Fryderyk Staub, Emil Olewicz

Hartowanie stali szybkotnących prądami indukcyjnymi

Hartowaniu indukcyjnemu poddano próbki ze stali szybkotnącej stosując zmienną temperaturę i czas, przy czym porównywano otrzymane wyniki z hartowaniem w kąpielach solnych. Określono także średnie twardości oraz dla porównania – mikrotwardości składników strukturalnych. Hartowanie indukcyjne wykazuje szereg zalet, jak lepszą rozpuszczalność węglików, wyższą twardość osnowy, itp., co wskazuje na celowość zastosowania opisanej metody w przemyśle.

1. Wstęp

Znaczny rozwój i wzrost produkcji maszyn datujący się od ostatnich kilkudziesięciu lat postawił wymagania w kierunku zwiększenia wydajności obrabiarek do metali oraz stosowania nowych stopów narzędziowych. W związku z tym wyłoniło się zagadnienie wyprodukowania na drodze empirycznej takiej stali narzędziowej, która mogłaby obrabiać metale z większymi szybkościami skrawania oraz – co się z tym łączy – aby samo narzędzie zachowywało swe dodatnie cechy bez zmian pod wpływem nagrzewania się w czasie pracy.

Próby wynalezienia takiej stali narzędziowej były wielokrotnie podejmowane, lecz początkowo nie dały zadowalających wyników. Z końcem ubiegłego wieku np. próbowano stosować stal o następującym składzie chemicznym: 2,15% C, 1,04% Si, 1,58% Mn, 0,46% Cr i 5,54% W [2]. Własności tej stali okazały się jednak nie wystarczające, toteż po krótkim okresie zaprzestano dalszych prób.

Dopiero w 1906 r. Taylor i White [1] ustalili skład chemiczny stali narzędziowej wolframowo-chromowej o zawartości 0,68% C, 0,15% Mn, 0,15% Si, 18,0% W i 5,0% Cr, która prawie nie uległa zmianie w przeciągu 50 lat. Stal ta dzięki swoim własnościom została nazwana *stalą szybkotnącą*. Okazało się bowiem, że zachowuje ona swoje wyborowe własności skrawające nawet przy nagrzaniu się do temperatury 550–600° C dzięki hartowaniu z bardzo wysokiej temperatury zbliżonej prawie do temperatury topnienia stali [2]. Podany przez Taylora sposób obróbki cieplnej był najbardziej właściwy, ponieważ stal ta po zahartowaniu z temperatury niższej, aczkolwiek powyżej Ac_3, również stawała się twarda, lecz nie wykazywała tak doskonałych własności skrawających.

Stal szybkotnąca dzięki swym własnościom skrawającym uzyskała wkrótce uznanie i szerokie zastosowanie. Jej wyjątkowe własności, struktura i kinetyka przemian w czasie obróbki cieplnej stały się przedmiotem badań i dociekań laboratoryjnych, co również łączy się wydatnie z rozwojem metaloznawstwa i techniki obróbki cieplnej. W ostatnich latach główny wysiłek zmierza w kierunku wprowadzenia dalszych dodatków stopowych dla osiągnięcia możliwie najwyższych własności stali szybkotnącej oraz zastąpienia drogiego i trudno dostępnego wolframu innymi składnikami. Mimo to zasadniczy skład chemiczny stali szybkotnącej nie uległ dużej zmianie, jak to wykazuje tablica 1, ilustrująca ustalanie się zawartości składników stopowych [3] w stali szybkotnącej od r. 1861.

Tablica 1

Zmiana składu chemicznego gatunków stali szybkotnącej od 1861 r.

