

# AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE 52100 A PARTIR DA CORRELAÇÃO ENTRE ENSAIOS MECÂNICOS E METALÚRGICOS<sup>1</sup>

*Wander Gomes da Silva<sup>2</sup>*

*Ricardo Strangis Cumino<sup>2</sup>*

*Hélio Goldenstein<sup>3</sup>*

*Gilvan Junior da Silva<sup>4</sup>*

*Severino Jairo Juedes Ferreira<sup>4</sup>*

## **Resumo**

Este trabalho propõe uma metodologia para caracterização mecânica e metalúrgica do aço AISI 52100 (alto carbono baixa liga) em condição de elevada resistência mecânica. Corresponde ao principal material utilizado na indústria de rolamentos, sendo estudadas as propriedades, a partir de tratamentos de têmpera seguidos de revenimento executado em diversas temperaturas. As propriedades mecânicas foram avaliadas através da dureza, bem como pela determinação da tenacidade, executada com ensaios de flexão em corpos-de-prova com entalhe Chevron. As propriedades metalúrgicas foram avaliadas por metalografia óptica, fractografia (microscopia eletrônica) e determinação da austenita retida por difração de raios-X.

**Palavras-chave:** Caracterização mecânica; Tratamentos térmicos; Correlação microestrutura x Propriedades; Tenacidade.

## **EVALUATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH CARBON LOW ALLOY STEELS STARTING FROM THE CORRELATION BETWEEN MECHANICAL AND METALLURGICAL TESTS**

### **Abstract**

This work proposes a methodology for mechanical and metallurgical characterization of AISI 52100 steel (high carbon low alloy steel) in high strength condition. With this purpose, the mechanical properties of AISI 52100 (bearing steel) were studied comparing samples quenched and tempered at several different temperatures. The mechanical properties were evaluated through hardness measurements and toughness, obtained from bending test of samples with Chevron notch as well as bending without notch. The metallurgical properties were evaluated by metallography (optical microscopy), fractography (SEM) and measurement of retained austenite by X-Ray diffraction.

**Key words:** Mechanical characterization; Heat treatment; Correlation microstructure x Properties; Toughnes

1 *Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ*

2 *M.Sc. Eng. Metalurgista, Schaeffler Brasil Ltda, Sócio da ABM*

3 *Prof. Livre Docente PMT-EPUSP, Sócio da ABM*

4 *Eng. Mecânico, Schaeffler Brasil Ltda.*

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 O Aço AISI 52100

O aço AISI 52100, através de tratamentos térmicos de têmpera (e em casos especiais, de austêmpera) apresenta elevada resistência mecânica com boa resistência ao desgaste, mantendo ainda certa tenacidade. Por estas características, aliado ao relativo baixo custo de fabricação (quando comparado a outros aços com propriedades mecânicas semelhantes, porém com maior teor de elementos de liga), constitui-se na principal matéria-prima utilizada na fabricação de componentes de rolamento, como os anéis (externos e internos) e corpos rolantes (esferas, rolos e agulhas), o que lhe garante a classificação ao grupo de “aços para rolamento”.

**Tabela 1.** Faixas de composição química para os aços AISI 52100

Aço	C	Cr	Mn	Si	P	S
AISI 52100	0,95 a 1,05	1,40 a 1,65	0,25 a 0,45	0,15 a 0,35	máx. 0,030	máx. 0,025

Pelas propriedades descritas, o emprego do aço AISI 52100 é ainda observado em outras aplicações características como, por exemplo, bolas de moinho de minérios.

Seu uso é também justificado pela boa usinabilidade, demonstrada pelo bom acabamento superficial obtido e pelo menor tempo de trabalho e menor desgaste das ferramentas.

