Conjugados de recobrimentos antidesgaste: um caminho para diminuição do uso de recursos minerais e energia

Anti-wear coating conjugates: a way to reduce the use of mineral resources and energy

Sandro da Costa Silva, sandro.silva@cefetmg.br[1]
1 Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Avenida Amazonas, 7675, Nova Gameleira, Belo Horizonte-MG

Resumo:
O estudo das características microestruturais e o comportamento mecânico dos materiais aplicados para fins industriais, representa significativa parcela dos esforços e investimentos na busca de materiais e processos cada vez mais eficientes. Recortada dessa ampla área de estudo, encontra-se na engenharia de superfície um vasto campo de desenvolvimento de novos produtos, passando desde a caracterização do objeto em estudo, até sua aplicação final em serviço. O presente artigo propõe o estudo da caracterização de materiais aplicados em superfícies antidesgaste. O recobrimento selecionado para esta caracterização é composto de uma liga com baixos teores de Mn e Si depositada sobre um substrato de aço ABNT 1015. Este conjugado representa uma importante intervenção aplicada na indústria: a recuperação de superfícies de componentes de máquinas que trabalham em contato contínuo, os mancais de deslizamento. Estes elementos estão presentes nas máquinas e equipamentos de elevação e transporte de carga nos mais variados segmentos industriais, entre os quais destacam-se a mineração e a construção civil. Corpos de prova foram fresados e submetidos a três tratamentos térmicos distintos: normalização, têmpera profunda e têmpera superficial, com a finalidade de analisar o desempenho e resistência ao desgaste, isto a partir da caracterização atual dos recobrimentos de componentes mecânicos utilizado pela indústria e propor novas condições para aplicação, tendo em vista a possibilidade do aumento da resistência ao desgaste da superfície. Os valores de microdureza mensurados nos recobrimentos caracterizam elevação desta dureza após o tratamento térmico de têmpera superficial em 150% em relação ao recobrimento normalizado e em 50% em relação ao recobrimento sob têmpera profunda. Infere-se com base nas medições obtidas que à medida que as espessuras das ripas de martensita diminuem ocorre a elevação da dureza, em função do processo de resfriamento. Quanto maior a taxa de resfriamento (caso da têmpera superficial) menor é a largura das ripas de martensita formada e consequentemente maior dureza observada. Com base nos resultados obtidos e analisados observa-se melhor desempenho na aplicação para o revestimento tratado em têmpera superficial.
Palavras-chave: caracterização, recobrimento, tratamentos térmicos.

Abstract:
The study of the microstructural characteristics and mechanical behavior of materials applied for industrial purposes represents a significant portion of the efforts and investments in the search for increasingly efficient materials and processes. Extracted from this broad area of study, surface engineering is a vast field for the development of new products, ranging from the characterization of the object under study, to its final application in service. This article proposes the study of the characterization of materials applied to anti-wear surfaces. The coating selected for this characterization is composed of an alloy with low levels of Mn and Si deposited on an ABNT 1015 steel substrate. This combination represents an important intervention applied in the industry: the recovery

of surfaces of machine components that work in continuous contact, the plain bearings. These elements are present in machines and equipment for lifting and transporting loads in the most varied industrial segments, among which mining and civil construction stand out. Test specimens were milled and subjected to three different heat treatments: normalization, deep quenching and surface quenching, with the purpose of analyzing performance and wear resistance, based on the current characterization of mechanical component coatings used by the industry and proposing new ones. conditions for application, taking into account the possibility of increasing the wear resistance of the surface. The microhardness values measured in the coatings characterize an increase in this hardness after the superficial hardening heat treatment by 150% in relation to the standard coating and by 50% in relation to the deep hardening coating. It is inferred based on the measurements obtained that as the thickness of the martensite slats decreases, the hardness increases, due to the cooling process. The higher the cooling rate (in the case of surface tempering), the smaller the width of the martensite slats formed and, consequently, the greater hardness observed. Based on the results obtained and analyzed, better application performance was observed for the coating treated with surface tempering.
Keywords: characterization, coating, heat treatments.

1. INTRODUÇÃO

Microestruturas martensíticas são amplamente estudadas e conhecidas na engenharia, desde sua formação por meio de tratamentos térmicos e de sua caracterização pormenorizada realizada por microscopia e testes mecânicos, que permitem especificar as propriedades e comportamentos das ligas nesta condição.

A disponibilidade de recursos tecnológicos que propiciam ampliações magníficas e medições detalhadas (como medição de microdurezas e tensões residuais), podem causar um estado de abstração suficiente para dificultar o cunho científico necessário para a observação e discussão dos fenômenos. Devido a esta possibilidade, recursos adicionais precisam continuar presente na vida do pesquisador na busca do aprimoramento dos processos e elevação do conhecimento do *status quo* para um patamar superior.

Os componentes móveis dos diversos equipamentos industriais estão sujeitos a desgastes e falhas recorrentes do contato contínuo das superfícies em serviço (Astakhov, 2006). A busca de novos materiais e processos de recobrimentos instiga cada vez mais engenheiros e pesquisadores no desenvolvimento de superfícies que se desgastem cada vez menos e, portanto, contribuam na sustentabilidade e consequente redução dos impactos ambientais (Astakhov, 2006a, Eyre, 1978b).

Para conjugados fabricados com objetivo de reparar superfícies de contato (como a maioria dos mancais de deslizamento), depositar recobrimentos sobre substratos e

executar tratamentos térmicos (principalmente têmpera) para aumento da resistência tem sido uma das soluções mais aplicadas na industria, com vistas a obtenção de superfícies altamente resistentes ao desgaste, que consequentemente geram peças e componentes longevos, que contribuirão significativamente com a redução de uso dos recursos naturais na fabricação de novas peças, e diminuição da demanda de enrgia empregada nas longas paradas de máquina para manutenção.

