

ESTUDO DO EFEITO DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO EM AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO

Cintia Braga, cintiabraga@gmail.com¹

Aline Magalhães Silva, alinemagalhaes@deii.cefetmg.br¹

Nayara Aparecida Neres da Silva, nayaraneresgpc@yahoo.com.br¹

Wellington Lopes, wellingtonlopes@deii.cefetmg.br¹

Elaine Carballo Siqueira Corrêa, elaine@deii.cefetmg.br¹

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Av Amazonas 5253 – Nova Suíça – Belo Horizonte – MG, Brasil, CEP 30 421 169.

Resumo: Aços ferramenta para trabalho a frio são empregados em condições que exigem boa combinação de resistência mecânica, resistência ao desgaste e tenacidade. As propriedades exigidas nesses aços são geralmente alcançadas por meio de tratamentos térmicos de endurecimento convencionais, como têmpera e revenimento, cujos resultados levam a uma microestrutura constituída de martensita revenida e carbonetos, primários e secundários. Como esses materiais possuem elevados teores de carbono e de elementos de liga, a temperatura de fim da transformação martensítica usualmente fica abaixo de zero graus Celsius. Com isso, os tratamentos de endurecimento convencionais não são suficientes para promover a transformação completa da austenita em martensita e, consequentemente, grande quantidade de austenita retida é observada após o processo. O tratamento criogênico, que consiste no resfriamento em nitrogênio líquido após a têmpera convencional, é uma alternativa para melhorar as propriedades desses aços por meio da redução da presença de austenita retida. Neste trabalho foram analisados os efeitos da realização de tratamento criogênico e dos parâmetros de revenimento na microestrutura e na dureza dos aços AISI D2 e AISI D6 temperados. As análises foram realizadas por meio de testes de microdureza, microscopias óptica e eletrônica de varredura e difração de raios-X. Com o emprego do resfriamento criogênico após a têmpera, observou-se aumento na dureza média dos aços e redução na presença de austenita retida. Foi verificado também o efeito do tratamento criogênico no endurecimento secundário das ligas.

Palavras-chave: aços ferramenta para trabalho a frio, tratamento criogênico, tratamentos térmicos

1. INTRODUÇÃO

Aços ferramenta para trabalho a frio são empregados em condições que exigem boa combinação de resistência ao desgaste e tenacidade (Nanese; Jahazi, 2015). A alta resistência ao desgaste desses aços é alcançada por meio de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, cujos resultados levam a uma microestrutura em geral constituída de martensita revenida, carbonetos primários e secundários. Como as ligas para trabalho a frio possuem elevados teores de carbono e elementos de liga, a temperatura de fim da transformação martensítica usualmente fica abaixo de 0°C. Com isso, os tratamentos térmicos de endurecimento convencionais não são suficientes para promover a transformação completa da austenita em martensita e, consequentemente, grande quantidade de austenita retida é observada após o tratamento (Nanese; Jahazi, 2015; Das; Dutta; Ray, 2009; Arslan *et al*, 2011; Chiaverini, 2008). A presença de austenita retida em aços ferramenta é indesejável, uma vez que este constituinte é instável em baixas temperaturas e pode se transformar em martensita tanto durante o resfriamento no revenimento como durante as condições de operação da ferramenta. Além da questão da fragilidade associada ao constituinte, essa transformação ocasiona uma expansão volumétrica que pode levar à ocorrência de distorção, variações dimensionais e micro trincas, o que resultaria na redução da vida útil do componente (Das; Dutta; Ray, 2009; Akhbarizadeh; Shafyei; Golozar, 2009).

A crescente demanda pelo aumento da produtividade e redução de custo na indústria motiva o estudo de maneiras para aumentar a vida útil das ferramentas, desenvolvendo melhorias nos processos de fabricação para conferir propriedades superiores aos aços ferramenta já utilizados (Das; Ray, 2012). Nos processos convencionais empregados na indústria, o problema da presença de austenita retida é minimizado por meio da utilização de múltiplos ciclos de revenimento em temperaturas mais elevadas. Entretanto, este processo pode resultar em amaciamento excessivo da matriz martensítica e coalescimento de carbonetos, reduzindo a dureza e a resistência mecânica do material (Das; Dutta; Ray, 2010a; Li *et al*, 2013). Uma alternativa interessante que vem sendo estudada são os tratamentos sub zero, em especial o tratamento criogênico, que consiste no resfriamento do material até -196°C. São tratamentos térmicos suplementares que podem ser realizados nos aços ferramenta antes do revenimento, para minimizar o problema da presença de austenita retida e tensões residuais após a têmpera convencional (Amini; Nategh; Shafyei, 2010). Durante os últimos anos, muitos estudos têm sido conduzidos reportando resultados que mostram a eficácia dos tratamentos sub zero no aumento da resistência ao desgaste dos aços ferramenta para trabalho a frio, melhorando assim o desempenho e aumentando a vida útil das ferramentas (Das; Ray, 2012; Das *et al*, 2010).

Dentro deste contexto, o objetivo deste trabalho foi analisar os efeitos do tratamento criogênico após têmpera convencional e dos parâmetros de revenimento na microestrutura e na dureza de dois aços ferramenta para trabalho a frio amplamente utilizados no âmbito industrial: AISI D2 e AISI D6.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais empregados no trabalho foram os aços ferramenta para trabalho a frio AISI D2 e AISI D6, cujas composições químicas (% em peso) são mostradas na Tab. (1).

Tabela 1. Composição química dos aços conforme certificado de qualidade do fabricante (SCHMOLZ).

% p	C	Cr	Mo	Mn	V	W
AISI D2	1,560	11,400	0,760	-	0,950	-
AISI D6	2,030	11,180	-	0,510	-	0,670

Os tratamentos térmicos realizados consistiram em têmpera e revenimento. Para o tratamento térmico de têmpera foi utilizada uma temperatura de aquecimento de 1100 °C, tempo de encharque de 60 minutos e resfriamento em óleo. A temperatura de austenitização escolhida excede o recomendado na literatura (Silva; Mei, 2010) para os aços AISI D2 e AISI D6. Essa escolha foi feita com o objetivo de conseguir maior dissolução dos carbonetos usualmente presentes na microestrutura na condição de recozido (Silva; Mei, 2010; Nanasa; Jahazi, 2014), levando a uma fase austenítica mais enriquecida com carbono e, portanto, mais estável termicamente. Como resultado, maior quantidade de austenita retida seria observada ao final do processo, facilitando assim a identificação do efeito do tratamento criogênico na transformação dessa austenita residual. Após a têmpera, parte das amostras de cada aço foi submetida ao tratamento criogênico, que consistiu no resfriamento das peças da temperatura ambiente até -196°C por meio de banho em nitrogênio líquido, com permanência nessas condições por 90 minutos. O revenimento foi conduzido considerando 5 temperaturas, de 500°C a 600°C, com intervalo de 25°C entre cada uma, e tempo de permanência de 60 minutos. Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno da marca Magnus.

