

Avaliação preliminar da fadiga em aços cementados e temperados de forma convencional e intensiva

Preliminary evaluation of fatigue in carburized, conventionally and intensively quenched steels

Tiago Giordani¹

Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil
tgiordani@demet.ufrgs.br

Jefferson Haag¹

Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil
jhaag@demet.ufrgs.br

Thomas Gabriel Rosauo Clarke¹

Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil
tclarke@demet.ufrgs.br

Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski¹

Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil
fortis@demet.ufrgs.br

Resumo. Os aços tratados com o processo termoquímico de cementação e com posterior tratamento térmico de têmpera e revenido são amplamente utilizados em componentes que necessitam obter dureza e resistência mecânica superficial aliada a uma boa tenacidade no núcleo do componente. Adicionalmente, consegue-se produzir tensões residuais compressivas na superfície, o que normalmente eleva a vida em fadiga. Relativamente desconhecido, o tratamento térmico de têmpera intensiva é um método que apresenta uma gama de vantagens, sendo uma delas a possibilidade de evitar trincamento pela distorção devido ao extremo resfriamento. Outras vantagens são o aumento da resistência mecânica, a utilização de ciclos mais curtos de cementação, a melhoria no desempenho em fadiga, dentre outras. Uma vez que a taxa de resfriamento é grande, pode-se vislumbrar a utilização de aços de baixo carbono cementados ao invés de aços ligados, como o AISI 8620. Dessa forma, é possível utilizar um aço mais barato e obter os

Abstract. Steels treated through carburizing thermochemical treatment and quenching and tempering thermal treatment are broadly used in components that need to have hardness and superficial mechanical resistance together with good toughness in the core of the component. Additionally, it is possible to produce surface compressive residual stresses that normally improve fatigue resistance. Relatively unknown, the intensive quenching thermal treatment is a method that presents some advantages, one of them being the possibility of avoiding cracking by distortion due to extreme cooling. Other advantages are the increase in mechanical resistance, the use of shorter carburizing cycles, improvement of fatigue performance, among others. Once the cooling rate is high, low carbon steels can be used instead of low alloy steel such as AISI 8620. This way, it is possible to use less costly steel and to obtain the advantages of intensive quenching. The present work aims to compare samples carburized during 6 hours at a temperature of 920°C and

¹ Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M), Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Av. Osvaldo Aranha, 99, sala 610, 90035-190, Porto Alegre, RS, Brasil.

benefícios da têmpera intensiva. O presente trabalho objetiva comparar amostras cementadas por 6 horas a uma temperatura de 920°C e potencial de carbono de 0,9%, das qualidades AISI 1020 e AISI 8620, através de análises mecânicas e metalúrgicas, sendo a principal a realização de curvas de Wohler e posterior análise fractográfica em lupa e microscópio eletrônico de varredura. Os resultados apontaram que o aço AISI 1020 apresentou um tamanho de grão três vezes superior ao aço AISI 8620. O efeito de otimização da têmpera intensiva quando aplicada ao AISI 1020 é praticamente encoberto pelo fato do AISI 8620 apresentar uma estrutura mais refinada, com menor tamanho de grão comparativamente e, portanto, melhores propriedades mecânicas. Dessa forma, o tratamento de têmpera intensiva pode proporcionar um desempenho superior a aços não ligados frente aos ligados caso o tamanho de grão seja similar ou inferior.

Palavras-chave: cementação, têmpera intensiva, fadiga.

carbon potential of 0,9% both for AISI 1020 and AISI 8620 samples, through mechanical and metallurgical analyses, being the principal the production of Wohler curves together with fractographic analysis in low magnifying glass and scanning electron microscope. Results pointed out that the AISI 1020 steel presented grain size which is three times bigger than AISI 8620 steel grain size. The effect of optimizing intensive quenching when applied to AISI 1020 steel is practically covered by the fact that AISI 8620 steel presents a more refined structure, with smaller grain size comparatively and therefore better mechanical properties. This way, intensive quenching treatment can provide superior performance to non-alloy steels relatively to alloy steels only if grain size is equal or inferior.

Key words: carburizing, intensive quenching, fatigue.

Introdução

O aço AISI 8620 é um aço de baixo teor de liga e amplamente tratado via cementação. Nesse aço, o níquel, na faixa entre 0,40 e 0,70%, melhora as características de tenacidade e ductilidade, o cromo, na faixa entre 0,40 e 0,60%, e o molibdênio, na faixa entre 0,15 e 0,25%, contribuem para aumentar a camada endurecida por cementação e a resistência ao desgaste. Por sua vez, o aço AISI 1020 é um aço baixo carbono, de baixa temperabilidade, que apresenta ótima forjabilidade e soldabilidade, podendo ser tratado também por cementação.

A cementação tem como objetivo proporcionar dureza e resistência mecânica superficial aliada a uma boa tenacidade no núcleo do componente. Adicionalmente, consegue-se produzir tensões residuais compressivas na superfície, o que normalmente eleva a vida em fadiga. Esse tratamento termoquímico propicia a difusão de carbono nascente através da superfície de uma liga ferrosa de baixo carbono. As principais aplicações deste processo ocorrem justamente em componentes que suportam esforços de tração, flexão ou torção, que muitas vezes variam no tempo, o que exige, portanto, resistência à fadiga (ASM Committee on Gas Carburizing, 1977).