## 1.2 Tratamentos Térmicos Convencionais do Aço AISI 52100

O primeiro tratamento térmico com o objetivo de se obter uma microestrutura específica é o tratamento de recozimento para esferoidização dos carbonetos. Já nos principais processos produtivos o tratamento mais executado, a fim de garantir as propriedades mecânicas desejadas no produto final é o tratamento de têmpera, seguido de revenimento. As variáveis operacionais da têmpera (tempo e temperatura) são os principais fatores determinantes das propriedades obtidas após o tratamento térmico, que se resumem em elevada resistência mecânica (elevada dureza). Imediatamente após a têmpera, procede-se à etapa de revenimento, que, a despeito de um pequeno abaixamento da dureza, promove o aumento da tenacidade do material pela diminuição da fragilidade característica da martensita.

## 2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é apresentar uma metodologia de caracterização de aços de alto carbono baixa liga, representados pelo aço AISI 52100, em estado de alta resistência mecânica, através da comparação entre ensaios mecânicos, correlacionando ainda com propriedades metalúrgicas.

Os elevados níveis de resistência foram obtidos a partir do estado temperado e revenido, variando-se as temperaturas de revenimento de modo a se obter condições distintas de resistência mecânica.

Em resumo, a caracterização aqui objetivada refere-se à:

- determinação da tenacidade do material através da medição do parâmetro  $K_{ICV}$  – tenacidade à fratura pela metodologia *Chevron* através de ensaio de flexão em corpo-de-prova com entalhe *Chevron* e
- avaliação da resistência mecânica através da dureza.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Material

Todos os corpos-de-prova foram retirados de barras cilíndricas do aço AISI 52100, com 18,80 mm de diâmetro, pertencentes a uma única corrida, mantendo-se assim, constantes a composição química (Tabela 2) e as propriedades mecânicas (Tabela 3) iniciais.

**Tabela 2.** Composição química (%) do aço AISI 52100 utilizado neste trabalho.

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	Al	O <sub>2</sub> <sup>(*)</sup>	Ti <sup>(*)</sup>
0,95	0,25	0,36	1,48	0,16	0,06	0,014	0,006	0,21	0,034	8	18

(\*) Valores em ppm

**Tabela 3.** Caracterização mecânica do aço AISI 52100 utilizado neste trabalho.

Limite de Resistência à tração (MPa)	Dureza (HB)	Tamanho de grão (ASTM E-112)
753	249	8

Todos os corpos-de-prova foram usinados a partir da região central das barras cilíndricas, observando-se a direção de laminação.

#### 3.2 Tratamentos Térmicos

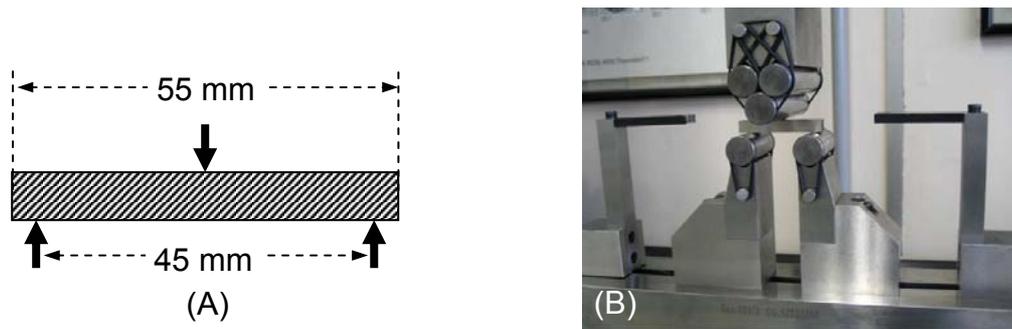
Para a obtenção de diferentes estados de elevada resistência mecânica, foram executados tratamentos térmicos de têmpera plena: austenitização: 860 °C / 40 min, em atmosfera com potencial de carbono de 1%; têmpera em óleo a 60 °C / 15 min, seguido de resfriamento em água (25 °C). Em seguida, foi realizada a separação das diferentes famílias de corpos-de-prova, sendo executadas as etapas de revenimento com as seguintes temperaturas: 180, 230, 250, 290 e 340 °C. Para cada temperatura, foram realizados revenimentos pelos tempos de 2 e 4 horas.