Durante a têmpera, espera-se a formação da fase martensítica, cuja morfologia dependerá da composição química (principalmente da porcentagem de carbono no aço) e dos parâmetros de resfriamento adotados durante o procedimento (taxa de resfriamento e meio de têmpera), que poderá ter forma de ripas ou lenticular (placas ou agulhas) (Shackelford, 2015a, Callister, 2012b). A transformação martensítica ocorre nos aços, na qual a austenita, que apresenta estrutura cúbica de faces centradas (CFC), se transforma em martensita, fase metaestável que apresenta uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) devido, principalmente, ao aprisionamento de átomos de Carbono em sítios octaédricos intersticiais da estrutura CCC (Santos, 2006).

2. CARACTERIZAÇÃO CONSOLIDADA DA MARTENSITA

As diferentes morfologias dos grãos de martensita em função das variáveis de influência já citadas podem ser identificadas na Fig. 1. A transformação martensítica acontece sem a necessidade de ocorrência de difusão em função da alta velocidade de resfriamento, ou seja, somente a variação de temperatura iniciará a transformação martensítica em Ms e a finalizará em Mf. A porcentagem de carbono em peso atômico na liga definirá a morfologia da martensita, de forma que para concentrações inferiores a 0,6% C a martensita se formará em ripas, para concentrações superiores a 1,0% C a martensita produzida será em forma de placas e para concentrações intermediárias a formação da martensita será mista com morfologia de ripas e placas.

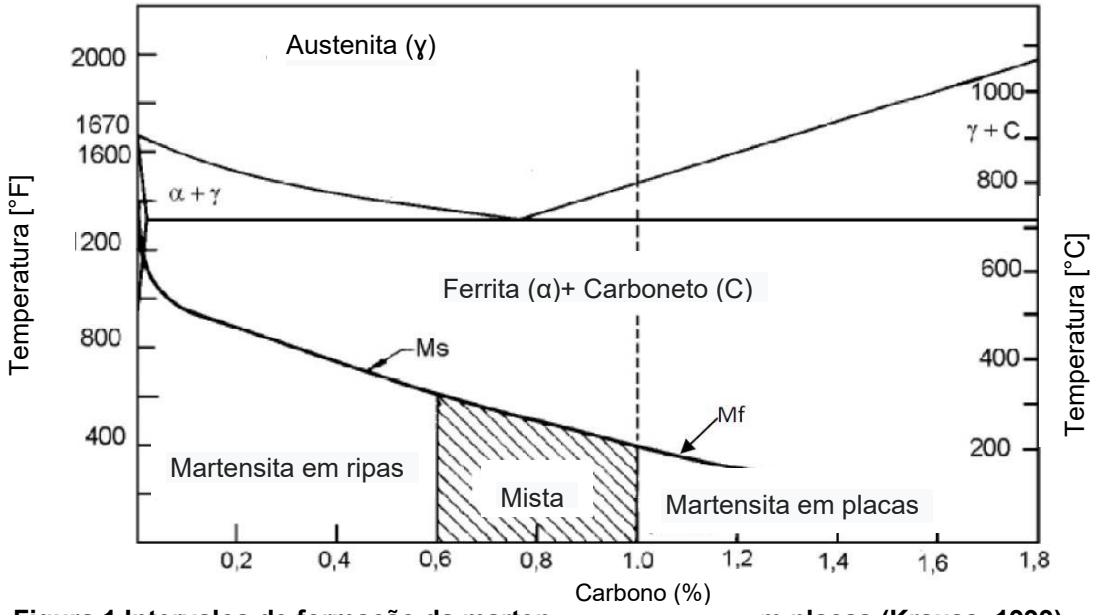


Figura 1 Intervalos de formação da martensita em ripas e em placas (Krauss, 1999).

Na Figura 2a observa-se a morfologia em ripas para a microestrutura esperada de uma fase martensítica após o processo de tratamento térmico por têmpera do aço com teor de carbono inferior a 0,6% C. Para concentrações de carbono acima de 1,0% C, a morfologia da martensita é produzida com geometrias semelhantes a placas, como pode ser observado na Fig. 2(b).

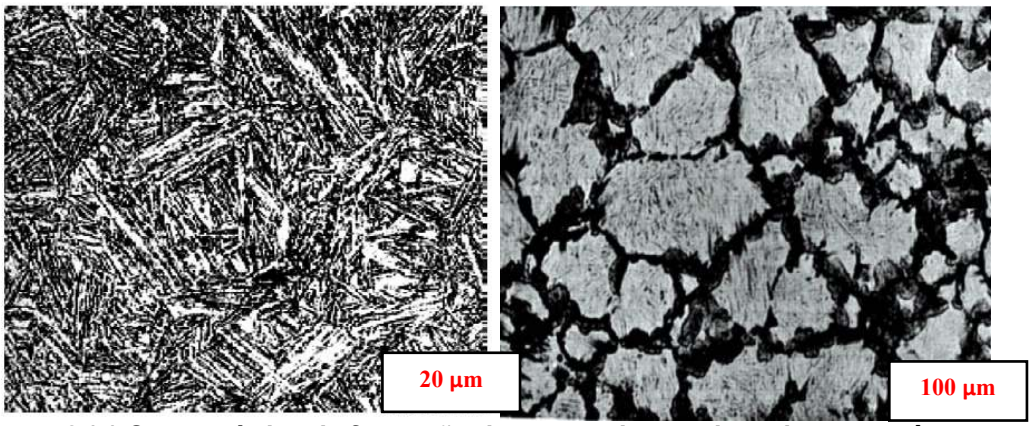


Figura 2 (a) Característica da formação de martensita em ripas durante a têmpera (Strohaecker e Frainer, 2003); (b) morfologia martensítica em placas durante a têmpera (Oliveira, 2007).

O aumento do teor de carbono diminui a temperatura para início e fim da formação martensítica e é primordial para o sucesso na execução do tratamento térmico por têmpera (Silva e Mei, 2010a, Santofimia et.al., 2014b) O resfriamento do aço, após austenitização, deve ser suficientemente rápido para evitar as transformações perlíticas e bainíticas no material. Deste modo, obtêm-se estrutura metaestável martensítica (Santofimia et.al., 2014).

A transformação da austenita em martensita nos aços ocorre com aumento de volume, produzindo tensões internas que podem, dependendo das condições impostas para transformação, provocar trincas e distorções (Santos, 2006).

