Científica, PIBIC-EPUSP, 2007.
- 15 Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials. [A. do livro] ASTM E1304 - 97. *Annual Book of ASTM Standards*. 2002.
- 16 SILVA, W.S., MENDANHA, A., GOLDENSTEIN, H., Estudo da tenacidade à fratura de aços ferramenta utilizando a metodologia chevron, BOLETIN TÉCNICO, PMT-EPUSP, 33 p, 2005.
- 17 SAKAI, M. E BRADT, R. C., Fracture Toughness Testing of Brittle Materials. *International Materials Reviews*. 1993, Vol. 38, pp. 53-88.
- 18 NAKAZAWA, N., KRAUSS, G., Microstructure and Fracture of 52100 Steel, Metallurgical Transactions A, Vol. 9A, MAY 1978-681
- 19 CONCEIÇÃO, I. N., Efeito do tamanho de carbonetos na tenacidade à fratura do Aço AISI 52100, Metalurgia-ABM, pp. 187-192, Vol. 42, N^o 340, Março de 1986.