Składnik	Stal opracowana przez				Stal obecna SW 18
	Musheta 1861 r.	Musheta 1894 r.	Taylora i White'a 1898 r.	Taylora i White'a 1906 r.	
% C	2,0—2,4	2,40	1,85	0,68	0,75
% Mn	1,7—2,5	1,90	0,3	0,15	0,3
% Si	0,7—1,6	0,71	0,15	0,15	0,3
% W	5,0—8,0	5,62	8,0	18,0	18,0
% Cr	—	0,49	3,8	5,0	4,5
% Mo	—	—	—	—	0,7
% V	—	—	—	—	1,0

Niemniejszą uwagę zwrócono również na technologię obróbki cieplnej stali szybkotnącej, badając głównie wpływ hartowania z różnej temperatury na trwałość ostrza skrawającego, przy wprowadzeniu nowych składników, a następnie sposobu oziębiania, odpuszczania itp. Dla dalszego zwiększenia trwałości narzędzia zastosowano obróbkę cieplno-chemiczną, poddając narzędzia cyjanowaniu w niskiej temperaturze w kąpielach solnych i w ośrodkach gazowych. Ostatnio zaczęto stosować hartowanie stali szybkotnącej prądami indukcyjnymi wielkiej częstotliwości. Ten właśnie proces jest przedmiotem niniejszego artykułu, podającego w streszczeniu wyniki pracy dyplomowej [4] wykonanej przy Katedrze Metaloznawstwa Politechniki Śląskiej.

2. Rodzaje i krótka charakterystyka stali szybkotnącej

W wyniku długoletnich badań nad własnościami stali w zależności od ich składu chemicznego ustaliły się następujące gatunki stali szybkotnącej:

a) stal szybkotnąca normalna (wolframowa),
b) stal szybkotnąca specjalna (kobaltowa i wanadowa),
c) stal szybkotnąca niskostopowa (zastępcza).

W tablicy 2 zestawiono cechy oraz skład chemiczny najczęściej używanych gatunków stali szybkotnącej pochodzenia krajowego i zagranicznego [4].

Tablica 2

Skład chemiczny najczęściej używanych gatunków stali szybkotnącej pochodzenia krajowego i zagranicznego

Oznaczenia stali	Skład chemiczny						Uwagi
	% C	% W	% Mo	% V	% Cr	% Co	
SW 18	0,68—0,78	16,5—19	0,4—0,8	1,0—1,4	4—5	—	stale krajowe
SW 9	0,78—0,88	8,0— 9,5	—	1,8—2,2	3,8—4,5	—	
SK 10	0,70—0,80	16,5—19	0,4—0,8	1,2—1,6	4—5	9,0—10,0	
SK 5	0,70—0,80	16,5—19	0,4—0,8	1,2—1,6	4—5	4,5— 5,0	
RF 1	0,70—0,80	17,5—19,0	—	1,0—1,4	3,8—4,6	—	stale radzieckie
R	0,66—0,78	17,0—18,5	—	0,5—0,8	3,8—4,5	—	
R 0	0,60—0,75	15,0—17,5	—	0,2—0,6	3,8—4,5	—	
RF 2	0,76—0,85	11,8—12,8	—	2,3—2,6	4,1—4,6	—	
RK 10	0,65—0,77	17,0—18,5	0,3—0,6	1,0—1,4	3,6—4,5	9,5—10,5	
RK 5	0,65—0,75	17,0—18,5	0,3—0,6	1,0—1,4	3,6—4,5	4,5— 5,5	
18—4—1	0,70—0,75	18	—	1	4	—	stal stosowana przed wojną wPolsce
18—4—2	0,80—0,85	18	0,75	2	4	—	
18—4—3	0,85—1,1	18	—	3	4	—	
18—4—4	1,25—1,35	14	—	4	4	—	
18—4—1+4	0,70—0,75	18	0,5	1	4	4	
18—4—2+7	0,75—0,8	18	0,75	2	4	7	
20—2,5—1,5+12	0,8—0,85	20	1,0	1,5	4,5	12	stale anglosaskie
14—4—2	0,7—0,75	14	—	2	4	—	
14—4—2+4	0,80—0,85	14	0,25	2	4	4	
molibdenowo-wolframowa	0,80—0,85	1,4	9	1	4	—	
molibdenowo-wolframowo-kobaltowa	0,80—0,85	1,4	9	1	4	7	
molibdenowa	0,80—0,85	—	10	1	4	—	

Stal szybkotnącą normalną o składzie chemicznym prawie identycznym ze stalą taylorowską cechuje wysoka zawartość wolframu. Strukturalnie należy ona do gatunków stali ledeburytycznej, która w stanie odlanym wykazuje na tle roztworu stałego eutektykę ledeburytyczną, węgliki i perlit (patrz rys. 13). Struktura jest niejednorodna, co wynika

między innymi także z powolnego przebiegu dyfuzji podczas stygnięcia. Kucie stali szybkotnącej powoduje rozbicie eutektyki ledeburytycznej, przy czym węgliki zostają rozdrobnione, struktura zaś przechodzi w perlityczno-sorbityczną z równomiernie rozłożonymi węglikami wchodzącymi uprzednio w skład ledeburytu (patrz rys. 5).