O tratamento de têmpera é um processo posterior e complementar à cementação. Esse processo baseia-se no rápido resfriamento de uma peça que estava aquecida no campo austenítico

em um meio como água, óleo, salmoura, dentre outros. Portanto, esse processo tem por objetivo a transformação de uma estrutura austenítica para uma estrutura martensítica, obtendo, desta forma, as propriedades finais requeridas. Entretanto, as altas taxas de resfriamento levam a uma grande possibilidade de ocorrer trincamento, visto que há contração do material devido à redução de temperatura e também subsequente expansão volumétrica devido à transformação de austenita para martensita. Assim, um dos parâmetros críticos a ser observado é a taxa de resfriamento aplicada à têmpera.

Dentre alguns métodos de têmpera pouco conhecidos, há a têmpera intensiva. Nikolai Kobasko publicou uma série de artigos a partir de 1964 nos quais postula que, a partir de uma dada taxa de resfriamento, há o decréscimo na probabilidade de ocorrer trincamento. Esse comportamento é visto na curva em forma de sino da Figura 1 (Kobasko *et al.*, 2002, 2003, 2004).

A têmpera intensiva, em seu método mais otimizado, conhecido como IQ-3, apresenta em seu resfriamento apenas convecção, sendo eliminadas etapas anteriores de resfriamento, conhecidas como ebulição de filme e ebulição nucleada. Portanto, a transferência de calor é limitada pela condutividade térmica do material. Outra definição de têmpera intensiva é ser o processo de têmpera que produz a máxima tensão residual compressiva na superfície (Kobasko *et al.*, 2002, 2003, 2004).

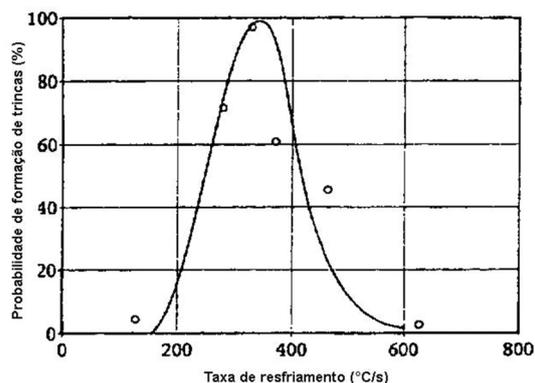


Figura 1. Relação entre probabilidade de trincamento e taxa de resfriamento.

Figure 1. Relation between crack probability and cooling rate.

Fonte: Adaptado de Kobasko *et al.* (2002, 2003, 2004).

O termo “têmpera intensiva” não significa apenas uma têmpera rápida, mas há outros critérios que devem ser avaliados antes de classificá-la como intensiva. Dentre esses critérios, é possível citar: (a) as condições na têmpera que fornecem tensões residuais compressivas máximas, (b) Mei reporta que a taxa de agitação deve ser suficiente para promover uma severidade na têmpera de Grossman maior que 6,0, (c) o critério de número de Biot para tensões compressivas máximas é de $Bi \rightarrow \infty$, e (d) para tensões residuais compressivas ocorrerem na parte a ser temperada, é necessário atingir a condição de: $0,8 < Kn < 1,0$ (onde Kn é o número de Kondratyev) (Kobasko *et al.*, 2004, 2006; Przylecka *et al.*, 2003.)

O presente trabalho tem o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço AISI 1020, com menor teor de liga, tratado com têmpera intensiva e compará-lo com o aço AISI 8620, de custo mais elevado, tratado com têmpera convencional. Essa avaliação foi centrada em ensaios metalúrgicos, como metalografia e microscopia eletrônica de varredura (MEV), e em ensaios mecânicos, como ensaios de tração, perfil de microdureza e curvas de Wohler para os diferentes materiais.

Materiais e métodos

Inicialmente, foram usinados corpos de prova de cada material para ensaio axial de fadiga bem como para caracterização metalúrgica dos aços cementados. Os aços escolhi-

dos foram o AISI 8620 e o AISI 1020, ambos de baixo carbono e, portanto, passíveis de serem cementados.

O tratamento termoquímico de cementação foi realizado em um forno Ipsen T7, o qual contava com sondas de oxigênio para medir o potencial de carbono, sendo o meio gasoso presente na cementação uma atmosfera sintética de metanol, nitrogênio e oxigênio. A temperatura para austenitização escolhida foi de 920°C, contando com um potencial de carbono de 0,9%

O tratamento térmico de têmpera convencional para as amostras de AISI 8620 foi realizado após reaustenitização à temperatura de 870°C em um forno com atmosfera controlada e potencial de carbono de 1,0% para que não houvesse descarbonetação. O encharque foi de 40 minutos. Após, a têmpera foi realizada em óleo com leve agitação, seguindo-se revenido de 180°C por uma hora.

As amostras de AISI 1020 foram tratadas com têmpera intensiva, sendo realizada nova austenitização à temperatura de 870°C por 40 minutos em um forno cuja atmosfera apresentou 1,0% de potencial de carbono. Logo após, houve tratamento IQ-3 em um aparato apropriado para esse tipo de têmpera, sendo utilizada água pura. Novamente, revenido foi realizado por uma hora a 180°C.