A caracterização microestrutural envolveu as técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX). Esses experimentos foram realizados nos seguintes equipamentos: microscópio óptico Fortel com sistema de aquisição de imagens Kontrol M713, microscópio eletrônico Shimadzu SSX-550 Superscan e um difratômetro Shimadzu XRD-7000. O objetivo foi verificar a ocorrência de transformação martensítica com a têmpera, precipitação de carbonetos secundários no revenimento bem como a distribuição destes na matriz e avaliar se o tratamento criogênico de fato reduziu a quantidade de austenita retida nos aços. A preparação metalográfica das amostras analisadas por MO e MEV foi realizada de maneira convencional: lixamento em lixas de diferentes granulometrias, polimento com pasta de diamante com tamanhos de partículas de 9 µm, 3 µm e 1 µm e ataque químico com reagente Nital 5%.

A avaliação da dureza das amostras foi feita por meio de um microdurômetro Shimadzu modelo HMV 2T, com penetrador Vickers, utilizando uma carga de 2 kgf, tempo de indentação de 15 s e 10 medições em cada amostra.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Caracterização Mecânica: Dureza Vickers

O aço AISI D2 apresentou valor médio de dureza de $218 \pm 9,71$ HV2 no estado inicial e o aço AISI D6 apresentou dureza média de $254 \pm 8,09$ HV2. Os valores encontrados estão de acordo com as informações fornecidas pelo fabricante e percebe-se que, no estado inicial, o aço AISI D6 apresenta valor de dureza ligeiramente superior ao do aço AISI D2, o que é esperado devido ao maior teor de carbono do primeiro.

Os gráficos (a) e (b) da Fig. (1), construídos respectivamente a partir dos valores médios de dureza encontrados nas amostras de aço AISI D2 e AISI D6 após tratamentos térmicos, apresentam a relação dureza x condição de revenimento para os dois meios tipos de resfriamento utilizados. Em adição aos valores médios são apresentadas as barras de desvio padrão.

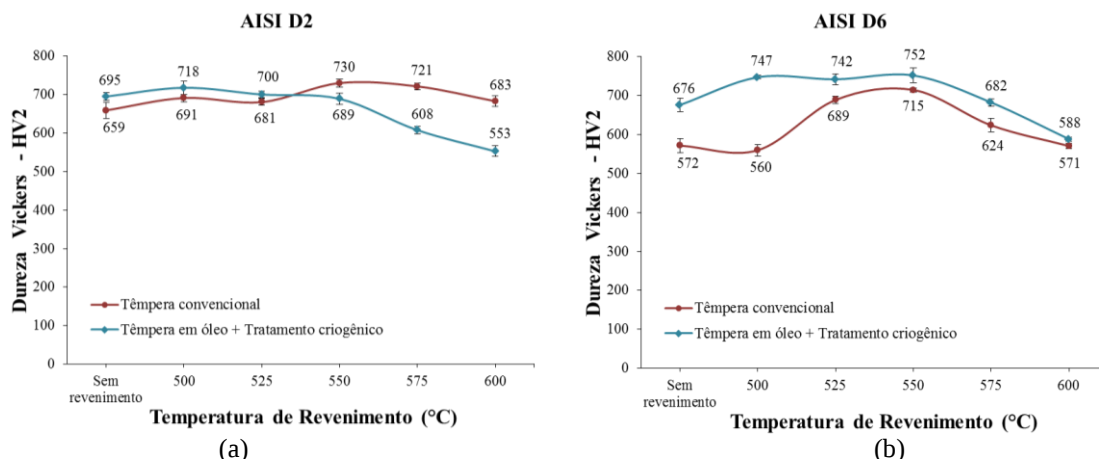


Figura 1. Dureza Vickers em função da temperatura de revenimento no aço AISI D2 (a) e AISI D6 (b).

Considerando as amostras de aço AISI D2 não revenidas, o gráfico (a) mostra que o tratamento criogênico leva ao aumento do valor médio de dureza do material. Esse comportamento pode ser relacionado ao fato de que, com o resfriamento abaixo de 0°C, uma maior proporção de martensita foi transformada a partir da austenita retida. Além disso, esse aumento de dureza pode ser associado também ao fato de que o tratamento criogênico pode proporcionar indiretamente um refino nos carbonetos secundários no revenimento subsequente, aumentando assim a dureza da matriz, como observado por Das; Dutta e Ray (2010) e Das e Ray (2012). Segundo os autores esse refino ocorre justamente devido à redução de austenita retida, permitindo que exista maior fração volumétrica de martensita ao final do resfriamento e a consequente formação de maior quantidade de martensita revenida e precipitação mais intensa de carbonetos secundários durante a etapa de revenimento (Das; Dutta; Ray, 2010).

Verifica-se nas amostras temperadas convencionalmente e revenidas um pico no valor de dureza, certamente referente ao fenômeno de endurecimento secundário, que ocorreu na temperatura de revenimento de 550°C. Tal fenômeno se deve principalmente à precipitação de carbonetos secundários durante o revenimento. Nas amostras submetidas ao resfriamento criogênico não foi observado o pico acentuado de dureza característico do endurecimento secundário. Observa-se que, a partir da temperatura de 550°C, o material temperado e revenido passa a exibir valores médios de dureza superiores ao do aço submetido à têmpera, seguida de tratamento criogênico e então revenimento.

No gráfico (b), verifica-se que para o aço AISI D6 a dureza aumentou com o emprego do tratamento criogênico, fato foi observado tanto na amostra não revenida como nas amostras revenidas nas cinco temperaturas. O pico de dureza característico do endurecimento secundário aparece no material temperado convencionalmente e revenido à temperatura de 550°C, apresentando-se mais acentuado do que no aço AISI D2. Isso se deve ao maior teor de carbono do aço AISI D6 quando comparado ao aço AISI D2 e também ao tempo e temperatura de tratamento empregados, o que possivelmente promoveria maior dissolução dos carbonetos primários, resultando em maior teor de carbono em solução sólida e, portanto, possibilitando precipitação de carbonetos secundários de forma mais acentuada durante o revenimento. Novamente não foi observado de maneira clara o fenômeno do endurecimento secundário nos resultados de dureza nas amostras submetidas à criogenia dentro da faixa de temperatura de revenimento utilizada. Acredita-se que a possível inexistência do fenômeno do endurecimento secundário, para os dois aços, está associada ao fato de que mais martensita seria transformada a partir da austenita. Nesse contexto, deve-se considerar que a elevação de dureza relativa ao endurecimento secundário se daria tanto pela formação de carbonetos duros e finamente dispersos em uma determinada temperatura, como pela ocorrência de transformação martensítica no resfriamento do revenimento, uma vez que a austenita ao ter também a precipitação de carbonetos nesse tratamento, fica com um teor de carbono inferior e, com isso, tem-se uma elevação da temperatura de fim da transformação martensítica. Com o tratamento criogênico, menos austenita estaria disponível para a transformação durante o revenimento, o que possivelmente impediria que o aumento de dureza fosse acentuado nessa etapa de tratamento.