#### 3.3 Ensaio de Caracterização

A comparação das propriedades mecânicas obtidas a partir dos diversos tratamentos realizados foi feita através da realização de ensaios de dureza HRC e ensaios de flexão 3 pontos em corpos-de-prova com entalhe Chevron.

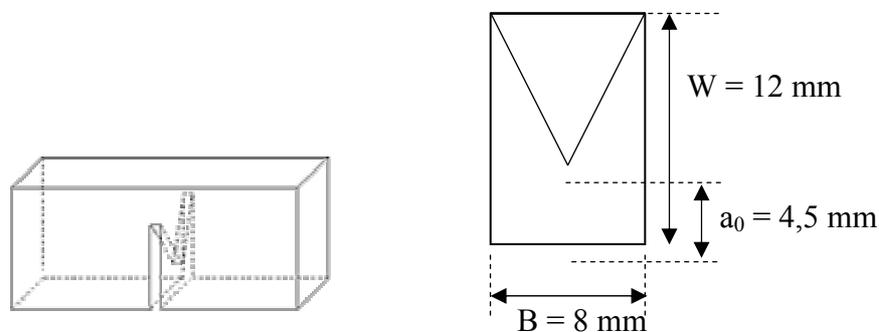
A fim de garantir uma segurança estatística dos resultados, cada série de ensaios mecânicos foi realizada com 10 corpos-de-prova (para cada variante de tratamento térmico).

Para os ensaios de flexão (entalhe Chevron) foram utilizados corpos-de-prova de comprimento total 55 mm, e seção transversal retangular com 8 mm (largura) x 12 mm (altura). A Figura 1 mostra a distância entre os apoios inferiores, bem como o dispositivo utilizado para a execução do ensaio, proposto por Mendanha,<sup>(1)</sup> montado sobre uma máquina de ensaios universais MTS modelo 10G, com velocidade foi de 0,2 mm/min e pré-carga de 100 N.



**Figura 1.** (A) Posicionamento dos apoios utilizados nos ensaios de flexão 3 pontos; (B) Dispositivo utilizado para a realização dos ensaios de flexão.

Através de metodologia proposta por Shang-Xian<sup>(2)</sup> foram executados ensaios de flexão 3 pontos em corpos-de-prova de seção retangular 8 x 12 mm, com entalhe Chevron de largura 0,38 mm na parte central, conforme esquema da Figura 2.



**Figura 2.** Croqui dos corpos-de-prova do ensaio de flexão com entalhe Chevron.

A confecção dos corpos-de-prova deu-se inicialmente pela usinagem a partir das barras, com geometria inicial sem entalhe; após a realização dos tratamentos térmicos, a sua superfície foi retificada para as dimensões finais para então ser executado o entalhe Chevron, através de eletroerosão a fio de 0,38 mm de diâmetro.

A tentativa de determinação da tenacidade à fratura ( $K_{ICV}$ ) foi executada a partir do proposto por Shang-Xian, a partir da relação:  $\alpha_0 = a_0/W = 4,5 / 12 = 0,375$ .

### 3.4 Caracterização Metalúrgica

A caracterização metalúrgica foi executada através da avaliação dos seguintes ensaios difração de raios-X (determinação de austenita retida), metalografia óptica e fractografia por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

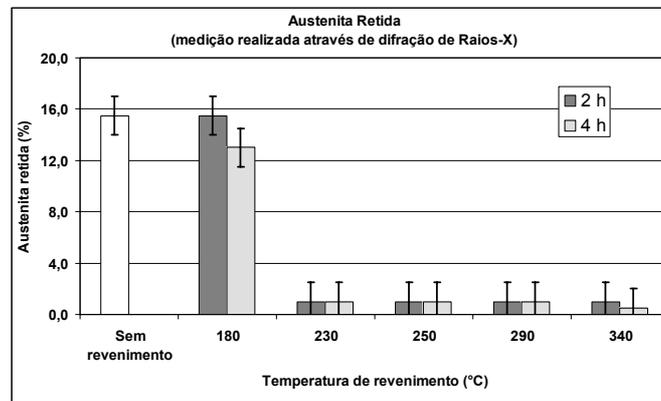
## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Caracterização Microestrutural