O aquecimento do aço até a fase austenítica, seguido de resfriamento rápido, configura a execução do processo de tratamento térmico por têmpera (seja em forno, por chama ou por indução eletromagnética). A martensita obtida é uma fase metaestável do aço, não existindo seu campo de formação ou região no diagrama de equilíbrio de fases de um aço (Weiss et.al, 2018). A dureza da estrutura martensítica também é diretamente influenciada pelo aumento do teor de carbono. Esta importante propriedade mecânica que se correlaciona diretamente com a resistência ao desgaste, tem seus valores aumentados em função do aumento do teor de carbono (Silva e Mei, 2010).

Os efeitos do teor de carbono em aços estão associados também a influência de outros elementos na liga tais como Mn, Si, Cr, Mo, V, Cu e Ni. A adição de carbono e destes elementos tendem a aumentar a dureza, aumentar a temperabilidade e diminuir a soldabilidade. Cada um destes elementos influenciam a dureza e a soldabilidade do aço em diferentes magnitudes (Lancaster, 1999). A esta associação determina-se por cálculo um valor quantitativo de carbono equivalente (C_{eq}) que é considerado para processos de soldagem e de tratamentos térmicos. A Sociedade Americana de Soldagem (AWS) estabelece esta relação para obtenção do carbono equivalente pela Eq. (1) (AWS, 2020).

$$Ceq = \%C + \left(\frac{\%Mn+\%Si}{6}\right) + \left(\frac{\%Cr+\%Mo+\%V}{5}\right) + \left(\frac{\%Cu+\%Ni}{15}\right) \quad (1)$$

A elevação do teor de carbono associada a outros elementos de liga influentes na temperabilidade do material (como o Mn e o Si), aumenta a resistência ao desgaste com valores de dureza estimados empiricamente entre 460 HV para aproximadamente 0,23% C_{eq} até 800 HV para aproximadamente 0,8% C_{eq} (Lancaster, 1999).

Com o avanço da microscopia, que associada a aplicação dos princípios físicos e químicos integrados a evolução tecnológica atômica, é possível estudar e analisar cada vez mais pormenorizada as características de um material. Na Figura 3 visualiza-se um modelo de microestrutura para um material metálico pós-têmpera, onde observa-se microestruturas organizadas em grãos, pacotes, blocos e tratando-se de martensita, as ripas características para aços de baixo carbono. Até então os estudos propostos tem apresentado análises realizadas a partir das dimensões, direções e discordâncias dos

contornos de grãos austeníticos, pacotes e blocos. As ripas são analisadas somente na caracterização morfológica que lhe é peculiar em função do teor de carbono que a define, e isto tem sido suficiente até então.

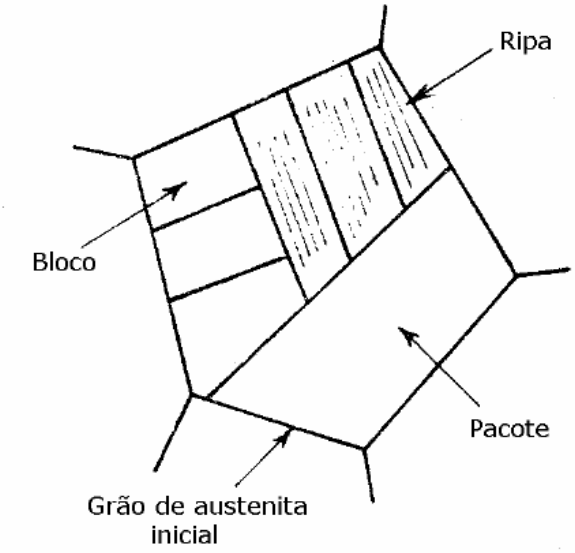


Figure 3. Características microestruturais da martensíta em ripas (Marder, 1984).

Durante a realização dos experimentos e ensaios propostos neste trabalho uma questão surgiu logo após a realização de medições de microdurezas dos recobrimentos sob têmpera profunda e têmpera superficial: Como ocorreu medidas de durezas com diferenças significativas entre superfícies que apresentavam mesma morfologia martensítica (em ripas)?

Em busca de respostas a esta questão desencadeou-se uma análise objetiva que não se restringiu a verificação dos teores de C, dos elementos de liga (Mn e Si) e da morfologia da microestrutura, mas se estendeu com as medições da dimensão das espessuras das ripas da martensita, o que até o presente momento não foi ainda verificado e discutido em face da importância da martensita para este fim, ou seja, apenas identificar se a martensita estava em forma de ripas (predominantemente com dureza relativa menor) ou em forma de placas (dureza relativa maior) é o suficiente para caracterizar esta propriedade (dureza) na fase presente.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O conjugado em estudo neste trabalho é composto por aço ABNT 1015 (substrato), e recobrimento de aço baixa liga MnSi depositado sobre o substrato por soldagem MIG com arame maciço ASME SFA-5.18 Ø 1 mm. As composições químicas do substrato e recobrimento são apresentadas na Tab. 1, com ênfase para os teores de Mn e Si, cujos

valores exercem influência significativa na formação da martensita junto aos efeitos da presença de carbono.

Tabela 1 - Composição química do substrato e do recobrimento (% por peso)

Material	C	Mn	Si	Fe (balanço)	Outros elementos
Substrato*	0,14	0,85	0,21	98,64	0,16
Recobrimento**	0,08	1,50	0,90	97,52	---

*Fonte: Certificado de composição química (AÇOLiver, 2016)
**Fonte: Catálogo de consumíveis (ESAB, 2017)

3.1 Fresamento da superfície do recobrimento

Após a deposição do recobrimento, a superfície foi submetida ao fresamento frontal executado em um centro de usinagem ROMI Discovery 560 com potência de 9,0 kW e rotação máxima de 7500 RPM, equipado com comando numérico Siemens 810D. Uma fresa Mitsubish Carbide código ASX445-050A03R (Ø = 50 mm, 3 dentes, ângulo de posição principal χ_r = 45° e ângulo de inclinação λ = 13°) foi usada juntamente com insertos Mitsubish classe P30 código JM-MP6120 revestidos com nitreto de alumínio e titânio (TiAlN).

