



# Wytwarzanie struktury nanokrystalicznej w warstwach wierzchnich stali po nawęglaniu próżniowym

## Formation of a nanocrystalline structure in the surface layer of vacuum carburised steel

K. WASIAK<sup>1</sup>, K. WASILUK<sup>1</sup>, dr inż. E. SKOŁĘK<sup>1</sup>, prof. nzw. dr hab. inż. W. ŚWIĄTNICKI<sup>1</sup>, prof. nzw. dr hab. inż. J. SZAWŁOWSKI<sup>1</sup>, M. SUT<sup>1</sup>, dr inż. M. KORECKI<sup>2</sup>, J. KRASON<sup>3</sup>, M. BAZEL<sup>2</sup>

1- Wydział Inżynierii  
Materiałowej Politechniki  
Warszawskiej, e-mail: wim@  
inmat.pw.edu.pl  
2-Seco/Warwic  
ul. Sobieskiego 8  
66-200 Świebodzin  
3- Bodycote Polska



### W KILKU SŁOWACH

W wyniku poddania stali niskowęglowych, procesowi nawęglania, hartowania i niskiego odpuszczania powstają znaczne naprężenia własne mogące doprowadzić nawet do pęknięcia materiału. W artykule przedstawiono badania mające na celu opracowanie takiej obróbki cieplnej, która zapewni uzyskanie pożądanych właściwości stali i zredukuje to niekorzystne zjawisko



### SUMMARY

By subjecting a low carbon steel to carburisation, hardening, and low temperature tempering, a high level of residual stress is produced, which can result even in cracking of the material. The article discusses research aimed at developing a heat treatment method that would allow for achieving the desired steel properties while minimising the adverse effects.

## 1. Wstęp

Celem zwiększenia twardości i odporności na tarcie i zużycie stali niskowęglowych, poddaje się je procesowi nawęglania, a następnie hartowaniu i niskiemu odpuszczaniu. Obróbka taka poprawia właściwości mechaniczne i eksploatacyjne powierzchni stali, prowadzi jednak do powstania wysokich naprężeń własnych, a w rezultacie do dystorsji, a nawet pęknięć obrabianego elementu [1]. Jest to skutek odmiennego charakteru przemian fazowych zachodzących w niskowęglowym rdzeniu oraz w warstwie wierzchniej, w której podczas procesu hartowania tworzy się wysokowęglowy martenzyt. Jedną z metod zmniejszenia tych niekorzystnych zjawisk jest zastąpienie przemiany martenzytycznej przemianą bainityczną, co może zmniejszyć dystorsję elementu nawet o rząd wielkości [2, 3]. Właściwości mechaniczne bainitu górnego, a nawet bainitu dolnego nie są jednak lepsze od właściwości odpuszczonego martenzytu z powodu obecności cementytu w tych składni-

kach strukturalnych. Celem pracy było opracowanie takiej obróbki stali po nawęglaniu, która pozwoli zredukować te niekorzystne efekty, a jednocześnie zapewni właściwości mechaniczne warstwy wierzchniej zbliżone do właściwości stali po hartowaniu martenzytycznym i niskim odpuszczaniu. Właściwościami takimi cechuje się struktura nanokrystalicznego bainitu (nanobainitu), która może się utworzyć w trakcie izotermicznego procesu niskotemperaturowej bainityzacji stali o podwyższonej zawartości krzemu lub aluminium [4-8]. Oba te pierwiastki hamują wydzielanie cementytu podczas przemiany bainitycznej. W rezultacie powstaje nanobainit bezwęglkowy składający się z płytek ferrytu bainitycznego o nanometrycznej grubości, rozdzielonych cienkimi warstwami wzbogaconego w węgiel austenitu resztkowego [5, 8]. Doniesienia literaturowe wskazują, że nanobainit można również wytworzyć w nawęglonych warstwach wierzchnich stali niskowęglowych na drodze precyzyjnie zaprojektowanego procesu hartowania z przystankiem izotermicznym

[9-11]. W pracy przedstawiono charakterystykę mikrostruktur nawęglonych warstw wierzchnich uzyskanych w wyniku zastosowania procesów hartowania z przystankiem izotermicznym w dolnym zakresie temperatur przemiany bainitycznej w trzech stalach do ulepszania cieplnego. Porównano właściwości wytworzonych warstw wierzchnich z właściwościami uzyskanymi po konwencjonalnych procesach hartowania i niskiego odpuszczania.