Amostras foram retiradas do material como recebido com o intuito de realizar análise de composição química. Para isso, foram realizadas três análises no espectrômetro de emissão ótica modelo Spectrolab tipo LAVFA18B, da empresa Spectro.

Para avaliação microestrutural das camadas cementadas e temperadas, a preparação metalográfica padrão foi empregada, contando com o corte da amostra, sendo realizado posterior embutimento em resina termofixa, lixamento e polimento. O ataque químico realizado foi com Nital 2%. Para avaliação de tamanho de grão austenítico prévio, a mesma preparação de amostra da avaliação microestrutural por metalografia foi aplicada. Entretanto, foi utilizado, nessa nova avaliação, o reagente de ácido pícrico 10% a quente, com o emprego de tenso-ativo líquido sobre a parte metálica da amostra embutida antes de realizar o ataque. O método da intersecção, visto na norma ASTM 112/88, foi utilizado para a medição do tamanho de grão. As metalografias foram visualizadas em um microscópio ótico Olympus BX51M com sistema de aquisição digital de imagens.

Para avaliar a microdureza, foi utilizado o microdurômetro automático marca Instron modelo Tukon 2100 B para a realização dos perfis na escala Vickers nas mesmas amostras embutidas que passaram pelas avaliações microestruturais anteriormente vistas. Os perfis tiveram espaçamento de 0,2 mm entre cada indentação, começando sempre a 0,2 mm da superfície da amostra, com uma carga de 300 gf. Para definir o tamanho da camada cementada, a dureza objetivada foi de 550 Vickers.

Contando com corpos de prova com mesma geometria que aqueles utilizados nos ensaios de fadiga, foram ensaiadas duas amostras, uma representativa do aço AISI 1020 cementado e temperado intensivamente e outra representativa do aço AISI 8620 cementado e temperado de forma convencional. Para realização dos testes, foi utilizada uma máquina servo-hidráulica da marca MTS modelo 858 com capacidade máxima de 25 kN.

Os ensaios de fadiga foram conduzidos com a intenção de se montar uma curva de Wohler para cada tipo de material cementado. As amostras foram lixadas de forma a retirar as marcas de usinagem até a lixa de grana 1200 e então ensaiadas axialmente em fadiga. O mesmo equipamento utilizado nos ensaios de tração foi o utilizado nos ensaios de fadiga. A frequência utilizada no ensaio foi de 20 Hz, contando com o tipo de onda senoidal. O valor de R foi de 0,1 e o "run out" estipulado foi de 2 milhões de ciclos.

Houve avaliação fractográfica em lupa de baixo aumento da marca Olympus modelo SZ4045 TR CTV, contando com um equipamento de aquisição de imagens, além de terem sido avaliados os micromecanismos de falha através da análise via microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo SSX-550 Superscan da marca Shimadzu.

Resultados e discussão

Os resultados de análise química foram coerentes com o esperado, contando com composições químicas dentro da faixa para cada tipo de aço: AISI 1020 e AISI 8620. Uma característica que pode influenciar a questão de tamanho de grão é a presença de 0,03% de alumínio na composição química do aço AISI 8620. Esse percentual é dez vezes maior que o existente no aço AISI 1020.

Na observação em microscópio ótico das amostras polidas de ambas as qualidades de aço estudadas, não foi observada a presença

de oxidação interna e tampouco microtrincas na camada cementada. Segundo a literatura (Parrish, 1999), quantidades de silício acima de 0,09% acabam por facilitar em muito a formação de oxidação interna. No entanto, essa característica microestrutural não foi observada.

Nas análises metalográficas, o tamanho de grão médio encontrado para a qualidade AISI 8620 foi de 13,4 μm (ASTM 9,5) para as amostras através do método da interceptação linear. Já para as amostras da qualidade AISI 1020, o tamanho de grão encontrado foi de 40,4 μm (ASTM 6,5).

A disparidade entre os tamanhos de grão é bem pronunciada, sendo que essa condição poderá levar a uma diferença significativa relativamente às propriedades mecânicas. Em nosso caso, o tamanho de grão do aço AISI 1020 é três vezes maior que o tamanho de grão presente no aço AISI 8620. Existem algumas maneiras de explicar esse fato: segundo Parrish (1999), elementos como níquel e molibdênio não permitem um acelerado crescimento de grão, fazendo com que o aço AISI 8620 apresente um tamanho de grão pequeno. A presença mais expressiva de alumínio na qualidade AISI 8620 pode estar na forma de nitretos, os quais podem fazer a ancoragem no contorno e assim diminuir o crescimento de grão.

As Figuras 2 e 3 mostram, em maior detalhe, as microestruturas da amostra de AISI 1020 na região da camada cementada e no núcleo, respectivamente. É visível que as ripas de baixo carbono e as placas de alto carbono nuclearam a partir de uma microestrutura com um grande tamanho de grão austenítico prévio, contando com uma estrutura mais grosseira.

As Figuras 4 e 5 mostram em maior detalhe as microestruturas da amostra de AISI 8620 nas regiões de camada cementada e no núcleo. É possível observar uma microestrutura mais refinada, tanto na martensita de baixo carbono, no núcleo, como em uma martensita de alto carbono, tendo em vista o menor tamanho de grão austenítico prévio. É visível um mínimo de austenita retida (pontos brancos na micrografia da Figura 4), o que não é observado na micrografia na amostra que foi submetida à têmpera intensiva.

