

COMPARAÇÃO DE MOLAS DE SUSPENSÃO TEMPERADAS E REVENIDAS ENROLADAS A QUENTE E A FRIO

C.S. Hattori¹, [A.A. Couto](mailto:acouto@ipen.br)^{1,2}, J. Vatauvuk¹, R.R. Oliveira², N.B. Lima²
Av. Lineu Prestes 2242, São Paulo, SP, 05508-000; e-mail: acouto@ipen.br
¹Universidade Presbiteriana Mackenzie, ²IPEN-CNEN/SP.

RESUMO

A fabricação de molas do aço SAE 9254 tem sido feita pelo processo de enrolamento a quente e submetido a tratamentos térmicos de têmpera e revenimento convencional ou pelo processo a frio e têmpera e revenimento por indução. O jateamento das molas induziu a uma tensão residual compressiva que aumentou consideravelmente a resistência à fadiga do aço SAE 9254. O perfil de tensão residual a partir da superfície das molas jateadas apresentou um pico nos valores de tensão de compressão para ambos os processos de fabricação. A tensão residual máxima na mola processada a frio e jateada foi superior à da mola processada a quente. As trincas por fadiga das molas fabricadas por ambos os processos sem jateamento tiveram seu início pelo processo de fadiga torcional, com propagação macroscópica típica, apresentando sinais de estrias com elevada deformação plástica em função do tipo de sollicitação que acentua as tensões de cisalhamento.

Palavras-chave: Aço SAE 9245, fadiga, têmpera, tensão residual, jateamento.

INTRODUÇÃO

Os principais componentes dos sistemas de suspensão automobilísticos são: molas, amortecedores e barras estabilizadoras (instalados no chassi do veículo). Esforços consideráveis vem sendo feitos no desenvolvimento de aços para molas de alta performance para atender as necessidades de redução de peso e de custo demandados pela indústria automotiva. Uma vez que a resistência à fadiga é uma propriedade importante para os aços para molas, a adição de elementos microligantes e/ou tratamentos mecânicos, como o jateamento da superfície com granalhas tem sido executados.

Os aços SAE da série 92xx são classificados, segundo a norma, como aços carbono com 1,2 - 2,0% de silício, 0,55% de cromo e/ou 0,55% de manganês. O aço SAE 9254 é amplamente utilizado na fabricação de molas de suspensão, a partir de

barras trefiladas ou fio máquina, devido possuir excelentes propriedades de resistência mecânica, resistência a fadiga e tenacidade. Os processos de produção de molas de suspensão diferencem-se no tratamento térmico que é dada a mola para obtenção das propriedades e características finais necessárias para a sua aplicação. O primeiro processo, largamente utilizado na indústria, é o processo de enrolamento a quente onde a mola é submetida ao tratamento térmico de têmpera e revenimento pelo processo convencional. No segundo processo de fabricação, o tratamento é realizado no fio máquina no começo do processo. Essa têmpera por indução no fio máquina é feito em linha e a mola é enrolada a frio posteriormente.

O objetivo deste trabalho foi comparar as propriedades mecânicas (fadiga e dureza), a microestrutura (microscopia óptica) e as superfícies de fratura do aço SAE 9254 para molas de suspensão com e sem jateamento fabricados pelo processo de enrolamento a quente com tratamento térmico de têmpera e revenimento convencional e a frio pelo tratamento térmico por indução. Nos dois processos foram feitas a verificação da tensão residual induzida nas molas com e sem o processo de jateamento por difração de raios-X.

MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo foi utilizado o aço SAE 9254 para a fabricação de molas de suspensão. Na fabricação das molas, os processos empregados foram a quente, passando pelo tratamento térmico de têmpera e revenimento; e a frio, temperado por indução. No processo de enrolamento a quente, a matéria-prima é a barra trefilada. As barras foram austenitizadas a uma temperatura de 880°C, enroladas a quente e resfriadas em óleo. Após a têmpera, as molas foram revenidas a uma temperatura de 400°C. No processo de enrolamento a frio, o arame foi temperado por indução em temperaturas próximas de 950°C. O revenimento ocorreu a 470°C também por meio de uma bobina de indução. O arame, já temperado e revenido, foi enrolado à temperatura ambiente nos tamanhos solicitados, sendo submetido posteriormente a um tratamento para alívio de tensões a uma temperatura de 180°C.