## METODYKA BADAŃ

### Materiał badań

Przedmiotem badań przedstawionych w pracy były stale: 38CrAlMo6-10 oraz 35CrSiMn5-5-4. Skład chemiczny poszczególnych stali został przedstawiony w tabeli 1.

Tabela. 1. Skład chemiczny badanych stali.

Nazwa	Skład chemiczny % wag.										
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Mo	V	Al	Ni
38CrAlMo6-10	0,40	0,65	0,32	0,017	0,003	0,16	1,54	0,25	-	0,99	0,20
35CrSiMn5-5-4	0,35	0,95	1,30	0,012	0,007	0,15	1,31	0,018	0,006	0,04	0,14

### Obróbka cieplna

Próbki stali w postaci prętów płaskich poddano nawęglaniu próżniowemu metodą iniekcijną w firmie Seco/Warwick. Obróbkę przeprowadzono w technologii FineCarb® zgodnie z patentem [12] w piecu próżniowym 15.0VPT-4022/24N.

Atmosferę nawęglającą uzyskiwano poprzez zastosowanie mieszaniny acetyleny, etylenu i wodoru. Nawęglanie przebiegało w temperaturze 1000 °C i podzielone było na 10 następujących po sobie cykli nasycania i dyfuzji zakończonymi 2h dyfuzją. Z uwagi na możliwość znacznego rozrostu ziarna austenitu, bezpośrednio po procesie nawęglania wykonano perlityzację w 650 °C przez 30 min.

Następnie wsad nagrzano do temperatury 850 °C, wytrzymało przez 20 min i wolno schłodzo-

no z piecem do temperatury otoczenia. Czasy poszczególnych procesów nasycania i dyfuzji dobrano na podstawie symulacji przeprowadzonych przy użyciu programu SimVaC Plus®. W celu określenia zawartości węgla na przekroju uzyskanej warstwy nawęglonej przeprowadzono badanie składu chemicznego metodą emisyjnej spektroskopii optycznej ze wzbudzeniem iskrowym.

Nawęglone próbki zostały poddane obróbce cieplnej w piecach laboratoryjnych. Składała się ona z austenitizacji i hartowania izotermicznego w kąpeli cynowej (stopie Sn-Ag, o temperaturze topnienia ok. 220°C). Austenityzację próbek przeprowadzono w piecu gazoszczelnym FCF-V12CprG w atmosferze ochronnej azotu, proces hartowania izotermicznego w cynie, w piecach laboratoryjnych PK-40/6. Część nawęglonych próbek poddano procesowi austenitizacji i hartowaniu poprzez nadmuch gazu obojętnego (sprężonego azotu) do temperatury

przystanku izotermicznego w próżniowym piecu przemysłowym firmy Seco/Warwick.

W tym ostatnim przypadku wszystkie etapy hartowania izotermicznego realizowane były w sposób ciągły, w jednej komorze.

Aby dobrać optymalne parametry obróbek izotermicznych wykonano badania charakterystycznych parametrów przemian fazowych w stali przed nawęglaniem oraz w nawęglonych próbkach dylatometrycznych. Do tego celu użyto dylatometru hartowniczego Bähr 805L. Opierając się na wynikach powyższych badań dobrano parametry przystanku izotermicznego tak, aby temperatura wyżarzania znajdowała się powyżej temperatury Ms dla pewnej grubości warstwy, a czas wyżarzania izotermicznego zapewnił zakończenie przemiany bainitycznej w tej temperaturze. Parametry zastosowanych obróbek przedstawia tabela 2.

	Austenitizacja		Wyżarzanie izotermiczne	
	T [°C]	T [min]	T [°C]	T [h]
38CrAlMo6-10	0,40	0,65	0,32	0,017
35CrSiMn5-5-4	0,35	0,95	1,30	0,012

Tabela. 2. Parametry obróbek cieplnych badanych stali.