3.2 Tratamentos térmicos

A têmpera profunda foi realizada em forno a gás aquecendo o material a temperatura de austenitização dos aços ao carbono (aproximadamente 925° C por 35 min). A têmpera superficial foi realizada por indução eletromagnética por meio de uma bobina eletromagnética ajustada e adaptada para abranger toda a seção do recobrimento sobre o substrato (aproximadamente 4,3 mm de profundidade). A profundidade da camada temperada por indução é determinada pela frequência utilizada e pela composição química do material. Por sua vez, a temperatura depende da potência disponível e do tempo de aquecimento, que neste caso é bem menor que o tempo demandado na têmpera por forno, estimado entre 15 e 20 min em função da profundidade de têmpera desejada.

Para ambos os processos de têmpera o resfriamento brusco foi executado em recipiente estanque com água, acoplado próximo ao forno e à banca da bobina eletromagnética. O resfriamento brusco em água garante a transformação da austenita em martensita.

3.3 Ensaios de microdureza e caracterização por MEV

Foram realizados ensaios de microdureza em um microdurômetro digital de bancada Mitutoyo MVK-H1, equipado com penetrador Vickers (diamante piramidal de base quadrada com 136° de ponta) sob carga de 5 N.

As imagens para caracterização da micorestrutura foram geradas por microscopia eletrônica de varredura, quando foram realizadas simultaneamente as medições das espessuras das ripas de martensita para cada tratamento térmico realizado. Associada a geração de imagens pelo MEV, foi realizada a espectroscopia dispersiva por raios X (EDS) para levantamento dos teores de Mn e Si. Para a obtenção dos teores de carbono na liga foi utilizado o detector de carbono e enxofre (CS230-LECO). Após a obtenção dos teores dos principais elementos foi realizado o cálculo do carbono equivalente por meio da Eq. (1).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A imagem da amostra para o substrato gerada pelo MEV é mostrada na Figura 4a. Observam-se grãos de ferrita (pontos **1**) e colônias de perlita comprimidas equiaxialmente (pontos **2**), em função do processo de laminação. Após a deposição do recobrimento, o material foi submetido ao resfriamento ao ar com objetivo de normalizar a microestrutura sendo obtida fase perlítica disposta em uma matriz de ferrita (Fig. 4b). A microestrutura obtida após os tratamentos térmicos de têmpera foram predominantemente martensítica como pode ser observado nas Fig. 4c e 4d, (imagens de microscopia eletrônica de varredura). Pode-se perceber na visualização das imagens geradas para as microestruturas martensíticas obtidas após têmpera, que para o tratamento de têmpera profunda (Fig.4c) existem proporcionalmente menos grãos por área em relação ao tratamento por têmpera superficial (Fig.4d).

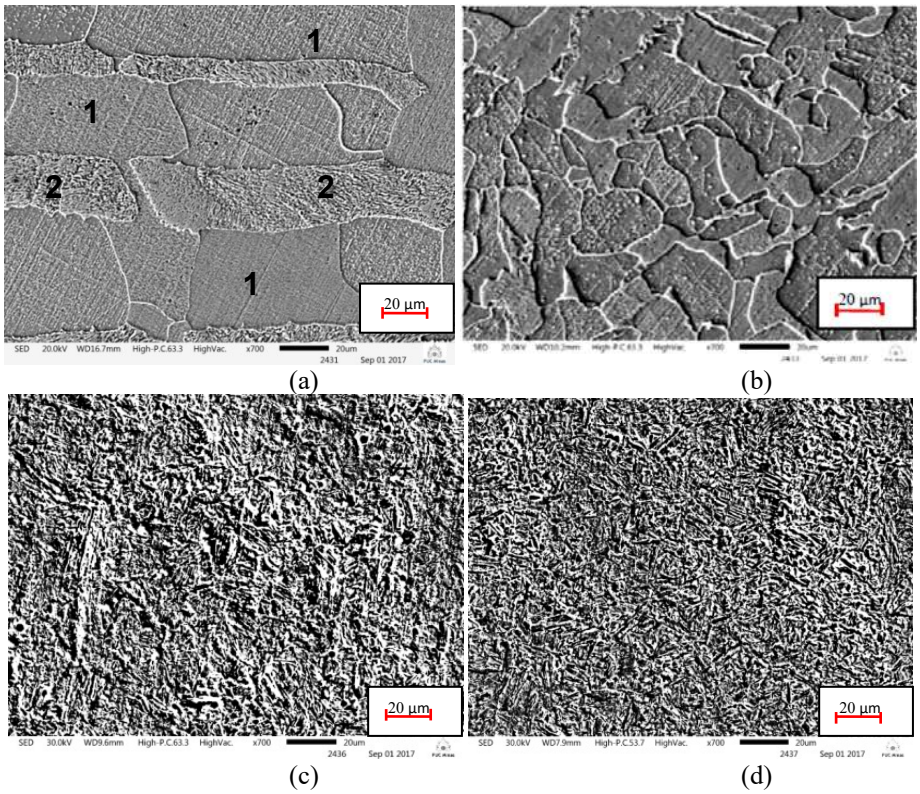


Figura 4. Microestruturas: (a) do substrato (b) do recobrimento sob normalização, (c) do recobrimento após têmpera profunda, e (d) do recobrimento após têmpera superficial.

Na Tabela 2 pode-se comparar os dados de composição para o substrato informados pela Açoliver (fornecedor do substrato) com as medições realizadas no CS230-LECO/EDS e o carbono equivalente calculado. Observa-se que os teores de carbono informados pelo fornecedor e obtido por meio do CS230 são muito próximos (não indicando possibilidade de divergência no tipo de aço), mesma consideração adotada para os teores de Mn e Si do fornecedor e do EDS. O carbono equivalente (C_{eq}) calculado resultou em 0,32% (com dados do fornecedor) e 0,33% (com dados do CS230/EDS), aumentando a capacidade de temperabilidade e apesar de reduzir a soldabilidade não compromete o processo de recobrimento uma vez que segundo a *AWS* até o valor de 0,35% a soldabilidade ainda pode ser considerada excelente, ou seja, a melhor possível (AWS, 2020).