3.2. Microscopia

Na Fig. (2) são apresentadas as micrografias obtidas por microscopia óptica dos aços AISI D2 e AISI D6 no estado inicial. Observa-se que a microestrutura inicial do aço AISI D2 é composta por uma matriz de ferrita e carbonetos, alguns de morfologia globular e alongada e outros finamente dispersos. A microestrutura do aço AISI D6 se assemelha à do aço AISI D2, porém com carbonetos globulares dispersos na matriz de maneira um pouco mais isolada e com uma distribuição mais homogênea.

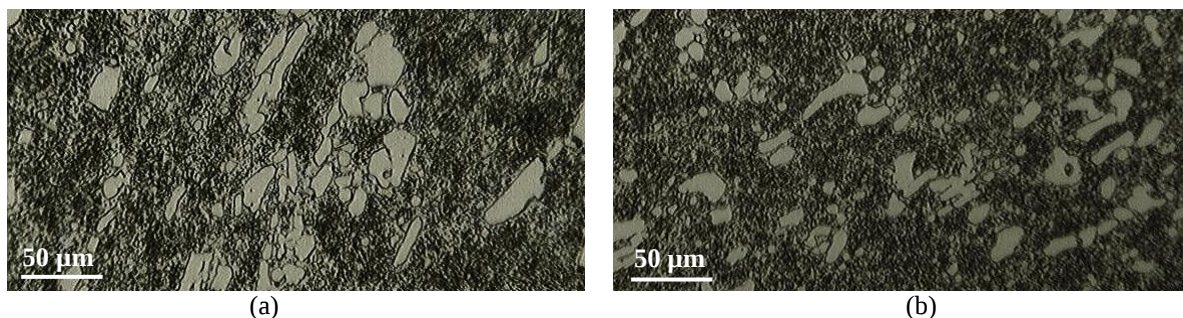


Figura 2. Micrografias dos aços AISI D2 (a) e AISI D6 (b) no estado inicial.

Nas Fig. (3) a (8) são mostradas as micrografias obtidas por microscopias óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) das amostras de aço AISI D2 temperadas convencionalmente e submetidas ao resfriamento criogênico e em duas das condições de revenimento estudadas. Nesse caso, para as amostras revenidas, foram escolhidas a temperatura na qual foi observado o endurecimento secundário e a temperatura anterior ao pico. As micrografias do aço AISI D2 apresentaram matriz martensítica (martensita revenida para algumas condições) e carbonetos primários (exemplificados por setas nas imagens) e secundários (exemplificados por círculos nas imagens) dispersos na matriz. Os carbonetos secundários são os de tamanho reduzido e morfologia globular, identificados como $M_{23}C_6$ pela morfologia preferencial. Os carbonetos usualmente presentes em aços ferramenta são facilmente identificáveis a partir de sua morfologia e localização preferencial: carbonetos do tipo MC possuem morfologia globular e localizam-se nos centros ou contornos de grão, os do tipo M_7C_3 possuem lamelas grossas em formato de escama de peixe e localizam-se em regiões de resfriamento mais intenso, enquanto os do tipo $M_{23}C_6$ se apresentam como pequenos glóbulos isolados distribuídos homogeneamente na matriz (Vitry *et al*, 2011). Pode-se ainda diferenciar os carbonetos secundários entre grandes e pequenos, conforme observado por outros autores (Das; Ray, 2012), sendo os grandes aqueles de tamanho entre 1 µm e 5 µm (exemplificados por círculos brancos) e os pequenos com tamanho inferior a 1 µm (exemplificados por círculos amarelos).

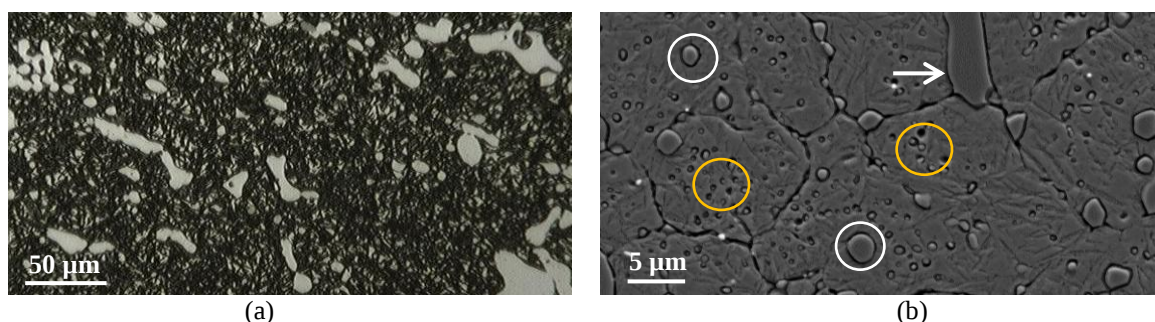


Figura 3. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D2 após têmpera convencional.

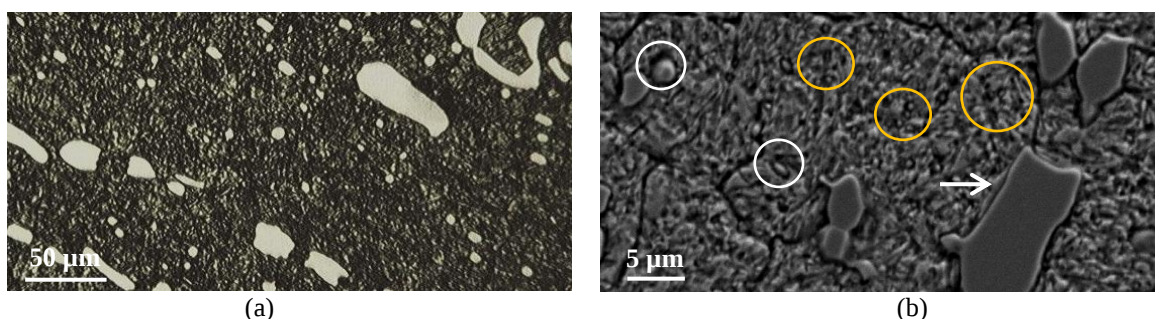


Figura 4. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D2 após têmpera convencional e tratamento criogênico.