### Charakterystyka mikrostruktury

Obserwacje mikrostruktury warstwy nawęglanej po obróbkach izotermicznych przeprowadzono na zglądach metalograficznych trawionych nitalem oraz cienkich foliach wyciętych bezpośrednio z powierzchni próbek oraz z głębokości 0,9 mm. Obserwacje metalograficzne przeprowadzono za pomocą mikroskopu świetlnego Nikon Eclipse MA200 oraz skaningowego mikroskopu elektronowego Hitachi S-3500N. Obserwacje cienkich folii dokonano za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego JEOL 1200, pracującego przy napięciu 120 kV. W celu identyfikacji składników fazowych zostały przeanalizowane obrazy dyfrakcji elektronów. Wykonano obserwacje zarówno w jasnym polu (BF) oraz ciemnym polu (DF) wykorzystując refleksy pochodzące od różnych faz.

### Charakterystyka właściwości

Badania rozkładu mikrotwardości na przekroju poprzecznym warstwy przeprowadzono metodą Vickersa przy obciążeniu 200g na twardościomierzu Zwick 3212002. Pomiarów dokonano co 100 µm od nawęglonej powierzchni do głębokości 3mm w trzech seriach pomiarowych, z których wyciągnięto średnią wartość twardości dla każdej odległości pomiarowej oraz wyznaczono błąd pomiaru na podstawie odchylenia standardowego.

Badania odporności na zużycie przez tarcie przeprowadzono metodą rolka-klocek zgodnie z normą ASTM G77 przy użyciu testeraT - 05, po dobiegnięciach 200N i 400N na próbkach w kształcie prostopadłościanów o szerokości 6,35mm. Jako przeciwpróbkę użyto pierścieni o średnicy zewnętrznej 34,99 mm, wykonanych ze stali łożyskowej 100Cr6 o twardości 62 HRC. Badania przeprowadzono w temperaturze pokojowej z wykorzystaniem ośrodka smarowego w postaci oleju Lux10. Prędkość poślizgu powierzchni trących wynosiła 0,25 m/s, prędkość obrotowa przeciwpróbki - 316 obr/min. Czas trwania każdego biegu pary trącej to 100 min. Po przeprowadzonych próbach za pomocą mikroskopu świetlnego dokonano pomiarów szerokości wytarcia próbek i na podstawie uzyskanych wyników wyznaczono objętość wytarcia dla każdego biegu.

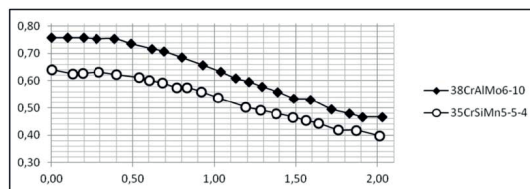
### Wyniki

#### Charakterystyka nawęglonych warstw wierzchnich

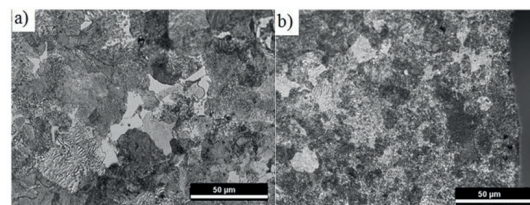
Rozkład stężenia węgla na przekroju poprzecznym badanych stali przedstawione zostały na rysunku 1. Nawęglone warstwy wierzchnie poszczególnych stali różniły się stężeniem węgla na powierzchni. Zawartość węgla na powierzchni nawęglonych stali była niższa od zakładanych 0,8%; w przypadku stali 38CrAlMo6-10 wynosiła ok. 0,76%, natomiast w stali 35CrSiMn5-5-4 ok. 0,64%. Wytworzone warstwy wierzchnie charakteryzowały się stałą zawartością węgla do głębokości ok. 0,5mm z następującym łagodnym spadkiem stężenia tego pierwiastka do wartości początkowej. Grubość warstw nawęglonych w badanych stalach przekraczała 2mm.

W mikrostrukturze próbki metalograficznej stali 38CrAlMo6-10 obserwowano obecność perlitycznej warstwy wierzchniej oraz perlityczno - ferrytycznego rdzenia (rys. 2). Ilość perlitu i ferrytu na granicy tych dwóch obszarów zmienia się w sposób płynny. Mikrostruktura rdzenia (rys. 2a) charakteryzuje się niewielką ilością ferrytu (ok. 25%) oraz kolonii perlitu o różnej grubości płytek. Warstwa wierzchnia (rys. 2b) składa się wyłącznie z perlitu drobno- i grubopłytkowego, nie zaobserwowano ziaren ferrytu ani cementytu drugorzędowego.