Tabela 2 Composição química do substrato (% por peso).

Fonte	Fe	C	Mn	Si	*C_{eq}
AçoLiver	98,80	0,14	0,85	0,21	0,32
CS230/EDS	98,84	0,16	0,70	0,30	0,33

Fonte: Certificado de composição química -AçoLiver- [15];
teor de C (obtidos por medidor de C CS230-LECO) e Mn e Si obtidos por EDS; * Ceq (AWS; EQ.1) (autores, 2019).

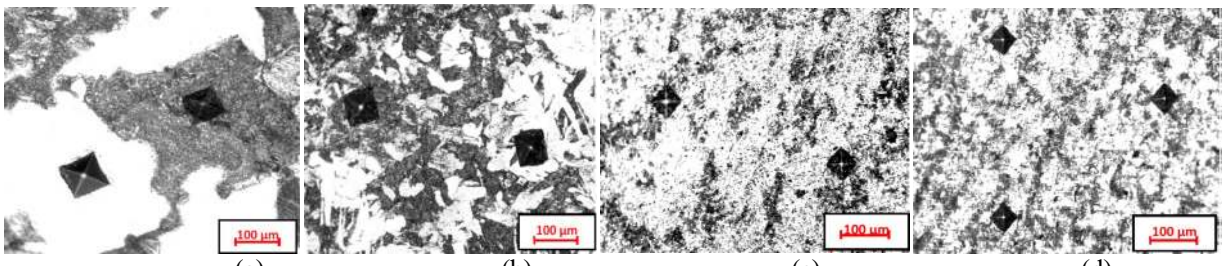
A composição para o recobrimento (ESAB, 2017) as medições realizadas no CS230-LECO/EDS e o carbono equivalente calculado são apresentados na Tab. 3. Os teores de carbono informados pelo fornecedor para o arame de deposição e os teores lidos pelo CS230 são semelhantes. O carbono equivalente calculado resultou em 0,48% (com dados do fornecedor) e 0,37% (com dados do CS230/EDS), redução justificada pelos menores teores relativos de Mn e Si. Considerando os dados do fornecedor ocorre o aumento a temperabilidade e redução da soldabilidade que segundo a *AWS* é classificada como razoável, porém pode propiciar a formação de trincas na ZTA. Considerando os dados medidos por CS230/EDS com a elevação do C também ocorre aumento da temperabilidade e redução da soldabilidade, porém comparada aos dados de fornecedor a soldabilidade é reclassificada de razoável para muito boa segundo a *AWS*, sem riscos de formação de trincas na ZTA (AWS, 2020).

Tabela 3 Composição química do recobrimento (% por peso).

Fonte	Fe	C	Mn	Si	$*C_{eq}$
ESAB	97,52	0,08	1,50	0,90	0,48
CS230/EDS	98,21	0,09	1,10	0,60	0,37

Fonte: Catálogo de consumíveis (ESAB, 2013); Teor de C (obtido por medidor de C CS230-LECO) e Mn e Si obtidos por EDS; * Ceq (Eq.1) (autores, 2019).

A microdureza medida na superfície comprova a elevação da dureza após os tratamentos térmicos de têmpera profunda e têmpera superficial em relação a condição inicial de normalização. Observa-se na Fig. 5 as impressões geradas para medição da microdureza, onde constata-se que à medida que os grãos são refinados, as impressões do penetrador tem suas diagonais reduzidas, caracterizando maior resistência a deformação plástica localizada, e consequente obtenção de maior dureza medida para grãos mais refinados.



(a) (b) (c) (d)

Figura 5 Microdurezas na superfície: (a) do substrato (b) do recobrimento sob normalização, (c) do recobrimento após têmpera profunda, e (d) do recobrimento após têmpera superficial.

Pode ser analisado a partir das imagens das impressões de microdureza (Fig. 5) quantificadas nas medições obtidas em HV (Fig. 6) que a têmpera total elevou a dureza em 75% em relação à normalização, ao passo que a têmpera superficial elevou a dureza em 150% em relação à normalização e em 50% em relação à têmpera profunda.

Apesar de resultados já esperados, a mensuração dos mesmos qualifica a análise proposta em precisão e acuracidade metrológica suficientes para controle dos processos de fabricação com maior conformidade nas aplicações e nos resultados obtidos em relação aos ganhos em dureza e consequentemente resistência ao desgaste.