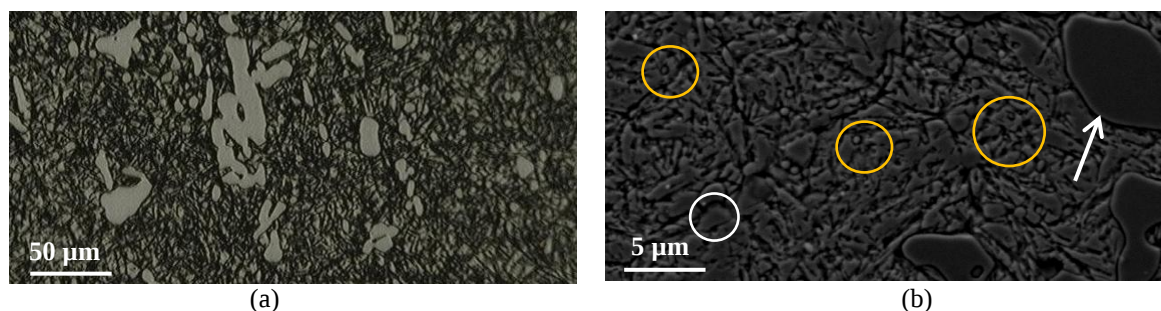


Figura 5. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 525°C.

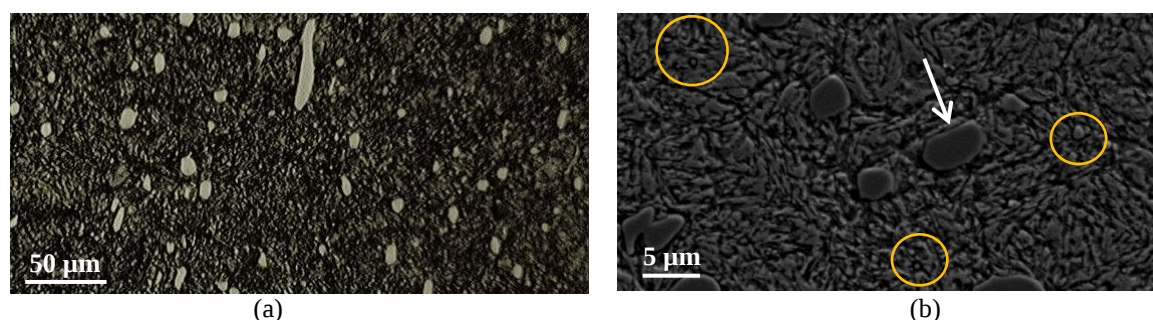


Figura 6. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico e revenimento a 525°C.

Observa-se que os carbonetos secundários exibiram melhor distribuição nas amostras submetidas ao tratamento criogênico e posterior revenimento, o que condiz com a literatura (Das; Dutta; Ray, 2010; Das *et al*, 2010). O resfriamento criogênico facilita a precipitação de carbonetos em maior proporção e mais dispersos na matriz durante posterior revenimento. Esse fenômeno se dá porque durante o revenimento ocorre a decomposição da martensita. Uma vez que o resfriamento criogênico leva à transformação de uma maior proporção de martensita, haverá também mais carbono disponível durante o revenimento subsequente para que ocorra uma precipitação mais intensa e de maneira mais uniformemente distribuída (Das *et al*, 2010).

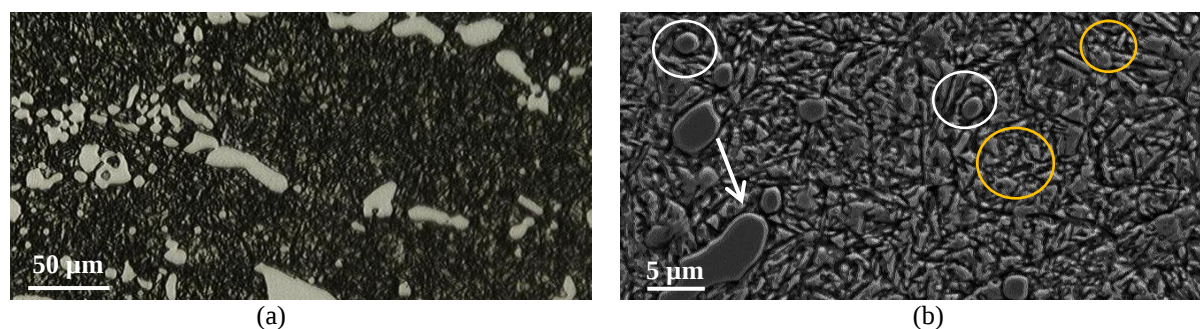


Figura 7. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D2 após têmpera convencional e revenimento a 550°C.

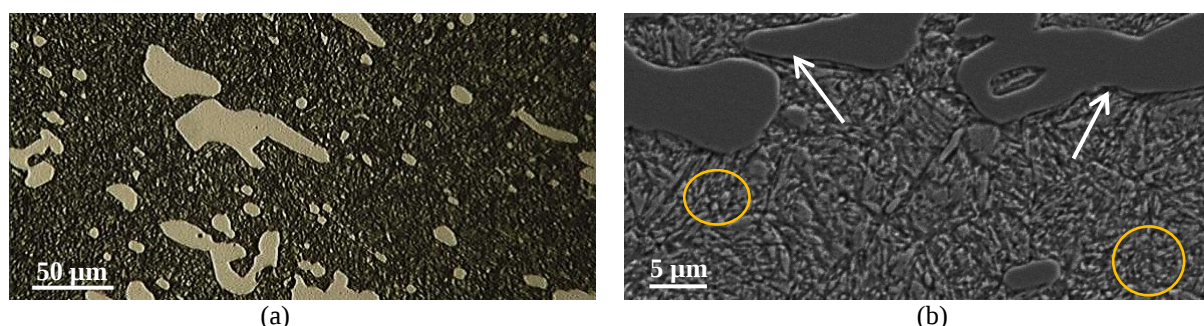


Figura 8. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D2 submetido ao tratamento criogênico e revenimento a 550°C.