W warstwie nawęglonej stali 35CrSiMn5-5-4 występuje struktura perlityczna (rys. 3a). Rdzeń tej stali posiada strukturę perlityczną ze znikomą ilością ferrytu (rys. 3b).

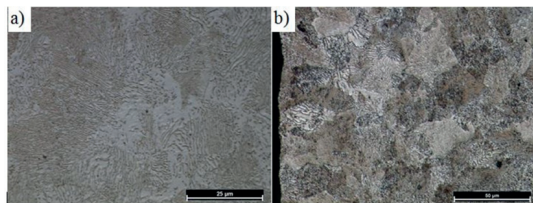


Rys. 1. Rozkład zawartości węgla na przekroju poprzecznym nawęglonej warstwy



Rys. 2. Mikrostruktura stali 38CrAlMo6-10 po nawęglaniu. Próbką metalograficzną: a) rdzeń, b) warstwa. Pow 500x, trawienie nitalem.





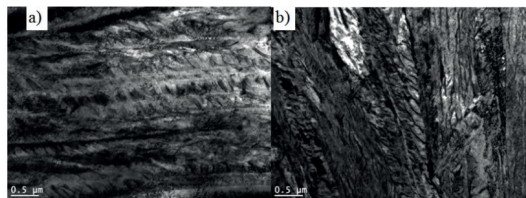
Rys. 3. Mikrostruktura stali 35CrSiMn5-5-4 po nawęglaniu. Próbkę metalograficzną: a) rdzeń 1000x, b) warstwa 500x, trawienie nitałem.

### Mikrostruktura warstwy wierzchniej po bainityzacji

Stal 38CrAlMo - W stali po procesie nawęglania i hartowaniu izotermicznym w temperaturze 250°C przez 48h wytworzono mikrostrukturę bainitu o grubości płytek od 9 nm do ponad 2,3  $\mu\text{m}$  przy powierzchni zewnętrznej próbki (rys. 5a, 5b). Średnia zmierzona grubość płytek bainitu przy powierzchni wynosi 414 nm  $\pm$  111 nm). Pomiedzy płytkami bainitu występują warstwy austenitu resztkowego o grubości w zakresie od 9 nm do ponad 1,6  $\mu\text{m}$ . Średnia grubość warstw 2 austenitu wynosi 233 nm  $\pm$  94,8 nm). Austenit występuje także w formie pojedynczych bloków - o powierzchni od 0,17  $\mu\text{m}^2$  do 0,34  $\mu\text{m}^2$ . Łączny udział objętościowy obu form austenitu w warstwie przypowierzchniowej stali wynosi ok. 11  $\pm$  2,16 %. Na obrazach dyfrakcji elektronów obserwowano również słabe refleksy pochodzące od cementytu. Na głębokości ok. 0,9 mm od powierzchni próbki zaobserwowano spadek zawartości austenitu resztkowego do ok. 5,75 %  $\pm$  2,59 %. Zakres grubości listew ferrytu zmniejszył się do 54÷242 nm (średnia grubość listew wynosi 125 nm  $\pm$  14 nm) a zakres grubości warstw austenitu zmniejszył się do 3÷84 nm (średnia grubość listew austenitu wynosiła 45 nm  $\pm$  12 nm). W tym przypadku na dyfrakcji elektronów również obserwowano refleksy pochodzące od cementytu.

Zarówno przy powierzchni jak i w głębi warstwy obserwowano obszary, w których występowały duże, mikrometrycznej wielkości ziarna ferrytu, wewnątrz których znajdowały się podłużne płytki cementytu o szerokości dochodzącej nawet do 32 nm, przy czym ilość tych obszarów zmniejsza się wraz ze zwiększaniem odległości od powierzchni.