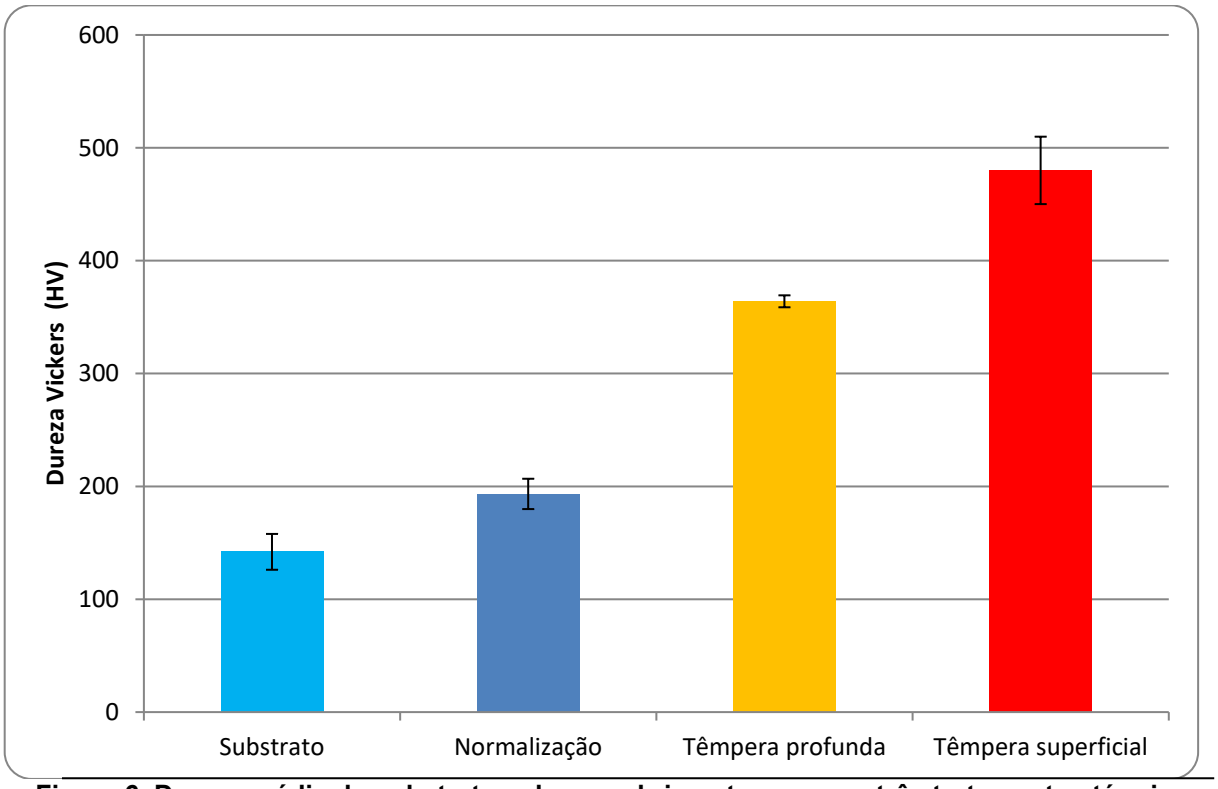
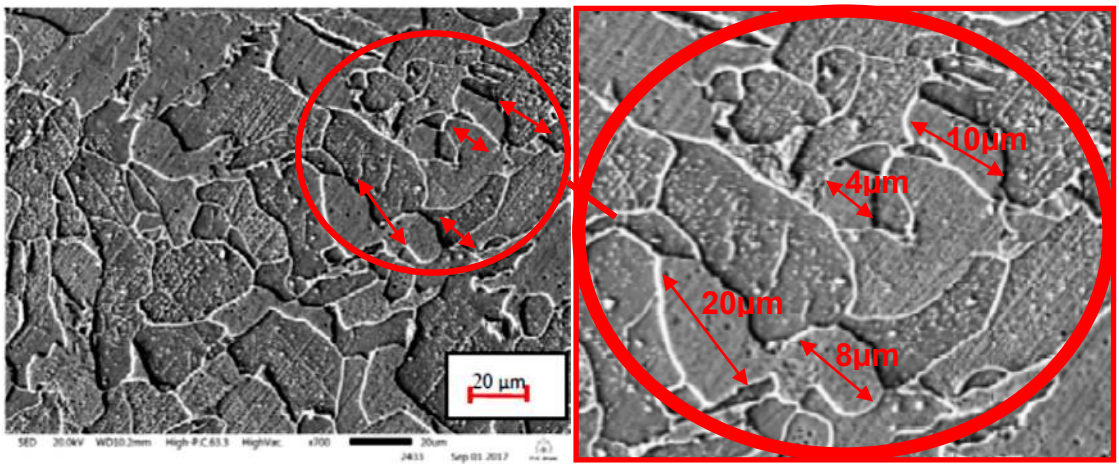


Figura 6. Dureza média do substrato e dos recobrimentos para os três tratamentos térmicos (autores, 2018).

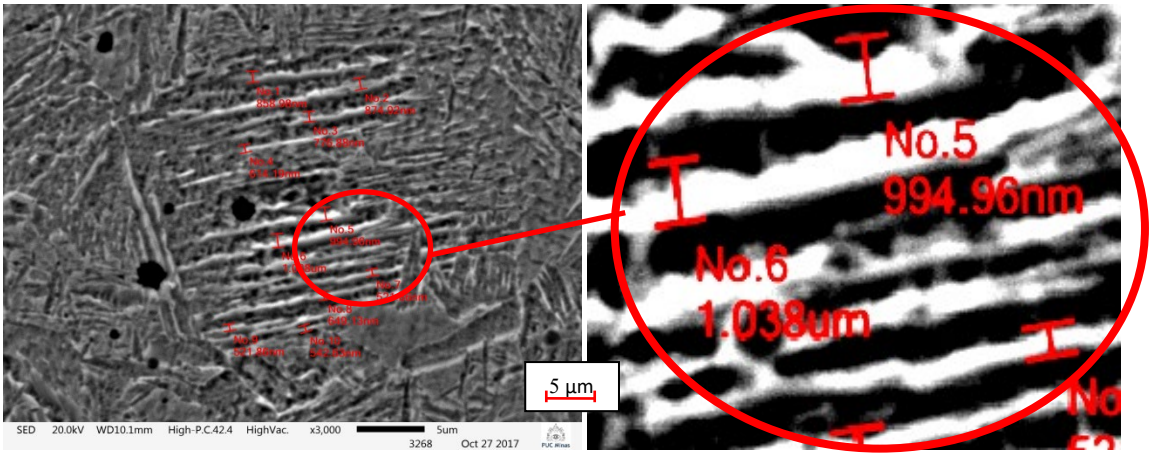
Na Figura 7a observa-se os efeitos da normalização sobre a superfície do recobrimento, onde foram selecionados grãos perlíticos para medição do diâmetro médio, não sendo encontrado divergências as medidas estimadas referenciadas na literatura, principalmente quando correlacionadas as medidas de durezas para as fases presentes.