Nas Fig. (9) a (14) são apresentadas as micrografias do aço AISI D6. A microestrutura observada para o aço AISI D6 é similar à do aço AISI D2, uma matriz constituída de martensita (e martensita revenida) e carbonetos primários (indicados por setas) e secundários (indicados por círculos) dispersos na matriz de forma associada ou isolada.

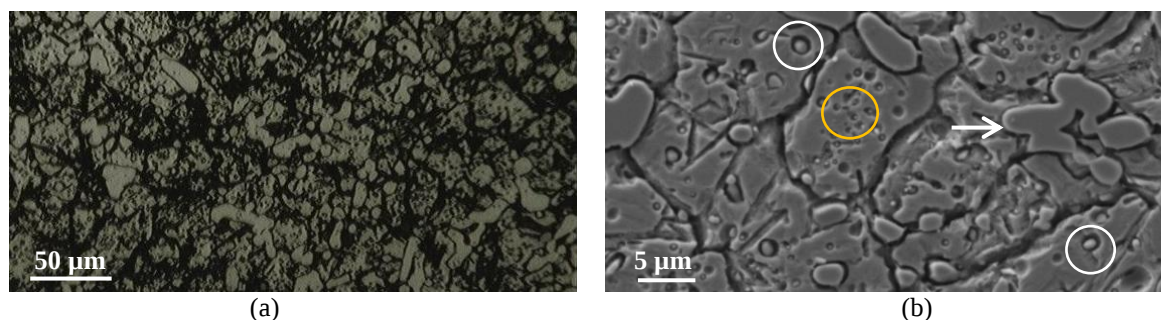


Figura 9. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D6 após têmpera convencional.

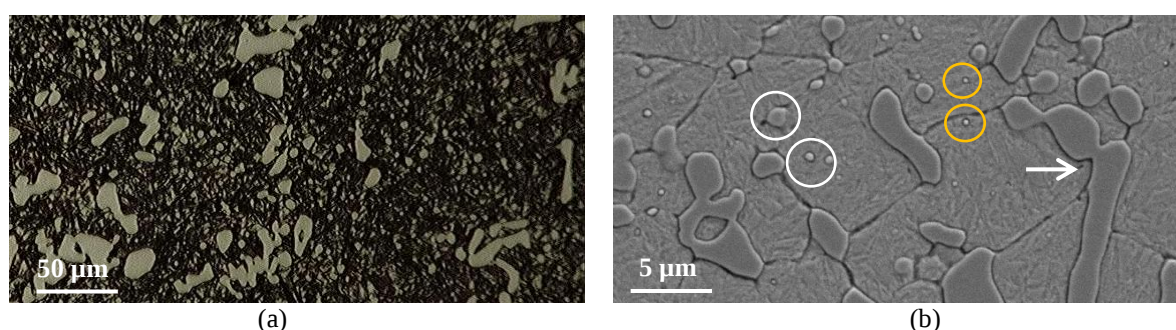


Figura 10. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D6 após têmpera convencional e tratamento criogênico.

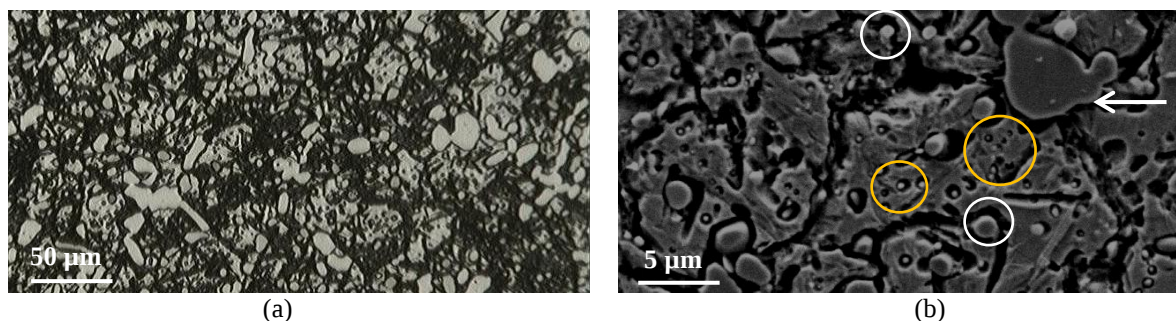


Figura 11. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 500°C.

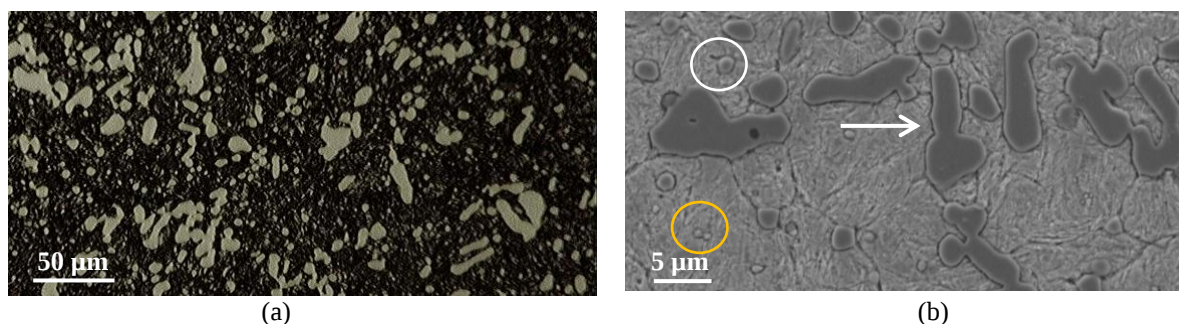


Figura 12. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico e revenimento a 500°C.

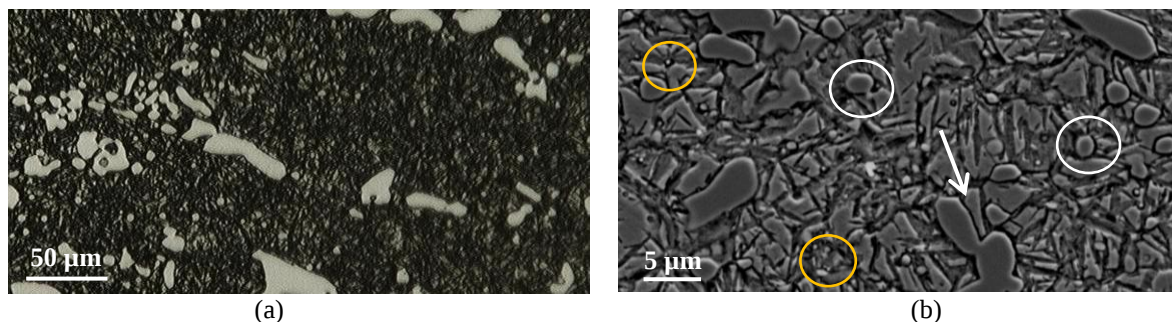


Figura 13. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D6 após têmpera convencional e revenimento a 550°C.