Na Figura 6, é possível observar dois perfis de microdureza realizados nas amostras das duas qualidades de aço cementadas que foram estudadas. O tamanho da camada cementada efetiva, ou seja, profundidade na qual a dureza



Figura 2. Micrografia da camada cementada em amostra de aço AISI 1020. Nital 2%. 500X.
Figure 2. Microstructure of the carburized layer in AISI 1020 steel sample. Nital 2%. 500X.

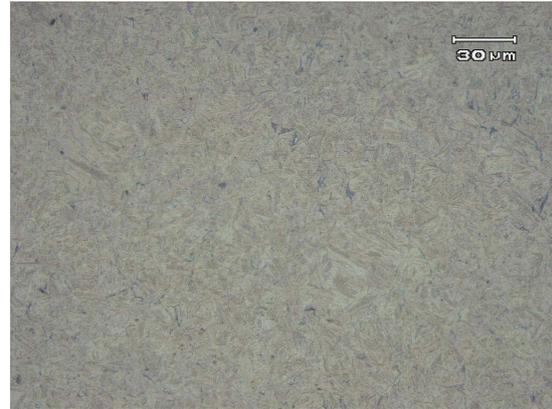


Figura 5. Micrografia do núcleo em amostra de aço AISI 8620. Nital 2%. 500X.
Figure 5. Microstructure of the core in AISI 8620 steel sample. Nital 2%. 500X.



Figura 3. Micrografia do núcleo em amostra de aço AISI 1020. Nital 2%. 500X.
Figure 3. Microstructure of the core in AISI 1020 steel sample. Nital 2%. 500X.

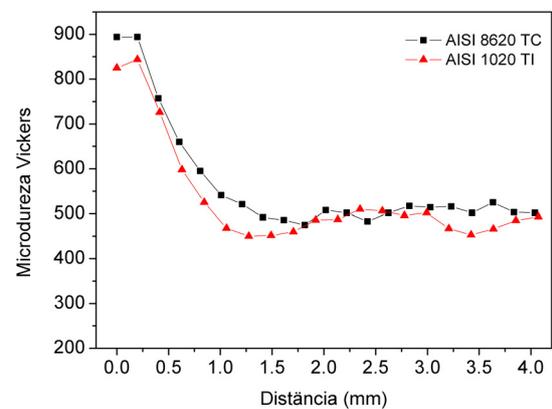


Figura 6. Perfil de microdureza para aços AISI 8620 e AISI 1020.
Figure 6. Microhardness profile for AISI 8620 and AISI 1020 steels.



Figura 4. Micrografia da camada cementada em amostra de aço AISI 8620. Nital 2%. 500X.
Figure 4. Microstructure of the carburized layer in AISI 8620 steel sample. Nital 2%. 500X.

za de 550 HV é atingida, foi em torno de 0,8 mm para ambas amostras de AISI 1020 e 8620. A dureza superficial foi de aproximadamente 850 HV para ambas as amostras enquanto a dureza de núcleo esteve entre de 450 HV e 500 HV.

É visível que a utilização da têmpera intensiva, nesse caso, suprime a necessidade de utilização de aço ligado. A extração de calor é tão significativa que é possível conseguir uma melhora na dureza com uma composição de aço que não é ligado. Essa característica pode ser vista no artigo de Kimura *et al.* (2009). Finalmente, é reportado por Kelly e Nuthing (1965) que, para os materiais com martensita de alto carbono, como a presente na camada cementada, o tamanho de grão (como visto na

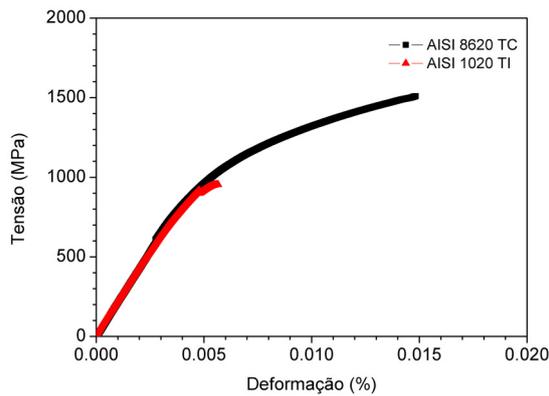


Figura 7. Ensaio de tração para os aços AISI 1020 e AISI 8620.

Figure 7. Tensile test for AISI 1020 and AISI 8620 steels.

seção anterior) apresenta pouca influência no aumento de dureza.

A Figura 7 apresenta os ensaios de tração realizados para os aços AISI 8620 e AISI 1020. Ambas as curvas apresentam um perfil similar, que representa uma região elástica seguida de uma região plástica mínima. As curvas apresentaram uma diferença, sendo que o aço AISI 8620 apresentou uma resistência mecânica superior ao AISI 1020. A tensão de ruptura do AISI 1020 é de 953 MPa, enquanto que a tensão de ruptura para o AISI 8620 é de 1509 MPa, ou seja, muito superior. Através da literatura (Kobasko *et al.*, 2002, 2003, 2004), é esperado que o material tratado com têmpera intensiva apresente um resultado superior ao material com têmpera convencional uma vez que este apresenta a chamada “superdureza” (Kobasko, 2005; Liscic *et al.*, 2010). Entretanto, como reportado anteriormente, o tamanho de grão encobre esse efeito, fazendo com que a estrutura mais refinada das amostras de AISI 8620 colabore para esse melhor desempenho nos ensaios de tração.