No processo de jateamento a granalha utilizada foi tipo “cut wire” de bitolas de 0,4 e 0,8 mm de diâmetro e dureza de 610 a 670 HV. A intensidade do jateamento foi

medida por meio do teste Almen em uma tira tipo A, sendo obtido o valor mínimo de 0,25 e máximo de 0,40 mm. O processo de jateamento teve um tempo de exposição de 6 a 10 segundos e a cobertura foi de 99,9%. A análise por microscopia óptica das molas fabricadas pelos dois processos foi feita por meio de técnicas metalográficas convencionais. Medidas de dureza Rockwell C de amostras das molas foram executadas em um equipamento Wolpert. A análise da tensão residual das molas dos dois processos de fabricação foi feita por difração de raios-X num equipamento Rigaku.

As investigações das propriedades mecânicas em fadiga foram feitas para as molas processadas a quente e a frio, com e sem jateamento. Os ensaios de fadiga foram feitos de acordo com a especificação de cada fabricante para verificar a qualidade da mola e o efeito do jateamento na vida em fadiga. Para a execução do ensaio de fadiga das molas processadas a quente foi especificada a carga mínima de 3500 N e carga máxima de 3720 N. A altura mínima de ensaio foi de 126,2 mm e máxima de 255,5 mm e a altura livre foi de aproximadamente 382,1 mm. A execução dos ensaios de fadiga das molas processadas a frio foram feitos com carga mínima e máxima de 2907 e 3057 N, respectivamente. A altura mínima de ensaio foi de 114,5 mm e máxima de 285,0 mm e a altura livre foi de aproximadamente 342,0 mm. A especificação para as molas processadas a quente é de 450.000 ciclos enquanto que para as molas processadas a frio é 1.000.000 de ciclos. Vale ressaltar que as condições de carregamento no ensaio de fadiga são mais rígidas no fabricante de molas processadas a quente. As superfícies de fratura das molas ensaiadas em fadiga foram observadas por inicialmente num microscópio estereoscópico e em seguida num microscópio eletrônico de varredura Jeol.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Fig. 1 são apresentadas as micrografias das molas processadas a quente e a frio. Pode-se observar que são microestruturas típicas de tratamento térmico de têmpera e revenimento. No processo a quente (Fig. 1(A)), devido à aplicação do processo de austenitização a 880°C, a dissolução parcial de carbono e de carbonetos foi em uma condição homogênea, resultando em uma martensita fina com carbonetos uniformemente distribuídos. A Fig. 1(B) representa a mola temperada por indução em

temperaturas que se aproximam de 950°C. Nesta micrografia é possível notar que mesmo com as altas taxas de aquecimento decorrente do processo de têmpera por indução, a microestrutura é tão homogênea quanto à submetida ao processo de têmpera convencional. As observações nas micrografias da Fig. 1 não permitiram notar diferenças significativas entre as amostras processadas a quente e submetidas à têmpera convencional e as amostras processadas a frio e temperadas por indução.