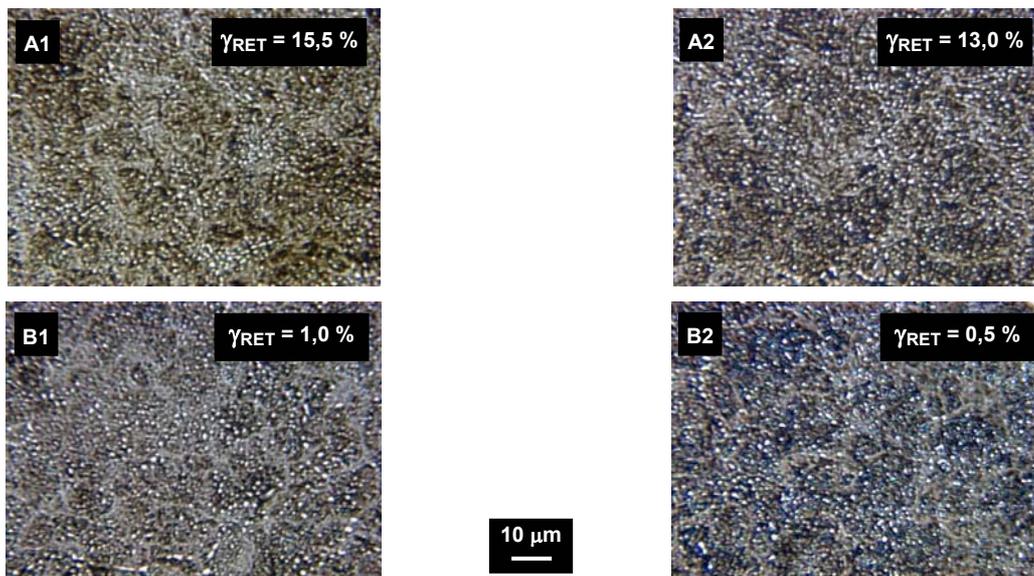
Para todas as condições de tratamentos térmicos, foram obtidas microestruturas de martensita revenida, com a presença de carbonetos primários dispersos além de certa quantidade de austenita retida. Foi executada metalografia óptica sendo utilizado ataque nital 3%, pelo tempo de 5 s.

A Figura 3 mostra os teores de austenita retida de todos os tratamentos, avaliados por difração de raios-X. A máxima presença de austenita retida

corresponde ao estado temperado SEM revenimento. O revenido a 180°C / 2 h não apresentou efeito algum sobre a presença de austenita retida, havendo uma discreta redução para o tempo de 4 h. Em temperaturas superiores de revenido, a redução da austenita retida foi bastante significativa, resultando, inclusive, em valores próximos do limite de detecção do equipamento (1,5 %). Não houve diferença nos níveis de austenita retida para uma mesma temperatura, quando comparados os tempos de revenimento de 2 e 4 horas.



**Figura 3.** Valores de austenita retida (não transformada) em função da temperatura e tempo de revenimento.



**Figura 4.** Revenido a 180 °C (A) e 340 °C (B), por 2 h (1) e 4 h (2). Martensita e carbonetos esferoidizados. Austenita retida não visível. Nital 3%.

A Figura 4 ilustra as microestruturas obtidas para as temperaturas de revenido mínima e máxima, respectivamente, compostas por carbonetos esferoidizados em matriz martensítica, não sendo possível diferenciar, por metalografia óptica, o estado do material em função do tratamento térmico. O tempo de revenimento não provocou qualquer alteração microestrutural que se revelasse nas micrografias. Também os maiores níveis de austenita retida (revenido a 180°C) não se manifestaram visualmente, confirmando as observações de Silva.<sup>(3)</sup>

## 4.2 Dureza

A Figura 5 mostra a tendência regular de abaixamento da dureza com o aumento da temperatura de revenimento.