Com ampliações entre 2000 e 3000 vezes foi possível por meio da microscopia eletrônica de varredura identificar pacotes de conjuntos de ripas de martensita, tanto para o recobrimento sob têmpera profunda, quanto para o recobrimento sob têmpera superficial. A morfologia é a mesma para ambos os casos, porém ao realizar as medições das espessuras das ripas de martensita foram encontrados os seguintes resultados

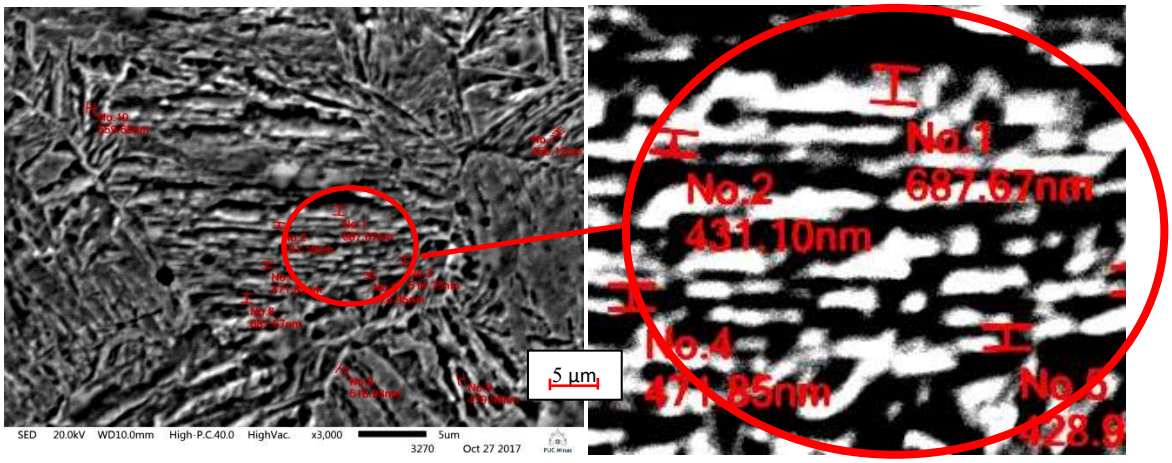
descritos nas Fig. 7(b) e 7(c) e na Tab. 4. Na Figura 7(b) encontra-se em ampliação a superfície do recobrimento sob têmpera profunda com pacotes e ripas martensíticas sensivelmente maiores (aproximadamente o dobro em espessura medida no MEV) em relação as ripas do recobrimento sob têmpera superficial. (Fig. 7(c)).



(a)



(b)



(c)

Figura 7. Medição dos grãos de perlita e das ripas de martensita dos recobrimentos: (a) normalização e Ø dos grãos (b) têmpera profunda e espessura das ripas (c) têmpera superficial e espessura das ripas (autores, 2018).

Tabela 4 Ø dos grãos de perlita, espessuras das ripas de martensita, e valores de microdureza

Recobrimentos	Médias grãos/ripas (nm)	Microdureza (HV)
Normalização (perlita)	10500 ± 6800	173 ± 14
Têmpera profunda (martensita)	908,75 ± 106	356 ± 06
Têmpera superficial (martensita)	477,47 ± 47	466 ± 29

Fonte: autores, 2020.

Os grãos perlíticos possuem em média Ø = 10,5 µm, bem próximos dos diâmetros encontrados na literatura consultada para perlita hipoeutetóide e com dureza também relativamente próxima para a fase em questão. Comparativamente observa-se que para as espessuras de ripas no revestimento sob têmpera profunda (aproximadamente 909 nm) são em média aproximadamente duas vezes maiores que as ripas do recobrimento sob têmpera superficial (aproximadamente 477 nm), e a dureza medida é menor em torno de 24% da dureza medida para o revestimento sob têmpera superficial. Pode-se inferir com base nas medições obtidas que à medida que as espessuras das ripas diminuem ocorre a elevação da dureza, coerência afirmativa a relação de elevação de dureza em função de refinamento de grãos (Shackelford, 2015a, Callister, 2012b, Reed-Hill, 1982c).

Na Figura 8 observa-se a relação comparativa dos valores medidos para a dureza dos revestimentos e as respectivas medidas de diâmetro médio dos grãos perlíticos (normalização) e das espessuras das ripas de martensita (têmpera profunda e superficial).

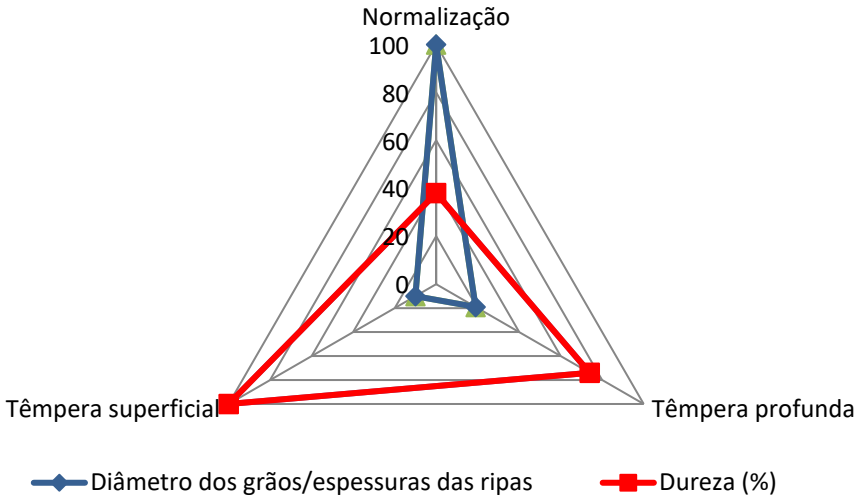


Figura 8. Valores relativos dos parâmetros associados (autores, 2020).

Os valores aumentados para dureza em têmpera são esperados em relação aos valores em normalização. Destaca-se a visualização das diferenças de espessuras e dureza dos revestimentos sob têmpera profunda e têmpera superficial, possibilitando a partir de então inferir sobre a relativa elevação de dureza entre têmpera superficial e têmpera profunda, o que inicialmente não era identificado pelas formações martensíticas que a princípio são morfologicamente semelhantes. Entretanto, na têmpera superficial, é de se esperar um resfriamento mais rápido que na têmpera profunda, o que leva à formação de ripas de martensita mais refinadas e, portanto, de maior dureza, conforme indicam os resultados da Tabela 4.