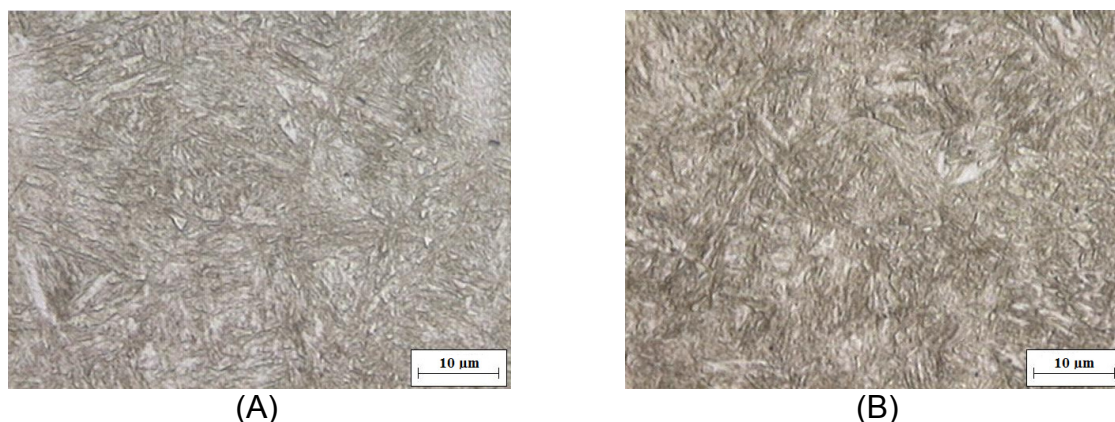


Figura 1: Microestrutura da amostra processada a quente, temperada e revenida.

Os resultados de dureza de amostras do aço SAE 9254 sem tratamento térmico e das molas processadas a quente e submetidas a têmpera e revenimento convencional e das molas processadas a frio e temperadas e revenidas por indução foram 32,8, 51,8 e 53,6 HR_C, respectivamente. Nota-se que os valores de dureza obtidos estão condizentes com os tratamentos térmicos a que as molas foram submetidas. O valor de dureza levemente superior da mola processada a frio e temperada e revenida por indução em relação à processada a quente e temperada e revenida de maneira convencional não parece ser significativa.

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga são apresentados na Tab. 1. As molas jateadas, tanto as processadas a quente quanto a frio, atingiram os respectivos valores especificados pelo fabricante sem romper. Para a mola processada a quente o máximo deslocamento foi de 285 mm e o mínimo de 114 mm. Já para a mola processada a frio o curso máximo foi de 255 mm e o mínimo de 126 mm. Com relação as molas sem jateamento, houve uma queda acentuada no número de ciclos até romper para ambos os processos.

Tabela 1: Resultados dos ensaios de fadiga das molas processadas a quente e a frio submetidas a têmpera e revenimento.

Processo de fabricação das molas a quente		Nº de ciclos	Ruptura
Molas com jateamento	CP 1	450.000	Não
	CP 2	450.000	Não
Molas sem jateamento	CP 3	119.440	Sim
	CP 4	175.700	Sim
Processo de fabricação das molas a frio		Nº de ciclos	Ruptura
Molas com jateamento	CP 1	1.000.000	Não
	CP 2	1.000.000	Não
Molas sem jateamento	CP 3	195.000	Sim

Os resultados das medidas de tensão residual por difração de raios-X nas superfícies côncavas, convexas e neutras (laterais) das molas processadas a quente e a frio, com e sem jateamento são apresentados na Tab. 2. As medidas de tensão residual na superfície das molas processadas a quente e a frio, com e sem jateamento, apresentaram compressão, com exceção da posição neutra da mola processada a quente sem jateamento mostrou uma leve tração e a mola processada a frio na posição convexa que apresentou tração elevada. Os valores de tensão residual na superfície das molas jateadas, para ambos os processos de fabricação, apresentaram compressão elevada. Como as molas processada a quente foram austenitizadas, enroladas a quente, temperadas e revenidas (alívio de tensões), os valores da tensão residual nas amostras sem jateamento foram muito inferiores aos valores das amostras processadas a frio, pois o enrolamento (deformação a frio) ocorreu após a têmpera por indução. Como foi observado, na mola processada a frio sem jateamento apresentou elevada tração na superfície convexa não jateada.

Na Fig. 2 são mostradas as curvas da tensão residual em função da profundidade a partir da superfície das molas fabricadas pelos dois processos. Nota-se destas curvas que os valores de tensão residual de compressão a partir da superfície aumentam até uma determinada profundidade e a partir desta posição diminuem continuamente até o final da espessura de medida de aproximadamente 400 μm . No processo de fabricação das molas a quente, a tensão máxima (compressão) foi de -731 MPa a uma

profundidade de 99 μm , chegando a -32 MPa na profundidade de 423 μm . A tensão máxima no processo a frio foi de -840 MPa a uma profundidade de 158 μm se mantendo a -426 MPa na última profundidade medida. A tensão de compressão manteve-se mais alta no processo de fabricação a frio. Este fato pode ser relevante na comparação dos dois processos de fabricação das molas.