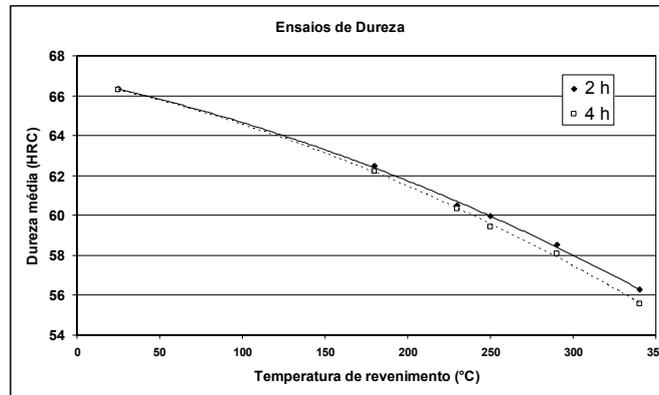


Figura 5. Dureza Rockwell em função da temperatura de revenimento, realizado com os tempos de 2 e 4 h.

## 4.3 Ensaio de Flexão 3 Pontos com Entalhe Chevron

A Figura 6 ilustra o aspecto dos entalhes Chevron em dois corpos-de-prova, onde é possível observar a regularidade obtida pelo processo de eletroerosão, utilizado para a realização do mesmo.



Figura 6. Micrografia eletrônica (MEV) mostrando a ponta do entalhe Chevron de dois corpos-de-prova revenidos a 180°C / 2h. As setas indicam a direção de propagação da trinca ao longo do entalhe, a partir do ponto de nucleação (ponta)

Da Figura 6 é possível ainda identificar as linhas radiais na superfície de fratura que ocorreu pela aplicação da força no ensaio de flexão. É nítida a direção de propagação, a partir da ponta do entalhe para a parte esquerda das micrografias.

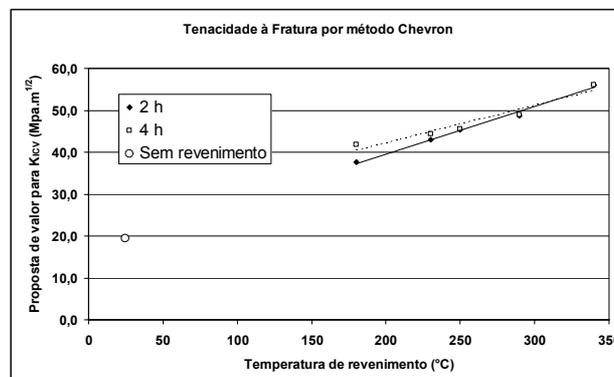
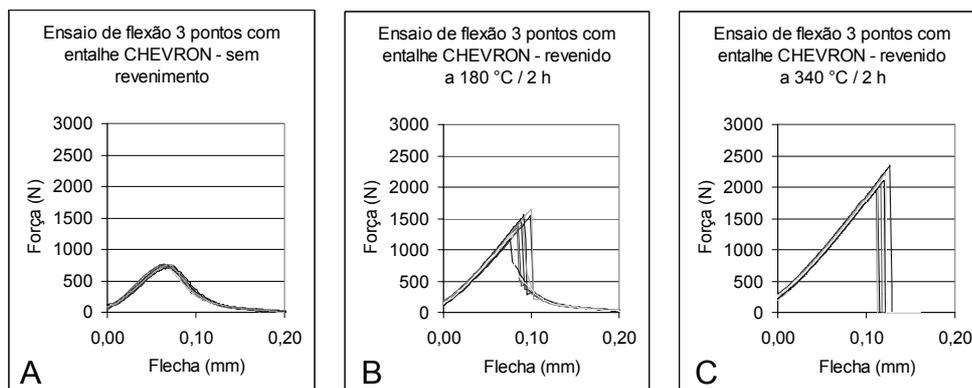


Figura 7. Proposta de determinação da tenacidade à fratura ( $K_{ICV}$ ) calculada a partir da força de ruptura no ensaio de flexão 3 pontos com entalhe Chevron.