Stali szybkotnącej normalnej używa się głównie do wyrobu narzędzi skrawających, normalnie obciążonych, dla silnych nowoczesnych obrabiarek do obróbki twardych materiałów. Ze stalą normalną o składzie (18-4-1), jako typową, porównuje się własności wszystkich innych rodzajów stali szybkotnącej.

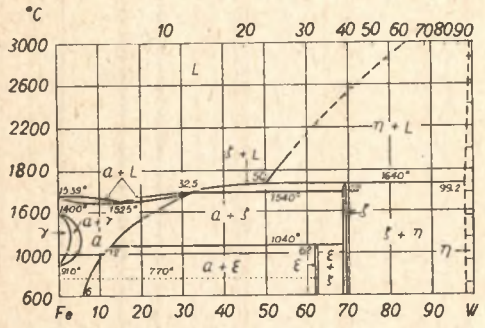
Stal szybkotnąca specjalna zawiera oprócz składników występujących w normalnej stali szybkotnącej dodatek kobaltu w ilości maksimum do 10%, który uodpornia stal na przegrzanie i nadtapianie przy hartowaniu. Poza tym kobalt zwiększa wydajność stali przy obróbce skrawaniem od 100—400% [3]. Stal tego rodzaju nadaje się do obróbki stali manganowych (stal Hadfielda), czego jak dotąd żadną inną stalą nie można było uzyskać. Ma ona również zastosowanie do wyrobu narzędzi skrawających, pracujących z najwyższą szybkością skrawania.

Stal szybkotnącą niskostopową (zastępczą) cechuje niższa zawartość wolframu, który zastąpiono częściowo innymi dodatkami, głównie molibdenem i wanadem w niewielkich ilościach. W niektórych gatunkach stali tego typu wolfram całkowicie zastąpiono innymi składnikami. Stal niskostopowa nie posiada tak doskonałych własności skrawających jak stal normalna, lecz w wielu przypadkach własności jej dorównują stali normalnej [3]. Obróbka cieplna stali zastępczej jest jednak trudniejsza, ponieważ zakres temperatury hartowania i odpuszczania jest węższy, a nieznaczne nawet zmiany warunków hartowania powodują natychmiastowe obniżenie własności skrawających narzędzia. Mimo to znajdują te stale szerokie zastosowanie w przemyśle, przede wszystkim dlatego, że są znacznie tańsze.

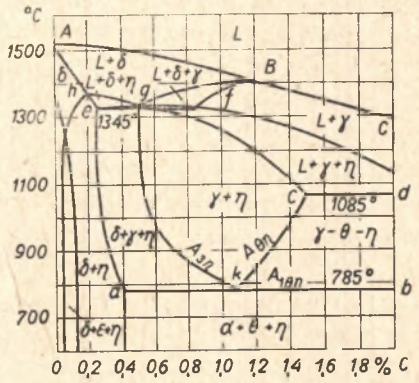
Dla omówienia różnic, jakie zachodzą przy hartowaniu stali szybkotnącej nagrzewanej w piecu przy stosowaniu prądów indukcyjnych, potrzebne jest uprzednie przedyskutowanie przemian fazowych tych rodzajów stali przy powolnym i szybkim stygnięciu. Główny wpływ na jakość i rodzaj struktury wywiera wolfram, który tworzy z żelazem roztwory stałe oraz związki międzymetaliczne Fe_3W_2 (ζ), oraz Fe_2W (ε) — rysunek 1 [1]. W stopach trójskładnikowych Fe-W-C występują ponadto związki międzymetaliczne węglików WC i W_2C oraz węgliki złożone. Dalszy składnik, chrom, nie tworzy nowych faz w wieloskładnikowych stopach stali szybkotnącej, dlatego stopy te można rozpatrywać jako układ pseudobinarny (Fe, W, Cr)—C. Objaśnia to rysunek 2 ujmujący przebieg krzepnięcia oraz tworzenia się faz w stanie stałym w zależności

od zawartości węgla [5]. Stopy o zawartości do 1,2 %C przy krzepnięciu wydzielają kryształy fazy δ.