Os ensaios de fadiga foram realizados, e os resultados podem ser vistos na Figura 8. Em uma análise preliminar, foi possível averiguar que as amostras de AISI 8620, que passaram por têmpera convencional, apresentaram um desempenho superior ao material AISI 1020. Novamente, é considerado que a grande diferença no tamanho de grão entre os dois tipos de amostra encobre o fato de a têmpera intensiva fornecer maior resistência mecânica e tensões residuais compressivas adicionais. Adicionalmente, o fato de a amostra possuir

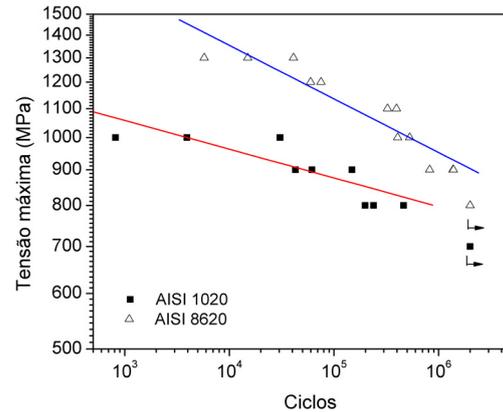


Figura 8. Resultados dos ensaios de fadiga para as duas qualidades estudadas.

Figure 8. Tensile tests results for both of the steel qualities studied.

um diâmetro relativamente pequeno faz com que as tensões residuais compressivas presentes nas amostras da qualidade AISI 1020 não sejam as máximas possíveis.

As Tabelas 1 e 2 mostram a numeração dos corpos de prova bem como dados referentes ao número de ciclos e às cargas suportadas por cada corpo de prova, dentre outras informações.

A maioria das amostras rompidas teve suas superfícies inspecionadas através de lupa de baixo aumento. Macroscopicamente, duas regiões são distinguíveis: uma camada externa, que representa a região de fratura da camada cementada e uma camada de núcleo, de aparência mais rugosa. As amostras de aço AISI 8620 apresentaram uma característica de fratura mais “refinada”, isso devido ao tamanho de grão reduzido.

Para o aço AISI 8620, as amostras 8, 10 e 11 apresentam-se sem uma região principal de origem da trinca, como visto na Figura 9. Comparativamente às demais amostras, essas três romperam com um menor número de ciclos. Conforme aumentam-se os ciclos, à aparência da fratura acrescenta-se uma pequena circunferência localizada subsuperficialmente, a qual julga-se ser a origem da trinca de fadiga. Esse tipo de fratura é visto na Figura 10 e é relativa às amostras que passaram por um número mediano de ciclos. Já as amostras 2, 4 e 12 correspondem às amostras de alto ciclo. A Figura 11 mostra a fratura com uma região de iniciação subsuperficial bem expressiva em tamanho. Esses fatos estão em acordo com a literatura, como visto em Re-

Tabela 1. Dados referentes aos ensaios de fadiga para o aço AISI 8620.**Table 1.** Data referred to fatigue testing of the AISI 8620 steel.

% da resistência	Tensão máxima [MPa]	Seção transversal [mm ²]	Carga máxima [N]	Carga mínima [N]	Número de ciclos para fratura	Obs.	Amostra
86%	1300	47,91	62278	6227,8	5766		10
86%	1300	47,42	61642	6164,2	15050		8
86%	1300	47,78	61642	6164,2	41033		11
79%	1200	46,45	55734	5573,4	75146		6
79%	1200	45,96	55156	5515,6	59077		9
73%	1100	48,15	52967	5296,7	397037		13
73%	1100	44,41	48856	4885,6	325199		3
66%	1000	48,40	48398	4839,8	528551		1
66%	1000	46,20	46204	4620,4	407659		5
60%	900	47,54	42785	4278,5	1386231		12
60%	900	48,52	43669	4366,9	1375574		2
60%	900	47,66	42895	4289,5	823939		4
53%	800	48,27	38620	3862,0	2000000	Run out	7

Tabela 2. Dados referentes aos ensaios de fadiga para o aço AISI 1020.**Table 2.** Data referred to fatigue testing of the AISI 8620 steel.

% da resistência	Tensão máxima [MPa]	Seção transversal [mm ²]	Carga máxima [N]	Carga mínima [N]	Número de ciclos para fratura	Obs.	Amostra
70%	1000	48,13	48127	4813	30563		4
70%	1000	47,39	47393	4739	30440		5
70%	1000	48,13	48127	4813	3943		11
70%	1000	47,03	47027	4703	817		6
63%	900	46,54	41888	4189	42942		7
63%	900	47,51	42763	4276	61559		8
63%	900	46,78	42106	4211	148485		3
56%	800	47,76	38208	3821	198617		9
56%	800	49,36	39492	3949	239127		10
56%	800	47,03	37622	3762	462910		2
49%	700	47,39	33175	3317	2000000	Run out	1

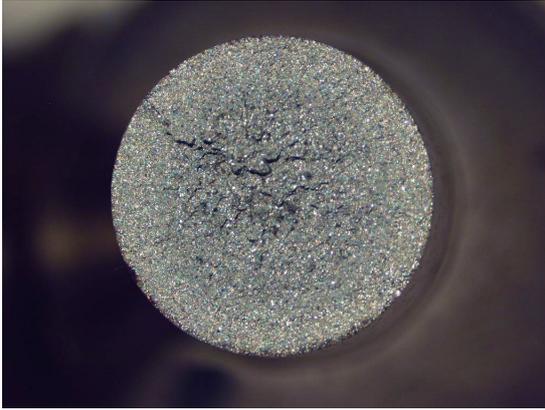


Figura 9. Visão macroscópica da fratura na amostra 10 em AISI 8620.