A partir dos valores da máxima força de ruptura calculam-se os valores de  $K_{ICV}$  (conforme metodologia Chevron), que são apresentados na Figura 7. Nota-se discreto aumento da força de à ruptura (representado pelo valor calculado  $K_{ICV}$ ) à medida que aumenta a temperatura de revenido. O tempo de revenimento não parece ter influenciado de maneira significativa nos resultados.

A despeito do comportamento regular demonstrado na Figura 7, uma crítica importante deve ser feita com relação aos valores de tenacidade à fratura obtidos por este trabalho. A metodologia Chevron, conforme norma ASTM E1304<sup>(4)</sup> tem por princípio propor a avaliação da tenacidade à fratura (propagação estável de uma trinca), sem a execução de um pré-trincamento, normalmente empregado na determinação de  $K_{IC}$ . Assim, o entalhe Chevron, por sua severidade (“canto vivo”) tem a função de simular a existência de uma pré-trinca, que, durante o ensaio de flexão, tende a se propagar de forma estável, já que a frente de crescimento da trinca é continuamente crescente (pela forma em V do entalhe). Dessa forma, não se espera um rompimento instável ao se atingir a força máxima, mas sim, espera-se que o crescimento da trinca ocorra mediante a continuidade da aplicação do esforço externo, ainda que em intensidade continuamente decrescente. Este comportamento foi observado nos corpos-de-prova sem revenimento (Figura 8-A).

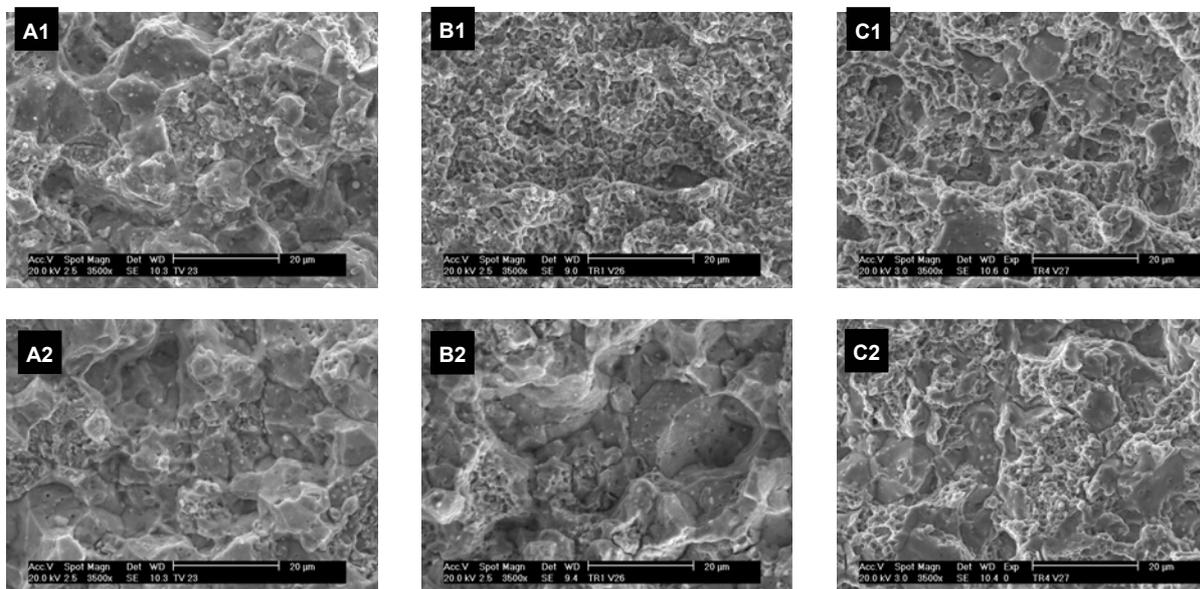


**Figura 8.** Força em função da deflexão (flecha) durante ensaio de flexão 3 pontos com entalhe Chevron: A) SEM revenimento; revenido a 2h: 180°C (B) e 340 °C (C).