Stal 35CrSiMn5-5-4 - W warstwie nawęglonej na stali 35CrSiMn5-5-4 w wyniku procesu harto-



Rys. 5. Obraz TEM mikrostruktury stali 38CrAlMo6-10 nawęglonej i wyżarzanej izotermicznie w temperaturze 250°C: a) przy powierzchni, b) na głębokości 0,9mm od powierzchni

wania izotermicznego w temperaturze 320 °C wytworzono strukturę bainitu bezwęglkowego o nanometrycznej grubości płytek ferrytu, poprzedzielanych warstwami austenitu szczątkowego (rys. 6a). Zmierzona grubość płytek ferrytu bainitycznego wynosi od 15 nm do 201 nm a warstw austenitu od 3nm do 135 nm, przy czym średnia wyliczona grubość płytek ferrytu wynosi 65 nm  $\pm$  4 nm, a warstw austenitu 26 nm  $\pm$  2 nm.

Austenit szczątkowy w warstwie nawęglonej występuje również w postaci bloków o powierzchni od 0,09  $\mu\text{m}^2$  do 0,93  $\mu\text{m}^2$  (rys. 7). Oszacowany na podstawie zdjęć elektromikroskopowych udział austenitu szczątkowego w warstwie wynosi 20,2 %  $\pm$  3,5 %. Powstała struktura jest stosunkowo jednorodna pod względem wielkości ziaren, obserwowano jednak obszary o różnej zawartości austenitu. W strukturze widoczne były pojedyncze, nie tworzące skupisk węgliki pierwotne.

W wyniku przeprowadzonej obróbki hartowania izotermicznego w rdzeniu powstała struktura submikronowego bainitu bezwęglkowego (rys. 6b) złożonego z płytek ferrytu o grubości od 11 do 370 nm. Wyliczona średnia grubość płytek bainitu wynosi 140 nm  $\pm$  10 nm. Udział austenitu w rdzeniu jest znacznie mniejszy niż w warstwie nawęglonej i wynosi ok. 11,38 %  $\pm$  2,3 %. Austenit występuje głównie w postaci niewielkich bloków (od 0,086  $\mu\text{m}^2$  do 0,288  $\mu\text{m}^2$ ) lub grubszych warstw, od 4 do 176 nm (średnia grubość warstw austenitu wynosi 46 nm  $\pm$  6 nm). W strukturze obserwowano również stosunkowo dużo ziaren ferrytu o wielkości ok. 0,5  $\mu\text{m}$  (rys. 6). Zgodnie z danymi literaturowymi wydłużanie czasu obróbki izotermicznej powyżej pewnej krytycznej wartości powoduje, że dochodzi do koalescencji ziaren ferrytu oraz do tworzenia austenitu w postaci bloków [13, 14]. Na wzrost wielkości ziaren poszczególnych faz