Figure 9. Macroscopic vision of the fracture in sample 10 in AISI 8620.

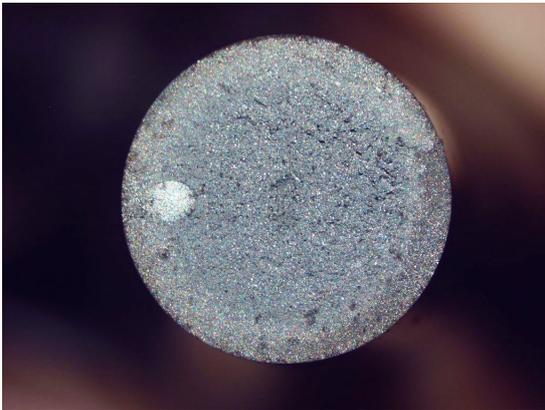


Figura 10. Visão macroscópica da fratura na amostra 5 em AISI 8620.

Figure 10. Macroscopic vision of the fracture in sample 5 in AISI 8620.



Figura 11. Visão macroscópica da fratura na amostra 2 em AISI 8620.

Figure 11. Macroscopic vision of the fracture in sample 2 in AISI 8620.

guly (1999). Essas falhas de médio e alto ciclo muito provavelmente tiveram suas origens associadas à presença de inclusões. Yin e Fatemi (2009) também apontam em seu trabalho que, em regime de alto ciclo e baixas tensões, as falhas têm origem subsuperficial em amostras cementadas.

Nas microfractografias obtidas no MEV, a exemplo da Figura 12, pode-se ver o local de origem subsuperficial da falha, contando com uma cavidade que muito provavelmente era local de uma inclusão (amostra 2). Todas as amostras da qualidade AISI 8620 apresentaram, na camada cementada, uma característica transgranular (Figura 13a). Na região central, de núcleo, foi averiguada a presença extensa de coalescência de microcavidades em todas as amostras (Figura 13b).

Para as amostras de aço AISI 1020, o fato dessa qualidade apresentar um tamanho de grão bem avantajado é visível na fratura, visto esta apresentar uma fractografia com aparência superficial bem irregular, como visto na Figura 14. Verificou-se uma clara região de iniciação de fadiga apenas na amostra 2, a qual pode ser vista na Figura 15. Nesse caso pode-se apontar o início da falha. A origem é vista em maior detalhe na micrografia via MEV da Figura 16. Em todas as outras amostras de AISI 1020 não houve um local marcado como início de falha.

Para todas as amostras, configurou-se uma camada cementada com característica unicamente intergranular, como visto na Figura 17. A região de núcleo apresentou-se como um misto de coalescência de microcavidades e clivagem, como visto na Figura 18.

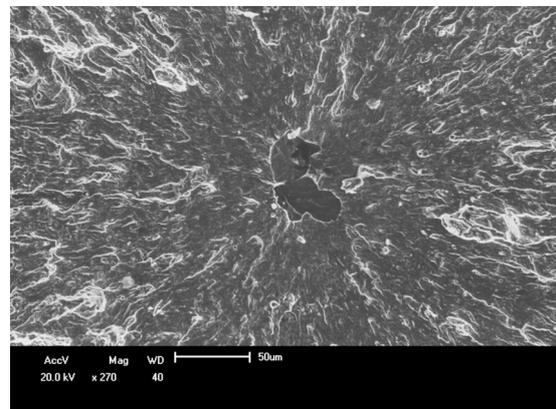


Figura 12. Origem subsuperficial da falha na amostra 2.

Figure 12. Subsuperficial origin of the fracture in sample 2.

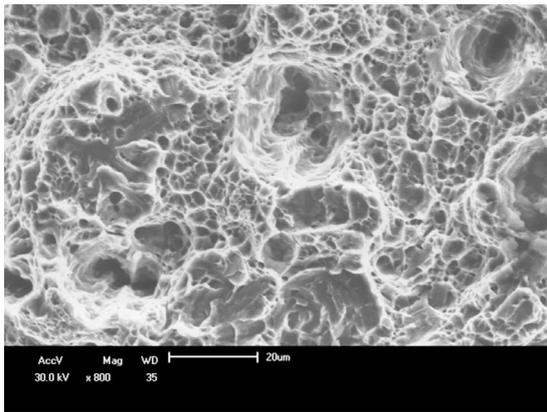
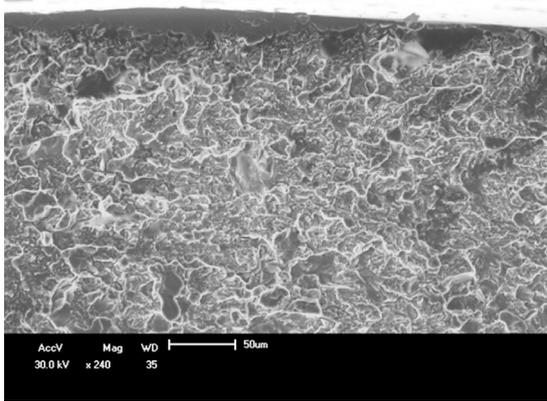


Figura 13. Característica microfractográfica das amostras em aço AISI 8620. (a) À esquerda, misto de micromecanismo inter e transgranular na região de camada cementada. (b) À direita, coalescência de microcavidades no núcleo da amostra.