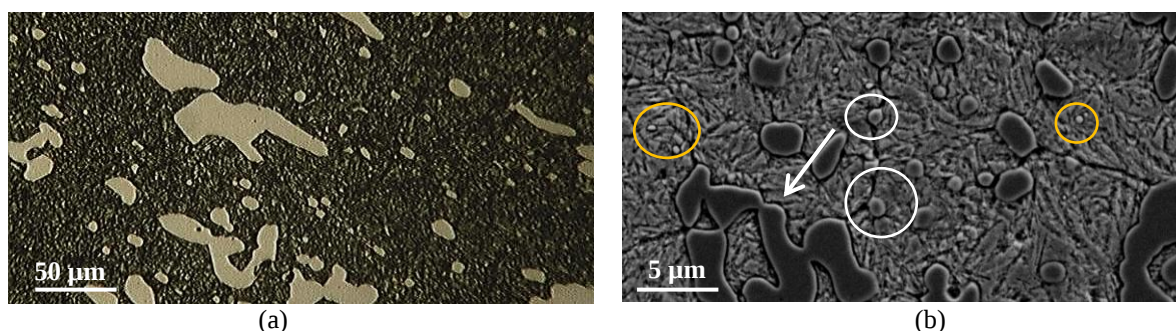


Figura 14. Micrografias MO (a) e MEV (b) do aço AISI D6 submetido ao tratamento criogênico e revenimento a 550°C.

Não é possível afirmar, por meio da observação das imagens, que os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ apresentam maior quantidade e melhor distribuição nas amostras submetidas à criogenia do que nas amostras temperadas convencionalmente, como foi observado no aço AISI D2. Entretanto, os valores de dureza no aço AISI D6 foram mais elevados nas amostras que passaram por resfriamento criogênico. É possível que, nesse caso, o aumento na dureza se deva mais à transformação da austenita retida em martensita que ocorre durante o tratamento criogênico do que à maior precipitação de carbonetos durante o revenimento subsequente.

3.3. Difração de Raios-X

Nas Fig. (15) a (20), a seguir, são apresentados os difratogramas das amostras dos aços AISI D2 e AISI D6 nas duas condições de resfriamento utilizadas (têmpera em óleo e têmpera em óleo seguida de resfriamento criogênico), e nas mesmas condições de revenimento analisadas por microscopia. Os picos foram identificados por meio de comparação de resultados observados na literatura (Akhbarizadeh; Shafyei; Golozar, 2009; Nanasa; Jahazi, 2014; Das; Dutta; Ray, 2010; Torkamani; Raygan; Rassizadehghani, 2014) e padrões de difração da austenita e martensita. Nota-se que, devido à presença de carbonetos nos dois aços estudados, os picos de difração apresentaram-se ligeiramente deslocados de suas posições padrão.

Foi identificada a presença de martensita (M), austenita retida (A) e carbonetos (C) nos difratogramas referentes às amostras temperadas convencionalmente (a) e submetidas à criogenia (b) para todas as condições de revenimento. Ressalta-se que foram identificados picos de difração correspondentes aos carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$, conforme resultados de DRX encontrados na literatura (Akhbarizadeh; Shafyei; Golozar, 2009; Nanasa; Jahazi, 2014; Das; Dutta; Ray, 2010; Torkamani; Raygan; Rassizadehghani, 2014). Neste trabalho os picos referentes aos carbonetos foram identificados apenas como “C” uma vez que a análise de DRX foi conduzida com o objetivo de estimar a quantidade de austenita retida. Com o auxílio de um software para cálculos matemáticos, foi realizada uma análise semiquantitativa a respeito da redução de austenita retida com o emprego do tratamento criogênico. Para isso, realizou-se o cálculo da área abaixo dos picos referentes à austenita em cada amostra. Após os cálculos, verificou-se que a proporção de austenita é menor nos difratogramas das amostras após tratamento criogênico, tanto no aço AISI D2 como no AISI D6. Os difratogramas mostram que em alguns casos, os picos de austenita chegam a desaparecer, e a Tab. (2) mostra os valores de redução de área dos picos analisados.

A redução na quantidade de austenita retida com o emprego do tratamento criogênico está de acordo com os resultados obtidos nos valores de dureza média das amostras, que em geral apresentaram uma elevação após o resfriamento em nitrogênio líquido. Este fenômeno foi também verificado no trabalho de Das et al (2010), onde observaram que o emprego do tratamento criogênico em aços AISI D2 reduziu o percentual de austenita retida da amostra de 9% a um valor abaixo do limite de detecção do difratômetro de raios-X.

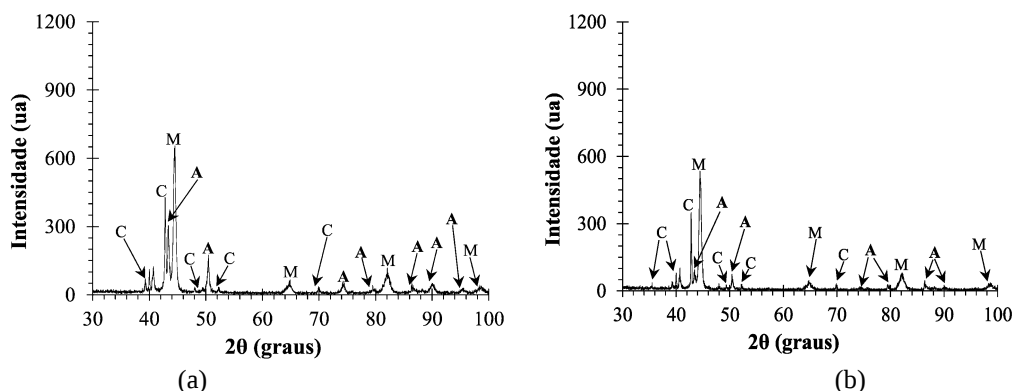


Figura 15. Difratomogramas das amostras de aço AISI D2 temperada convencionalmente (a) e submetida ao tratamento criogênico (b).