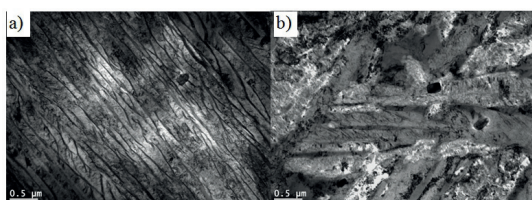




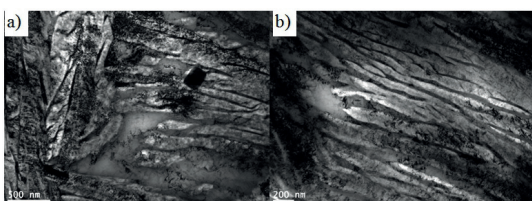
Literatura

[1] Anil Kumar Sinha, Defects and Distortion in Heat-Treated Parts, ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating (2001) 601-619  
 [2] Skocovsky P., Durmis I., Palcek p., Badania technologii hartowania bainitycznego stali żelazkowej 100Cr62001, Zeszyty Naukowe. Mechanika / Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Z50(233), (2001) 35-40  
 [3] Amey C.M., Huang H., Rivera-Diaz-del-Castillo P.E.J., Distortion in 100Cr6 and nanostructured bainite, Materials and Design 35 (2012)66-71  
 [4] Caballero F. G., Badeshia H. K. D. H., Mawella K. J. A.: Very strong low temperature bainite, Mat. Sci and Technol. 18 (2002), 279÷284  
 [5] Garcia-Mateo C., Caballero F. G., Badeshia H. K. D. H.: Acceleration of low-temperature bainite, ISJ Int. 43 (2003) 1821÷1825  
 [6] Garcia-Mateo C., Caballero F. G., Badeshia H. K. D. H.: Development of hard bainite, ISJ Int. 43 (2003) 1238÷1243  
 [7] Dharamshi H. K., Badeshia H. K. D. H., Garcia-Mateo C., Brown P.: Bainite Steel and Methods of Manufacture Thereof, Patent Application Publication, No US 2011/0126946 A1, 2 June 2011  
 [8] Świątnicki W.A., Pobjedzińska K., Skolek E., Golaszewski A., Marciniak Sz., Nadolny L., Szawłowski J.: Otrzymywanie struktury nanokryształicznej w stalach przy wykorzystaniu przemiany bainitycznej, Inżynieria Materiałowa, rok XXXIII, nr 6 (2012) 524-529  
 [9] Zhang F. C., Wang T. S., Zhang P., Zheng C. L.: A novel method for the development of a low-temperature bainitic microstructure in the surface layer of low-carbon steel, Scripta Mat. 59 (2008) 294÷296  
 [10] Zhang P., Zhang F. C., Wang T. S.: Preparation and microstructure characteristics of low-temperature bainite in surface layer of low carbon gear steel, Applied Surface Sci. 257 (2011) 7609÷7614  
 [11] Zhang P., Zhang F. C., Yan Z. G., Wang T. S., Qian L. H.: Wear property of low-temperature bainite in the surface layer of a carburized low carbon steel, Wear 271 (2011) 697÷704  
 [12] Kula P., Olejnik J., Heilman P.: European Patent No.: EP1558780 (2007), United States Patent No.: US 7513958 (2009)  
 [13] Bhadeshia H.K.D.H., Nanostructured bainite, Proc. R. Soc. A 466 (2010) 3-18.  
 [14] Liu C., Zhao Z., Bhole S.D., Lathlike upper bainite in a silicon steel, Materials Science and Engineering A 434 (2006) 289-293  
 [15] Lee Y.K., Shin H.C., Jang Y.C., Kim S.H., Choi C.S., Effect of isothermal transformation temperature on amount of retained austenite and its thermal stability in a bainitic Fe-3%Si-0.45%Cr-X steel, Scripta Materialia 47 (2002) 805-809  
 [16] Skolek E., Marciniak S., Świątnicki W., Determination of phase composition in commercial Cr-Si-Mn steel after austempering treatment, Inżynieria Materiałowa – w druku  
 [17] De Cooman B.C., Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite, Current Opinion in Solid State and Materials Science 8 (2004) 285-303

wpływa również temperatura obróbki [15]. Jednocześnie zawartość austenitu szcążkowego zmniejsza się wraz ze zwiększeniem czasu obróbki [13]. Czas przemiany bainitycznej w temperaturze 320 °C dla stali 35CrSiMn5-5-4 wynosi nieco poniżej 2 godzin. Zastosowana w pracy obróbka trwała 24 godziny – dlatego też wielkość ziaren ferrytu i austenitu w rdzeniu zwiększyła się, a zawartość austenitu spadła w porównaniu z wcześniejszą obróbką prowadzoną dla tej stali [16].



Rys. 6. Mikrostruktura stali 35CrSiMn5-5-4 po obróbce hartowania izotermicznego w temperaturze 320°C, a) warstwa nawęglona, b) rdzeń

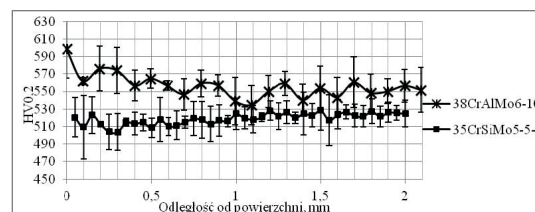


Rys. 7. Obszary austenitu blokowego w warstwie nawęglonej w stali 35CrSiMn5-5-4 po obróbce hartowania izotermicznego w temperaturze 320 °C