Tabela 2: Medidas de tensão residual por difração de raios-X nas molas processadas a quente e a frio.

Parte da Amostra	Processo de fabricação a quente		Processo de fabricação a frio	
	Tensão (MPa)		Tensão (MPa)	
	Sem Jateam.	Com Jateam.	Sem Jateam.	Com Jateam.
Côncava	-36,0	-462	-451	-515
Convexa	- 35,5	Quadro 9	+374	Quadro 9
Neutra	+ 40,5	-436	-112	*

(*) Não foi possível a medição nesta posição.

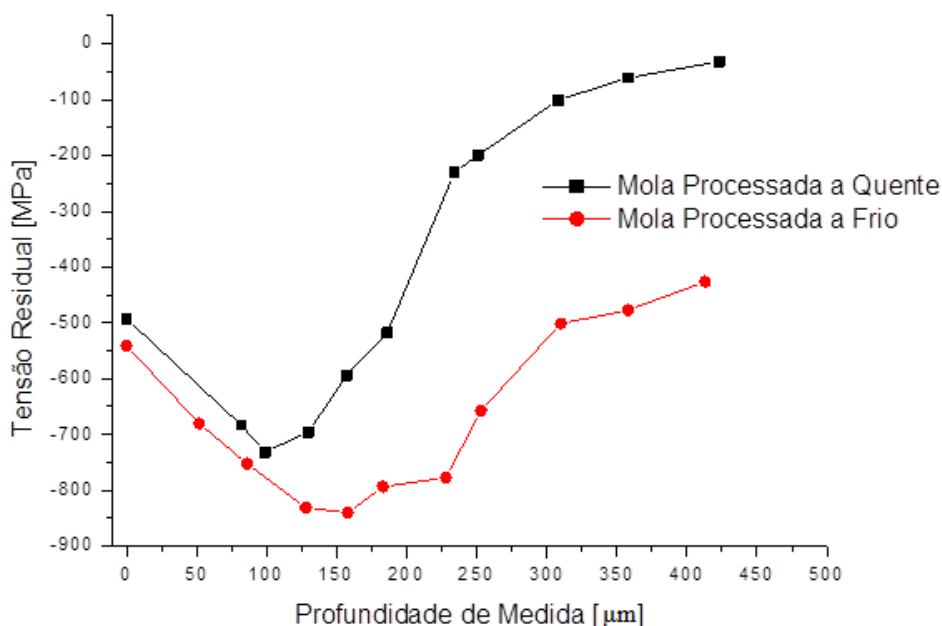


Figura 2: Tensão residual em função da profundidade das molas processadas a quente e a frio a partir da superfície.

As análises das superfícies de fratura no microscópio estereoscópico e por microscopia eletrônica de varredura das molas processadas a quente sem jateamento são apresentadas na Fig. 3. A Fig. 3(A) mostrou que a região de propagação por fadiga

torcional ocorreu a partir do diâmetro interno, obedecendo a maior solicitação mecânica em termos de tensão nesse componente, conforme indicado pela seta vermelha. A Fig. 3(B) corresponde à região indicada pela seta vermelha, onde nota-se um mecanismo de propagação com estrias de fadiga influenciadas pela elevada dureza e complexa distribuição de cristalitos associados a um elevado nível de tensões internas.