CONSIDERAÇÕES FINAIS

Diante dos resultados apresentados pode-se concluir que:

- A microestrutura após a deposição do recobrimento foi caracterizada por formações de fases perlíticas e ferriticas. Após os tratamentos térmicos de têmpera observou-se ao MEV a formação de ripas martensíticas na morfologia dos grãos obtidos.
- Os valores de microdureza mensurados nos recobrimentos caracterizam elevação da dureza após o tratamento térmico de têmpera superficial em 150% em relação ao recobrimento normalizado e em 50% em relação ao recobrimento sob têmpera profunda.
- As espessuras de ripas no recobrimento sob têmpera profunda são em média aproximadamente duas vezes maiores que as ripas do revestimento sob têmpera superficial, e a dureza medida é menor em torno de 24% relativo à dureza medida para o revestimento sob têmpera superficial, diferença que pode ser atribuída à possível maior taxa de resfriamento no caso da têmpera superficial, consequentemente, apresentando espessuras de ripas menores e durezas maiores.
- Infere-se com base nas medições obtidas que à medida que as espessuras das ripas de martensita diminuem ocorre a elevação da dureza, em função do processo de resfriamento. Quanto maior a taxa de resfriamento (caso da têmpera superficial) menor é a espessura das ripas de martensita formada e consequentemente maior dureza observada, com ganhos expressivos no aumento da resistência ao desgaste.

Apesar da natureza intrinsicamente técnica deste trabalho, os resultados obtidos refletem diretamente nos benefícios ao meio ambiente e a sustentabilidade com a

reparação de superfícies de contato (como a maioria dos mancais de deslizamento), na ação efetiva de depositar recobrimentos sobre substratos e executar tratamentos térmicos (principalmente têmpera) para aumento da resistência que tem sido uma das soluções mais aplicadas na industria; com vistas a obtenção de superfícies altamente resistentes ao desgaste, que consequentemente geram peças e componentes longevos, que contribuirão significativamente com a redução de uso dos recursos naturais na fabricação de novas peças, e diminuição da demanda de energia empregada nas longas paradas de máquina para manutenção.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Empresa SuperMETAL, Governador Valadares-MG, pelo fornecimento de informações técnicas e pela realização do recobrimento do substrato; à empresa Durochama Tratamentos Térmicos, Betim-MG, pelo apoio técnico e realização dos tratamentos térmicos nos corpos de prova fabricados, à Escola de Engenharia da UFMG, ao laboratório de Microscopia da PUC-MG *Campus* Coração Eucarístico, pela infraestrutura disponibilizada para realização do trabalho experimental; e a CAPES e FAPEMIG pelo apoio à realização deste trabalho. O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

REFERÊNCIAS

AÇOLiver. **Certificado de qualidade da composição química do aço 1020.** Betim, 2016.
Astakhov, V.P. **Tribology of Metal Cutting.** Tribology and Interface Engineering Series, No.52. Series Editor: B.J. Editor Oxford, U.K., 2006.
AWS- American Welding Society. **Structural Welding Code—Steel:** AWS D1.1/D1.1M. 24th Edition, California, USA, 2020.
Callister, W. D. Jr..**Science and engineering materials: an introduction**. Department, John Wiley & Sons, Inc., 605 Third Avenue, New York. Seven Edition, 2012.
ESAB. **Catálogo de consumíveis.** ESAB, BR, 2013 <http://www.esab.com.br> acesso em agosto de 2017.
Eyre, T.S. **Wear Characteristic of Metals**. Source Book on Wear Control Tecnology. ASM, Metals Park, Ohio, 1978.
Krauss, G.S. Martensitic in Steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering.** A273-275: 40-57, 1999.
Lancaster, J.F. **Metallurgy of welding - Sixth Edition.** Woodhead, Oxford, UK; 1999.
Marder, A. R**.** Structure-property relationship in ferrous transformation products. **In: Phase transformations in ferrous alloys.** 1984, Warrendale. Warrendale: A. R. Marder e J. I. Goldsteis, TMS-AIME, 1984. p. 11 - 41.

Oliveira, A.R. **Tratamento térmico.** Pará: IFPA - Instituo Federal do Pará, 2007.
Reed-Hill, R.E. **Princípios de metalurgia física.** Rio de Janeiro, Ganabara Dois, 1982.
Santofimia, J.; Petrov, R.H.; Zhao, L.; Sietsma, J. Microstructural analysis of martensite constituents in quenching and partitioning steels. **Materials Characterization,** V.92, P.91-95, June 2014.
Santos, R. G. dos. **Transformações de fases em materiais metálicos.** 1 ed. Campinas, SP: UNICAMP, 432 p., 2006.
Silva, A.L.; Mei, P.R. **Aços e Ligas Especiais.** 3ª Edição revista. São Paulo: Blucher, 2010.
SILVA, S.C. ISO 26000: **Responsabilidade Social em Ênfase.** Revista Vértice, CREA-MG, edição 11, p.14 e 15, Belo Horizonte, MG, 2012.
SILVA, S.C., MOREIRA, D.P., ELER, M.L., CANGUSSU, V.M. ISO 26000: O Caminho da Padronização Industrial até a Responsabilidade Social. **Anais do 9º ENEDS**, Brasil, 2012.
SILVA, S. C. **Análise de Desempenho de Ferramentas de Corte nos Processos de Desbaste e Acabamento por Fresamento de Aço Liga MnSi**. Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2015.
SILVA, S. C. **Estudo sobre a Integridade Superficial de Revestimentos de Aço Baixa Liga MnSi depositados sobre aço ABNT 1015.** Tese (doutorado) – Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Belo Horizonte, 2021.
Shackelford, J. F. **Introduction to materials science for engineers**. University of California, Davis. — Pearson Prentice Hall: Eighth Edition, 2015.
Strohaecker, T.R.; frainer, V.J. **Princípios de Tratamentos Térmicos.** Rio Grande do Sul, 2003.
Weiss, M.; Mester, K.; Taylor, A.; Stanford, N. A critical assessment of deformation twinning and epsilon martensite formation in austenitic alloys during complex forming operations**. Materials Characterization,** V.145, P. 423-434, November 2018.

RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.