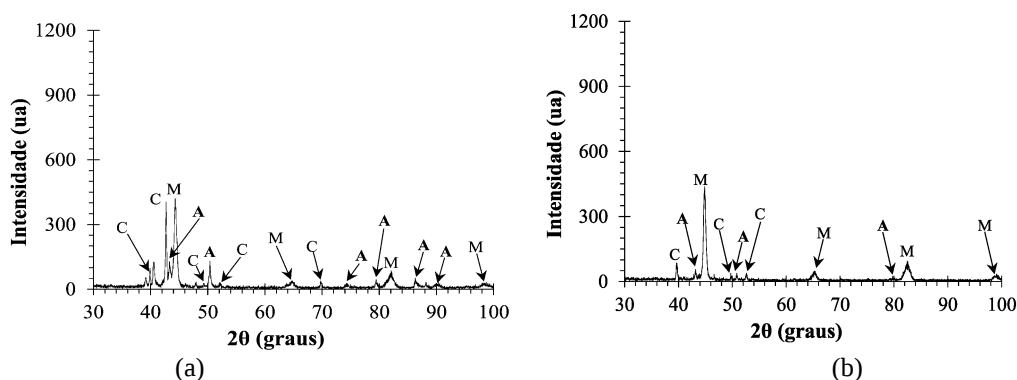


Figura 16. Difratomogramas das amostras de aço AISI D2 temperada convencionalmente (a) e submetida ao tratamento criogênico (b), ambos revenidos a 525°C.

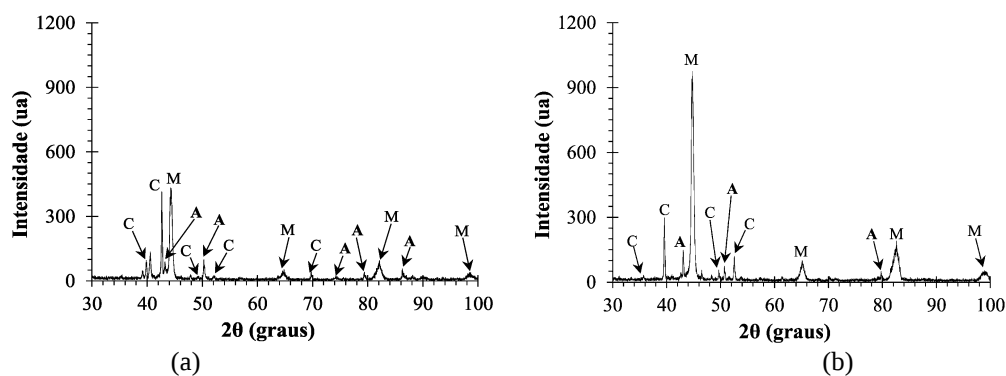


Figura 17. Difratomogramas das amostras de aço AISI D2 temperada convencionalmente (a) e submetida ao tratamento criogênico (b), ambos revenidos a 550°C.

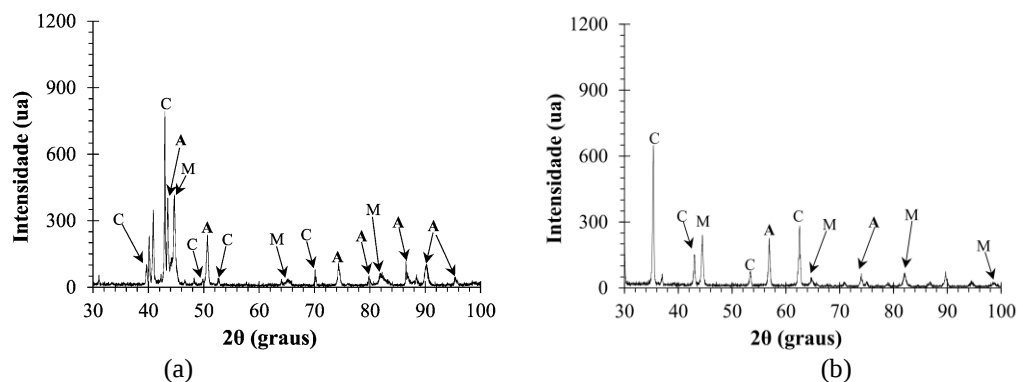


Figura 18. Difratomogramas das amostras de aço AISI D6 temperada convencionalmente (a) e submetida ao tratamento criogênico (b).

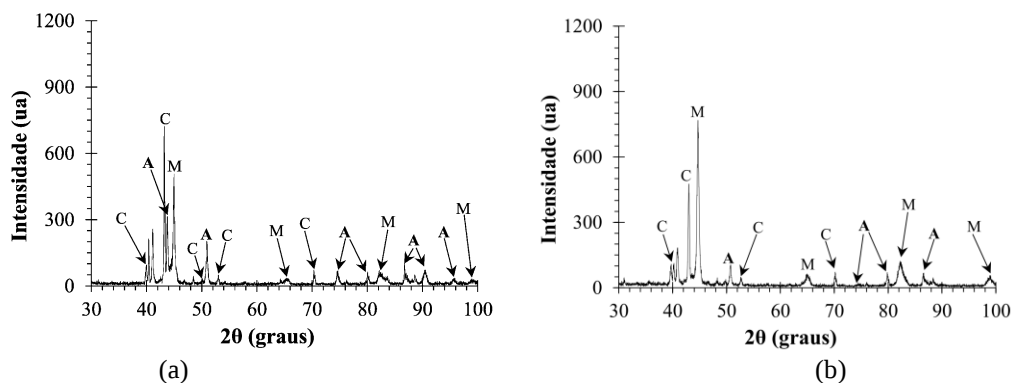


Figura 19. Difratomogramas das amostras de aço AISI D6 temperada convencionalmente (a) e submetida ao tratamento criogênico (b), ambos revenidos a 500°C.

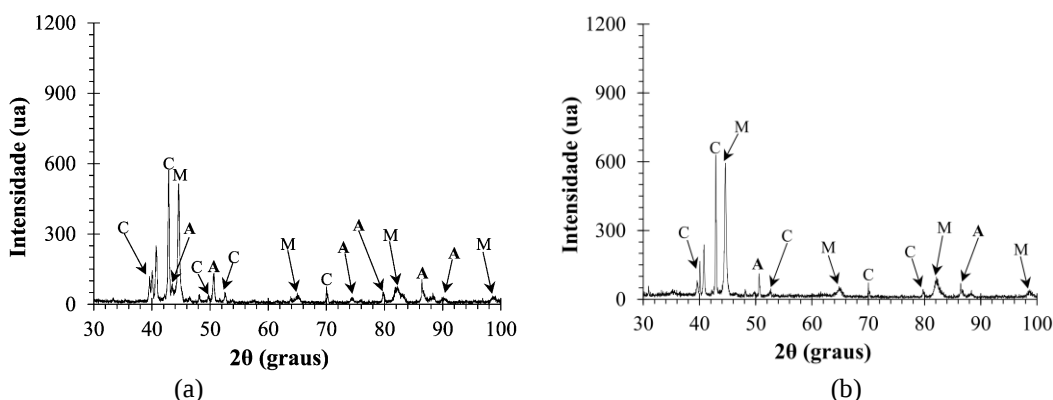


Figura 20. Difratomogramas das amostras de aço AISI D6 temperada convencionalmente (a) e submetida ao tratamento criogênico (b), ambos revenidos a 550°C.