A Fig. 3(C) corresponde a observações com maior ampliação na região apontada pela seta azul na Fig. 3(A). O exame dessa superfície de fratura apresenta microcavidades de cisalhamento (“tear dimples”) típicos de fratura por torção dúctil, cuja trajetória macroscópica perpendicular ao eixo da mola corrobora tal afirmação. Do exposto, pode-se inferir que a trinca teve seu início pelo processo de fadiga torcional, com propagação macroscópica típica, apresentando sinais de estrias com elevada deformação plástica em função do tipo de solicitação que acentua as tensões de cisalhamento. Esta região da fratura corresponde ao estágio II de fadiga. A região de estágio I do processo de fadiga é de difícil identificação, que é típico para o caso de aços com dureza superior a 50 HRC. O estágio III corresponde ao final da propagação da trinca, ocorrida pelo mecanismo de fratura torcional dúctil, perpendicular ao eixo e com uma separação final que pode ser vista na seta laranja da Fig. 3(A).

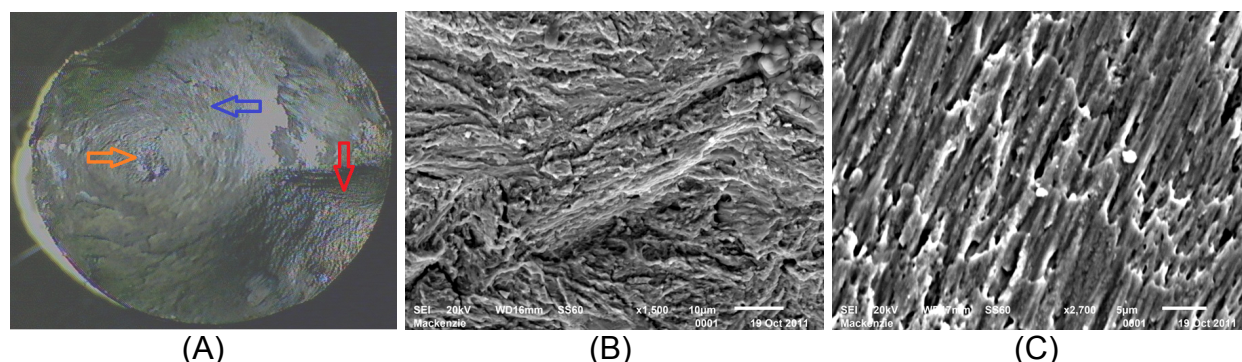


Figura 3: (A) Superfície de fratura, observada no microscópio estereoscópico, da mola processada a quente. (B) Detalhe da superfície de fratura, observada por MEV, da região indicada pela seta vermelha da fractografia (A). (C) Detalhe da superfície de fratura, observada por MEV, da região indicada pela seta azul da fractografia (A).

Na Fig. 4 são apresentadas as superfícies de fratura das molas processadas a frio sem jateamento. Para o processo de fabricação a frio, pode-se observar na Fig. 4(A) a região de início da propagação por fadiga torcional indicada pela seta vermelha.

Porém, menos acentuada em comparação ao processo de produção das molas a quente. A amostra do processo a frio apresentou uma trinca menor, ou seja, multiplicador de tensões menor e comportamento de menor tenacidade se comparada a mola a quente, pois na última, a propagação de trinca no estágio II (seta vermelha da Fig. 4(A)) foi maior com uma tensão nominal maior. Desse modo, pode-se inferir que a martensita encruada se apresentou menos tenaz se comparada a martensita sem encruamento (processo a quente). O estágio II apresentou sinais de “estrias” (Fig. 4(B)) associadas a intenso cisalhamento proveniente do tipo de solitação. (seta laranja da Fig. 4(A)) é representado na Fig. 4(C). O final do estágio III, observado na Fig. 4(C), nota-se a presença de uma região com cisalhamento, possivelmente por força cortante, com um valor já reduzido em função da deformação do alívio da carga na mola pela deformação da espira em fratura final. Nesta figura fica também evidente a presença de microcavidades adjacentes à região de cisalhamento.