Figure 13. Microfractographies characteristics of the samples of AISI 8620 steel. (a) On the left, a mix of inter and transgranular micromechanisms in the carburized layer. (b) On the right, presence of dimples in the core of the sample.



Figura 14. Fractografia típica de um aço AISI 1020 (amostra 3).

Figure 14. Typical fractography of the AISI 1020 steel (sample 3).

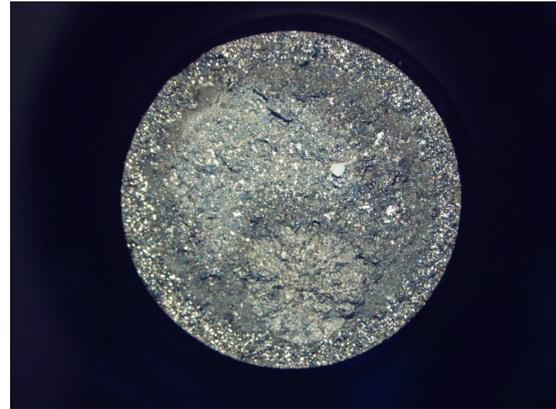


Figura 15. Fractografia com origem subsuperficial referente à qualidade AISI 1020, amostra 2.
Figure 15. Fractography with subsurface origin referred to AISI 1020 quality, sample 2.

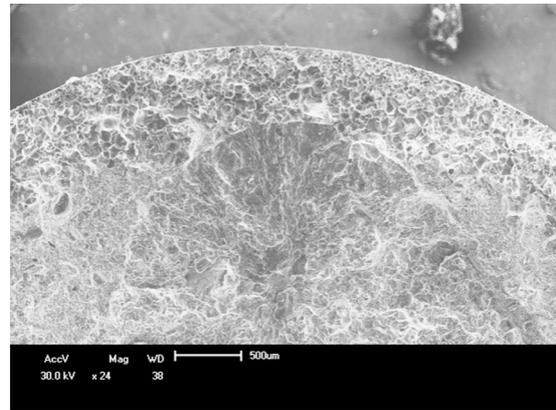


Figura 16. Microfractografias da amostra 2.
Figure 16. Microfractograph of sample 2.

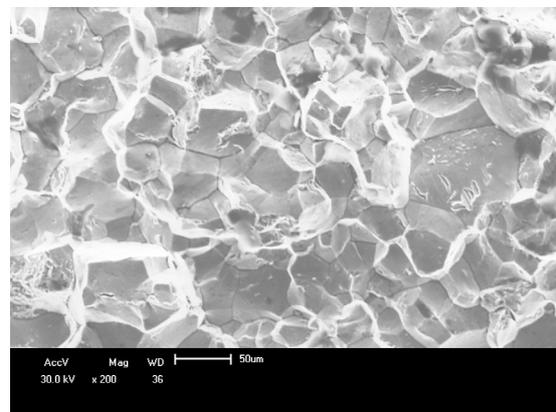


Figura 17. Microfractografia da camada cementada da amostra AISI 1020 número 10.

Figure 17. Microfractograph of the carburized layer of the steel AISI 1020, sample 10.

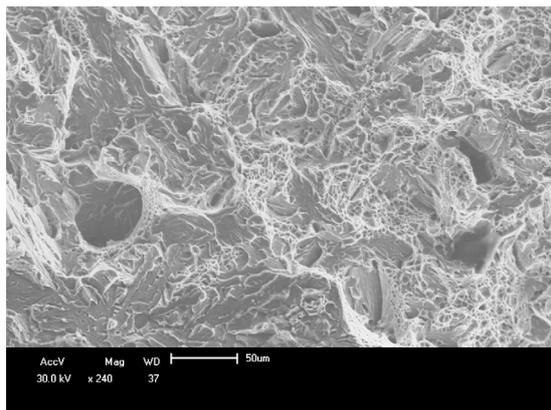


Figura 18. Microfractografia da região de núcleo da amostra AISI 1020 número 2.

Figure 18. Microfractograph of the core region of the AISI 1020, sample 2.

Conclusão

A composição química dos aços está de acordo com as normas da AISI. Foi verificado que, na qualidade AISI 8620, a concentração de alumínio é igual a 0,03%.

A camada cementada, para todas as amostras, mostrou ser composta de martensita em placas de alto carbono. O núcleo é composto por martensita em ripas de baixo carbono.

O tamanho de grão para amostras da qualidade AISI 1020 é três vezes maior que para as amostras da qualidade AISI 8620.