**Mikrotwardość**

Rozkłady twardości warstwy nawęglanej po obróbkach izotermicznych przedstawiono na rysunku (8). W przypadku stali 38CrAlMo6-10 poddanej obróbce w 250°C twardość zmierzona na powierzchni wynosiła ok. 600 HV0,2. Na przekroju warstwy, wartości twardości zmieniały się w niewielkim stopniu, w przedziale 540÷560 HV0,2. Twardość na nawęglonej powierzchni tej stali po konwencjonalnym hartowaniu w oleju i odpuszczaniu w 200°C przez 1h wynosiła 690HV0,2. W przypadku stali 35CrSiMn5-5-4 twardość warstwy nawęglonej po hartowaniu i niskim odpuszczaniu jest o ok. 200 jednostek wyższa od twardości stali nawęglonej po obróbce hartowania izotermicznego w temperaturze 320 °C. Związane jest to najprawdopodobniej z dużą zawartością austenitu szcążkowego w warstwie o strukturze nanobainitu. W stali obrobionej konwencjonalnie twardość nie zmienia się na

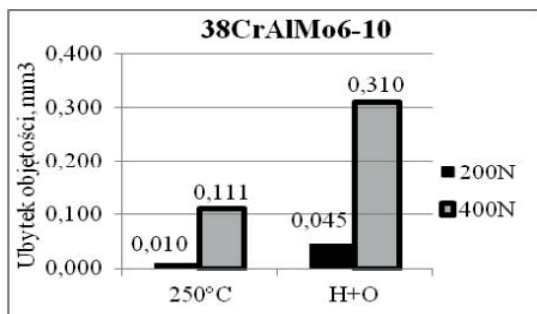
przekroju warstwy. W przypadku stali po nanostrukturacji twardość nieznacznie wzrasta wraz ze zwiększaniem odległości od powierzchni, szczególnie widoczne jest to przy zastosowaniu wyższego obciążenia – wraz ze zwiększaniem odległości od powierzchni zmniejsza się zawartość węgla, a co za tym idzie spada zawartość austenitu szcążkowego w strukturze nanobainitu.



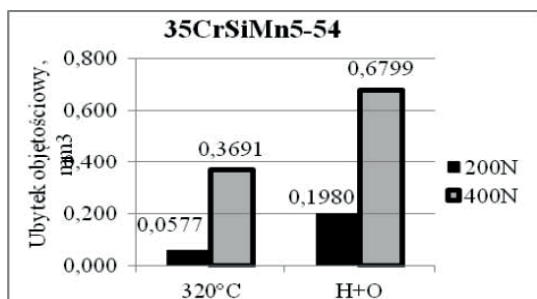
Rys. 8. Rozkład twardości na przekroju poprzecznym warstwy nawęglonej po obróbkach izotermicznych.

**Odporność na zużycie**

Wyniki pomiarów objętości wytarcia po przeprowadzonych testach odporności na zużycie przedstawione zostały na rysunku 9a. Warstwa nawęglona na stali 38CrAlMo6-10 po obróbce izotermicznej w 250°C charakteryzowała się ponad trzykrotnie mniejszymi wielkościami wytarcia od warstwy ulepszonej cieplnie dla obu zastosowanych obciążeń, przy czym objętość wytarcia po obciążeniu 400N jest dziesięciokrotnie większa niż po obciążeniu 200N. W przypadku stali 35CrSiMn5-5-4 badania tribologiczne wskazują, iż warstwa nawęglona a następnie poddana obróbce hartowania izotermicznego charakteryzuje się znacznie większą odpornością na zużycie przez tarcie w porównaniu do znacznie twardszej warstwy nawęglonej obrobionej konwencjonalnie. Związane jest to najprawdopodobniej z dużą zawartością austenitu szcążkowego w warstwie o strukturze nanobainitu, który pomimo, iż jest fazą stosunkowo miękką to pod wpływem działających podczas tarcia naprężeń może ulegać przemianie martenzytycznej indukowanej odkształceniem – tzw. efekt TRIP [11, 17]. W wyniku tego zjawiska znacznie wzrasta twardość w miejscu styku, co z kolei może wpłynąć na poprawę odporności na ścieranie w stosunku do próbek obrobionych konwencjonalnie [11].