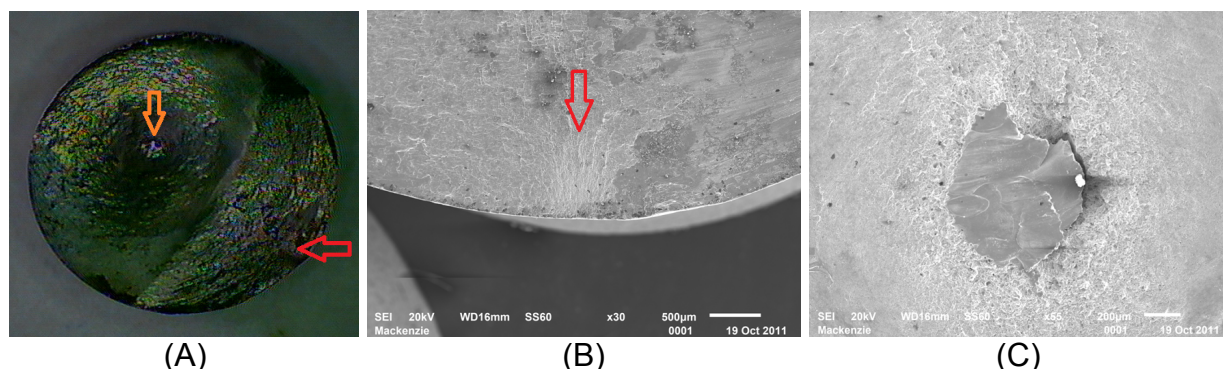


Figura 4: (A) Superfície de fratura, observada no microscópio estereoscópico, da mola processada a frio. (B) Superfície de fratura, observada por MEV, da mola processada a frio, evidenciando a região de início da propagação por fadiga torcional. (C) Superfície de fratura, observada por MEV, da região indicada pela seta laranja na fractografia (A).

CONCLUSÕES

A comparação entre as molas de suspensão de aço SAE 9254 fabricadas pelo processo a quente e submetidas a têmpera e revenimento convencional e as obtidas pelo processo a frio e temperadas e revenidas por indução permitiu obter as seguintes conclusões:

- Os valores de dureza das molas nas diversas condições investigadas estão compatíveis com o tratamento térmico e com a microestrutura presente em cada condição. A microestrutura das molas temperadas mostrou a presença da martensita revenida e carbonetos. Em ambos os processos de fabricação das molas não foi possível detectar diferenças significativas por microscopia óptica entre as molas temperadas e revenidas por indução e as submetidas a têmpera e revenimento convencional.
- O jateamento das molas induziu a uma tensão residual compressiva que aumentou consideravelmente a resistência à fadiga do aço SAE 9254. Em ambos os processos de fabricação, as molas jateadas foram aprovadas segundo as especificações de ensaios de fadiga de cada fabricante.
- O perfil de tensão residual a partir da superfície das molas jateadas apresentou um pico nos valores de tensão de compressão para ambos os processos de fabricação. A tensão residual máxima na mola processada a frio e jateada foi superior à da mola processada a quente e manteve valores bem mais elevados ao longo da espessura da mola a partir da superfície.
- As trincas por fadiga das molas fabricadas por ambos os processos sem jateamento tiveram seu início pelo processo de fadiga torcional, com propagação macroscópica típica, apresentando sinais de estrias com elevada deformação plástica em função do tipo de sollicitação que acentua as tensões de cisalhamento.

COMPARISON OF SUSPENSION SPRINGS QUENCHED AND TEMPERED MANUFACTURED BY THE HOT AND COLD WINDING PROCESSES

ABSTRACT

The manufacture of SAE 9254 steel springs has been made by hot winding process and heat treatment by conventional quenching and tempering or by cold winding process and induction hardening and tempering. The shot peening induced a compressive residual stress which increased the fatigue life of SAE 9254 steel. The residual stress profile from the surface of springs showed a peak in the values of compressive stress for both manufacturing processes. The maximum residual stress in the cold processed spring was higher than the hot processed spring and maintained much higher values

along the thickness of the spring from the surface, resulting from manufacturing processes. The fatigue cracking of the springs, produced by both process without shot peening, started by torsional fatigue process, with typical macroscopic propagation, showing stretch marks with high plastic deformation depending on the request type that accentuates the shear stresses.

Keywords: SAE 9254 steel, fatigue, quenching, residual stress, shot peening.