Tabela 2. Redução de área dos picos de γ após emprego do tratamento criogênico nos aços AISI D2 e D6.

Amostra	AISI D2 não revenido	AISI D2 revenido a 525°C	AISI D2 revenido a 550°C	AISI D6 não revenido	AISI D6 revenido a 500°C	AISI D6 revenido a 550°C
Redução de área (%) dos picos de γ após criogenia	79,58%	77,06%	31,82%	44,31%	76,20%	63,19%

4. CONCLUSÃO

Os aços AISI D2 e AISI D6, em geral, apresentaram valores médios de dureza mais elevados após o tratamento criogênico, sendo que no aço AISI D2 o fenômeno foi observado na amostra não revenida e nas amostras revenidas a 500°C e 525°C, e no aço AISI D6 observou-se esse comportamento nas amostras tratadas em todas as condições.

Os aços estudados, quando submetidos ao resfriamento criogênico, não apresentaram pico de dureza característico de endurecimento secundário na faixa de temperatura de revenimento de 500°C a 600°C. Nas amostras temperadas convencionalmente, a ocorrência de endurecimento secundário foi observada na temperatura de revenimento de 550°C para os dois materiais.

Considerando o aço AISI D2, o emprego do tratamento criogênico levou à precipitação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, de morfologia pequena e globular, de maneira mais dispersa na matriz e em maior quantidade durante o revenimento subsequente.

Em geral, os resultados de DRX mostraram que a área dos picos de austenita foi menor nas amostras que haviam passado por resfriamento em nitrogênio quando comparados aos aços temperados somente em óleo, comprovando que o emprego do resfriamento criogênico após têmpera convencional reduz a quantidade de austenita retida.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES pela concessão de bolsas de mestrado, à FINEP pelo apoio financeiro à instituição e ao Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

6. REFERÊNCIAS

- Akhbarizadeh A., Shafyei A., Golozar M.A. Effects of cryogenic treatment on wear behavior of D6 tool steel. *Materials and Design*. 2009; Vol. 30, pp. 3259-3264.
- Amini K., Nategh S., Shafyei A. Influence of different cryotreatments on tribological behavior of 80CrMo12 5 cold work tool steel. *Materials and Design*. 2010; Vol. 31, pp. 4666-4675.
- Arslan F. K., Altinsoy I., Hatman A., Ipek M., Zeytin S., Bindal C. Characterization of cryogenic heat treated Vanadis 4 PM cold work tool steel. *Vacuum*. 2011; Vol. 86, pp. 370-373.
- Chiaverini V. Tratamento térmico das ligas metálicas. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 2008. 272p.
- Das D., Dutta A.K., Ray K.K. Influence of varied cryotreatment on the wear behavior of AISI D2 steel. *Wear*. 2009; Vol. 266, pp. 297-309.
- Das D., Dutta A. K., Ray K. K. Sub-zero treatments of AISI D2 steel: Part I. Microstructure and hardness. 2010a, Vol. 527, pp. 2182-2193.
- Das D., Ray K.K. Structure-property correlation of sub-zero treated AISI D2 steel. *Materials Science and Engineering A*. 2012; Vol. 541, pp. 45-60.
- Das D., Sarkar R., Dutta A.K., Ray K.K. Influence of sub-zero treatments on fracture toughness of AISI D2 steel. *Materials Science and Engineering A*. 2010; Vol. 528, pp. 589-603.
- Nanasa H.G., Jahazi M. Alternative phase transformation path in cryogenically treated AISI D2 tool steel. *Materials Science & Engineering A*. 2015; Vol. 634, pp. 32-36.
- Nanasa H. G., Jahazi M. Simultaneous enhancement of strength and ductility in cryogenically treated AISI D2 tool steel. *Materials Science & Engineering A*. 2014; Vol. 598, pp. 413-419.
- Silva A. L. V. C., Mei P. R. Aços e ligas especiais. 3ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648p.
- Torkamani H., Raygan Sh., Rassizadehghani J. Comparing microstructure and mechanical properties of AISI D2 steel after bright hardening and oil quenching. *Materials and Design*. 2014; Vol. 54, pp. 1049-1055.
- Vitry V., Nardone S., Breyer J.P., Sinnaeve M., Delaunois F. Microstructure of two centrifugal cast high speed steels for hot strip mills applications. *Materials and Design*. 2011; Vol. 34, pp. 372-378.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído neste trabalho.

STUDY OF THE EFFECT OF CRYOGENIC TREATMENT APLIED IN COLD WORK TOOL STEELS

Cintia Braga, cintiabraga@gmail.com¹

Aline Magalhães Silva, alinemagalhaes@deii.cefetmg.br¹

Nayara Aparecida Neres da Silva, nayaraneresgpc@yahoo.com.br¹

Wellington Lopes, wellingtonlopes@deii.cefetmg.br¹

Elaine Carballo Siqueira Corrêa, elaine@deii.cefetmg.br¹

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Av Amazonas 5253 – Nova Suiça – Belo Horizonte – MG, Brasil, CEP 30 421 169.

Abstract: Cold work tool steels are used under conditions that require good combination of wear resistance and toughness. The properties required in these steels are usually achieved by conventional hardening heat treatments, such as quenching and tempering, resulting in a microstructure in general consisting of tempered martensite, primary and secondary carbides. Since cold work tool steels have high carbon and alloying elements content, martensitic finish temperature usually lies below 0°C. Thus, conventional hardening heat treatments are not sufficient to promote complete transformation of austenite into martensite, and consequently, a large amount of retained austenite is observed after treatment, which is undesirable in cold work tool steels, since this constituent is unstable at low temperatures and can suffer martensitic transformation during service conditions. Deep cryogenic treatment, which consists of a cooling in liquid nitrogen after conventional quenching, is an alternative to improve the properties of these steels by reducing the amount of retained austenite. In this work the effects of deep cryogenic treatment and tempering parameters on microstructure and hardness of AISI D2 and AISI D6 steels were analyzed. Analyses were performed by Vickers hardness testing, optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. By employing cryogenic treatment after conventional quenching, it was observed an increase in the average hardness of the steels and reduction of retained austenite.

Key-words: cold work tool steels, deep cryogenic treatment, heat treatments