Rys. 9.a Objętość wytarcia po próbie odporności na ścieranie 38CrAlMo6-10



Rys. 9.b. Objętość wytarcia po próbie odporności na ścieranie 35CrSiMn5-5-4

## Podsumowanie

W wyniku przeprowadzonej obróbki nawęglania próżniowego metodą FineCarb® uzyskano w badanych stalach nawęglone warstwy wierzchnie o znacznej grubości i prawidłowym profilu stężenia węgla. Różnice w powierzchniowej zawartości węgla w badanych materiałach świadczą o konieczności starannego doboru parametrów procesu dla każdej stali. Przeprowadzone obróbki hartowania izotermicznego stali 38CrAlMo6-10 oraz 35CrSiMn5-5-4 pozwalają na wytworzenie struktury bainitu o nanometrycznej lub submikronowej wielkości w warstwie nawęglonej. Zwiększenie zawartości węgla w warstwie, w porównaniu do materiału w stanie wyjściowym, sprzyja tworzeniu dużej ilości austenitu szczątkowego, który w trakcie ścierania, pod wpływem działających naprężeń ulega przemianom martenzytycznej. Dzięki temu zjawisku wytworzona struktura, pomimo niższej twardości, w znaczącym stopniu zwiększa odporność na zużycie przez tarcie badanej stali.

## Podziękowania

Praca została zrealizowana dzięki wsparciu finansowemu Projektu Strukturalnego nr WND-POIG.01.01.02-14-100/09, pt.: „Wytwarzanie stali o strukturze nanokrystalicznej przy wykorzystaniu przemian fazowych” realizowanego w ramach Programu Operacyjnego Innowacyjna Gospodarka, lata 2007-2013, współfinansowanego z Europejskiego Funduszu Rozwoju Regionalnego.

## e-r-s to ...

planowanie i wykonawstwo kompletnych projektów wymurówek i innych osłon ogniotrwałych włącznie z:

- projektem inżynierskim
- dostawą materiałów
- udostępnieniem wykwalifikowanej kadry
- przygotowaniem dokumentacji i badań.

to ...

- zabudowywanie nowych oraz utrzymanie i konserwacja już istniejących instalacji
- magazynowanie materiałów również na pilne, doraźne potrzeby naszych Klientów
- produkcja prefabrykatów ogniotrwałych
- osuszanie, wstępne podgrzewanie osłon ogniotrwałych



## Posiadamy:

- dział serwisowo-montażowy (z ok. 80 pracownikami)
- wykwalifikowaną kadrę zarządzającą z fachową wiedzą i doświadczeniem
- własnych certyfikowanych spawaczy
- własny dział inżynieryjny i projektowy
- magazyny składowania
- flotę pojazdów serwisowych
- nowoczesne maszyny budowlane.



## Nasz główny obszar działalności to:

- komunalne lub szczególne spalarnie odpadów
- instalacje i agregaty przemysłu chemicznego i petrochemicznego
- instalacje topnienia i wylewania metali nieżelaznych
- instalacje produkujące parę wodną
- kotły, piece z kompletnym wyścieleniem materiałami włóknistymi.

e-r-s Polska sp. z o.o. - biuro handlowe i magazyn Wrocław  
tel.: 71 349 94 13, faks: 71 349 94 09  
ul. Jerzmanowska 17, bud. F1, 54-530 Wrocław  
www.e-r-s.eu, info@e-r-s.eu

## Termobudowa S.C.

Firma Termobudowa s.c. M.Lewandowski & T.Lewandowski jest firmą rodzinną z tradycjami. Pod nazwą Termobudowa s.c istnieje od grudnia 2005 roku, powstała na bazie firmy Z.M.C.I - J.R. Lewandowscy istniejącej od 1986 roku. Firma nasza koncentruje się na świadczeniu wysokiej jakości usług w zakresie budowy i remontów wymurówek i wykładzin izolacyjnych, ogniotrwałych i żaroodpornych:

- kotłów energetycznych
- kotłów ciepłowniczych
- pieców cynkowniczych
- pieców komorowych
- pieców przelotowych
- pieców tunelowych
- pieców wielostrefowych

Ponadto wykonujemy izolacje termiczne ciepło i zimnochronne instalacji energetycznych, ciepłowniczych, hutniczych, rurociągów. Dewizą naszej firmy jest zadowolenie klientów z dobrego i terminowego wykonania naszych usług przy zachowaniu najwyższych standardów bhp i ochrony środowiska. W tym celu nasi pracownicy posiadają wysokie kwalifikacje i legitymują się niezbędnymi uprawnieniami.