Nota-se que a força medida durante o ensaio é crescente até que se atinja um valor máximo; inicia-se então a propagação da trinca ao longo do entalhe Chevron, que, porém só ocorre à medida que se continua a aplicação de carga. Embora com intensidade decrescente, o carregamento se faz necessário para a propagação da trinca, caracterizando o caráter estável da abertura. A forma peculiar da curva permite o cálculo da tenacidade à fratura  $K_{ICV}$  pela metodologia Chevron, conforme ASTM E1304. Já a Figura 8-B mostra o mesmo ensaio em amostras revenidas a 180 °C / 2 h. Ocorre aqui uma nucleação instável da trinca a partir força máxima que permanece até certo ponto, a partir do qual a propagação assume caráter estável semelhante ao observado para os corpos-de-prova sem reveniment 9-A). Para o revenido a 340 °C / 2 h, sequer há indicativo de crescimento estável, ainda que na parte final (9-C). Neste caso, a partir da força máxima, houve a propagação da trinca com caráter totalmente instável, até a ruptura total do corpo-de-prova.

A Figura 9 mostra o aspecto da superfície de fratura nas regiões de início (nucleação) e fim (ruptura) de corpos-de-prova referentes às curvas ilustradas na Fig. 8(A, B e C). Em A1 / A2 (sem revenimento) observa-se nas duas regiões, a predominância de fratura intergranular. A semelhança do aspecto da fratura nos

pontos de início e fim caracteriza mecanismos semelhantes nestas regiões, que correspondem ao modo estável de propagação. Em B1 / B2 (revenido a 180°C) a região de nucleação da trinca apresenta caráter predominantemente transgranular, (mecanismo de *quase-clivagem*); na região final, o aspecto é semelhante ao observado nas amostras sem revenimento: predominância de fratura intergranular. Neste caso, os aspectos distintos da superfície de fratura (início e fim da trinca) indicam a ocorrência de mecanismos de propagação também distintos, confirmando o aspecto das curvas de força durante o ensaio de flexão; ou seja, o início da trinca ocorre de forma abrupta (instável – mecanismo de ruptura transgranular, característico de altas velocidades de propagação), ao passo que na região final passa a atuar um mecanismo de propagação estável (caráter intergranular da fratura). Já em C1 / C2 (revenido a 340 °C) observa-se o mesmo aspecto da superfície de fratura nas regiões de início e fim, predominando o caráter de fratura transgranular, caracterizando a instabilidade da propagação. confirmando os resultados demonstrados nas curvas da Figura 8-C.



**Figura 9.** Micrografia eletrônica (MEV) de corpos-de-prova sem revenimento (A) e revenidos a 2 h a 180°C (B) e 340 °C (C), na superfície de fratura do entalhe Chevron. Acima (1), região de nucleação da trinca (ponta do entalhe); abaixo (2), parte final de propagação da trinca (superfície do corpo-de-prova).

Através da análise das curvas e micrografias apresentadas nas Figuras 8 e 9, foi possível estabelecer inequivocamente a tendência entre o caráter de crescimento absolutamente estável e a propagação absolutamente instável com notável distinção do aspecto morfológico da superfície de fratura. Portanto, exceto para a condição sem revenimento, pode-se dizer que os valores da Figura 7, não podem ser caracterizados como valores da tenacidade à fratura ( $K_{ICV}$ ).