Os perfis de microdureza para amostras de AISI 1020 temperado intensivamente e de AISI 8620 temperado convencionalmente são bem similares. É visível que a utilização da têmpera intensiva, nesse caso, suprime a necessidade de utilização de aço ligado. A extração de calor é tão significativa que é possível conseguir uma melhora na dureza com uma composição de aço que não é ligado.

O ensaio de tração para AISI 8620 temperado de forma convencional apresentou melhor desempenho comparado com o AISI 1020 temperado intensivamente, uma vez que o tamanho de grão é três vezes superior nas amostras de AISI 1020, o que encobre a característica de “superdureza” que materiais temperados intensivamente mostram no desempenho de propriedades mecânicas.

A curva de Wohler para as amostras em AISI 8620 com têmpera convencional apresentou desempenho superior à curva construída com amostras em AISI 1020 temperado intensivamente. O fato de que as amostras em AISI 1020 apresentaram tamanho de grão três vezes

superior às amostras de AISI 8620, além da hipótese de que as tensões residuais compressivas na superfície não foram máximas, explica por que houve esse comportamento nos ensaios de fadiga.

No local de fratura nas amostras em 8620, há uma região periférica contando com micromecanismo de fratura transgranular enquanto o núcleo apresenta coalescimento de microcavidades. Nas amostras em AISI 1020, na periferia, há micromecanismo de fratura intergranular e, no núcleo da amostra fraturada, apresentam-se os micromecanismos de coalescimento de microcavidades e alguns pontos com clivagem.

Para amostras em AISI 8620, com número de ciclos maior que 10^5 , normalmente é vista uma superfície de fratura com iniciação subsuperficial, contando que a origem dessa trinca muito provavelmente foi em uma ou mais inclusões. Em amostras de AISI 1020 temperadas intensivamente, há a presença de uma superfície de falha muito rugosa e irregular. Não é claro o início da trinca para essas amostras.

A têmpera intensiva apresenta grande potencial de utilização, aplicada a materiais menos nobres como o AISI 1020 tratado por cementação. No entanto, o presente estudo não foi conclusivo visto que a comparação foi efetuada com materiais de tamanho de grão muito distintos.

Referências

- ASM COMMITTEE ON GAS CARBURIZING. 1977. *Carburizing and Carbonitriding*. Metals Park, American Society for Metals, 215 p.
- KELLY, P.M.; NUTTING, J. 1965. Strengthening Mechanisms in Martensite, Physical Properties of Martensite and Bainite. *The Iron and Steel Institute, Special Report*, 93:166-170.
- KIMURA, R.; SEKIYA, Y.; NAITO, T.; KOBASKO, N.I.; ARONOV, M.A.; POWELL, J.A. 2009. Intensive Quenching Method. *Journal of Japan Society for Heat Treatment*, 49:1-7.
- KOBASKO, N.I. 2005. Steel Superstrengthening Phenomenon, Part I. *International Journal of Materials and Product Technology*, 24:361-374.
- KOBASKO, N.I.; ARONOV, M.A.; POWELL, J.A.; CANALE, L.C.F.; TOTTEN, G. 2004. Intensive Quenching Process Classification and Applications. *Heat Treatment of Metals*, p. 51-58.
- KOBASKO, N.I.; ARONOV, M.A.; POWELL, J.A.; CANALE, L.C.F.; TOTTEN, G. 2002. Fundamentos Metalúrgicos e Levantamento dos Processos de Têmpera Intensiva. SAE Technical Paper. São Paulo. Paper Number 2002-01-3399.
- KOBASKO, N.I.; ARONOV, M.A.; POWELL, J.A.; CANALE, L.C.F.; TOTTEN, G. 2003. Metallurgy

- of the Intensive Quenching Process and Implications with Respect to Steel Properties. *In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE MATERIAIS E METALURGIA (ABM)*, 58, Rio de Janeiro, 2003. *Anais...* Rio de Janeiro, p. 3362-3380.
- KOBASKO, N.I.; ARONOV, M.A.; POWELL, J.A.; CANALE, L.C.F.; TOTTEN, G. 2006. Improved Production of automotive parts by intensive quench processing. *La Metalurgia Italiana*, p. 1-10.
- LISCIC, B.; TENSI, H.M.; CANALE, L.C.F.; TOTTEN, G.E. 2010. *Quenching Theory and Technology*. 2^a ed., Boca Raton, CRC Press, 709 p.
- PARRISH, G. 1999. *Carburizing: Microstructures and Properties*. Materials Park, ASM International, 246 p.
- PRZYŁECKA, M.; GESTWA, W.; KOBASKO, N.I.; ARONOV, M.A.; POWELL, J.A.; TOTTEN, G. 2003. Intensive Quenching: Carburizing Processes. *In: INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE: ACHIEVEMENTS IN MECHANICAL AND MATERIALS ENGINEERING*, 12, Gilwice-Zakopane, 2003. *Anais...* p. 749-754.
- REGULY, A. 1999. *Iniciação e Propagação de Trincas por Fadiga em Aços Cementados e em Aços Temperados por Indução*. Porto Alegre, RS. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 150 p.
- YIN, F.; FATEMI, A. 2009. Fatigue behaviour and life predictions of case-hardened steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 32:197-214.

Submetido: 06/11/2011

Aceito: 05/03/2012