O particular comportamento demonstrado pelas amostras com entalhe Chevron, pode ser explicado pela geometria do entalhe. Shan-Xiang<sup>(2)</sup> mostra que diferentes espessuras levam a comportamentos distintos das curvas Força x Deflexão. Em seu estudo foram utilizadas amostras com espessura de entalhe de 0,37 e 0,16 mm, sendo verificado que a espessura maior requer uma força máxima durante a flexão maior a que seria necessária para promover o crescimento estável da trinca. Portanto, conclui que o entalhe 0,37 mm promove valores calculados de  $K_{ICV}$

superestimados. A espessura do entalhe dos corpos-de-prova deste trabalho foi de 0,38 mm, semelhante ao utilizado no estudo de Shan-Xiang. Silva e Schroer<sup>(5)</sup> já efetuaram medições de  $K_{ICV}$  para o aço AISI 52100 temperado e revenido, com austenita retida entre 6,3 e 21,5 %, e entalhe de 0,38 mm, porém em amostras de dimensões mais robustas (12 x 18 x 100 mm); obtiveram valores entre 18,7 e 28 MPa.m<sup>1/2</sup>. Isto evidencia a superestimação dos resultados deste trabalho (37,5 e 56,1 MPa.m<sup>1/2</sup> para as amostras revenidas). Mesmo com a mesma espessura de entalhe, as dimensões das amostras de Silva e Schroer são significativamente maiores que as deste trabalho (8 x 12 x 55) indicando haver alguma relação entre estas características dimensionais no desempenho da nucleação e propagação da trinca durante a flexão. Por outro lado, os resultados de Silva e Schroer correspondem ao material com certa quantidade de austenita retida, cuja presença também deve interferir nos ensaio de flexão com entalhe Chevron.

## 5 CONCLUSÕES

- As curvas Força x Deflexão obtidas no ensaio de flexão 3 pontos (corpos-de-prova revenidos) indicam nucleação da fratura por mecanismo instável de propagação, ao contrário do previsto pela norma ASTM E1304 para a metodologia Chevron, e portanto, os valores calculados de  $K_{ICV}$  superestimaram os resultados de literatura. As fractografias das regiões de início e fim da fratura confirmam a ocorrência de mecanismos de propagação distintos (parte instável e parte estável) para corpos-de-prova revenidos. A espessura do entalhe Chevron, em comparação às demais dimensões do corpo-de-prova foi elevada, influenciando nos resultados obtidos.
- Nos corpos-de-prova sem revenimento, a metodologia Chevron demonstrou-se eficiente quanto ao aspecto das curvas Força x Deflexão. Os valores de  $K_{ICV}$  são compatíveis com os dados da literatura.
- A superfície de fratura de caráter predominantemente transgranular, caracterizada pelo mecanismo de propagação de *quase-clivagem* está associada a uma propagação instável da trinca (alta velocidade de propagação), ao passo que o mecanismo de propagação estável da trinca (baixa velocidade de propagação) conduz a uma superfície de fratura predominantemente intergranular (baixa energia necessária para a ruptura).

## REFERÊNCIAS

- 1 MENDANHA, A. “*Estudo da resistência à fratura do aço ferramenta para trabalho a frio AISI D2*”, Dissertação de Mestrado, EPUSP, São Paulo, 2004.
- 2 SHANG-XIAN, W. “*Fracture Toughness Determination of Bearing Steel Using Chevron-Notch Three Point Bend Specimen*”, Engineering Fracture Mechanics, Great Britain, Vol. 19, nº 2, 1984, p 221-232.
- 3 SILVA, W. G. “*Obtenção de austenita retida e seu efeito no desgaste por fadiga do aço DIN 100Cr6*”, Trabalho de Formatura, EPUSP, São Paulo, 1996.
- 4 ASTM E1304-89. “*Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials*”, ASTM, 1989.
- 5 SILVA, W. S. et al. “*Estudo da Influência da Austenita Retida sobre a Tenacidade à Fratura do Aço DIN 100Cr6 (AISI 52100)*”, 55º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, 25 a 28 de julho de 2000.