W warunkach krzepnięcia wlewka i przy nadtopieniu w czasie hartowania występuje w strukturze tzw. faza δ, która jest dyspersyjnym wydzielaniem węglików i przypomina w mikroskopie troostyt. Faza ta przechodzi perytektyczną przemianę z roztworem płynnym, w której wyniku powstaje



Rys. 1. Układ podwójny: Fe — W; ε — Fe_2W; ζ — Fe_3W_2; η — roztwór graniczny żelaza w wolframie



Rys. 2. Układ pseudobinarny: (Fe, W, Cr) — C; η — Fe_2W_2C Θ — Fe_3C

faza γ ($\delta + L = \gamma$). W temperaturze 1345° pozostała ilość roztworu płynnego krzepnie jako eutektyka kryształów γ (austenit) oraz węglików złożonych typu Fe_2W_2C, określanych jako faza η. Tak utworzona struktura pierwotna składa się z kryształów γ oraz eutektyki typu ledeburytu faz γ i η. Przy dalszym chłodzeniu z rozworu γ (austenit stopowy) — zależnie od zawartości węgla — wydziela się faza δ (linia $g - k$) albo cementyt Fe_3C oznaczony na wykresie jako faza θ (linia $c - k$). W temperaturze 785°C i przy zawartości 1,1%C zachodzi przemiana eutektoidalna, przy której roztwór γ rozpada się na fazy a i θ.

W warunkach rzeczywistych stygnięcie stopu przebiega z prędkością większą niż wymagana dla osiągnięcia stanu równowagi, w wyniku czego krzepnięcie eutektyki zaczyna się przed zakończeniem przemiany perytektycznej. Podobnie podczas stygnięcia odlewu nie zdąży wydzielić się z roztworu γ faza η, jak również nie zostaje zakończona przemiana eutektoidalna. Zatem w przyśpieszonym procesie stygnięcia struktura stali lanej składa się z wydzieleń pierwotnej fazy δ (na rys. 13 pole ciemne), faz γ i a oraz eutektyki ledeburytycznej $\gamma + \eta$. Przy ogrzewaniu do temperatury kucia następuje częściowe rozpuszczenie węglików, zaś po przekuciu stali szybkotnącej struktura komórkowo-siatkowa zostaje rozdrobniona i przy dalszym powolnym chłodzeniu zachodzi wydzielenie węglików

wtórnych η oraz przemiana eutektoidalna, a obraz strukturalny po zmiękczeniu przedstawia w osnowie drobnego perlitu równomiernie rozmieszczone węgliki pierwotne i wtórne fazy η (patrz rys. 5).

3. Obróbka cieplna stali szybkotnących

Hartowanie w pierwszym swoim stadium, a więc przy nagrzewaniu, wprowadza wszystkie przemiany w kierunku odwrotnym. Nagrzanie stali szybkotnącej do temperatury nieco wyższej od A_{C1} (800—830°C) powoduje powstanie austenitu i fazy δ, lecz w tej temperaturze ilość rozpuszczonych składników stopowych jest niewielka, ponieważ znaczna ich część jest zawarta w węglikach, które ulegają rozpuszczeniu dopiero w temperaturze wyższej. Ponadto dla stali o zawartości 0,6—0,7%C faza δ zanika ze wzrostem temperatury od 900—950°C. Własności stali szybkotnącej po zahartowaniu są zależne od ilości rozpuszczonych w austenicie składników stopowych — głównie wolframu zawartego w węglikach. Węgliki te, bardzo trwałe, ulegają rozpuszczeniu w austenicie dopiero w temperaturze ponad 1100°C i wyższej. Dlatego przy hartowaniu nagrzewa się te stale prawie do temperatury topliwości. Podkreślić jednak trzeba, że ilościowo rozpuszczeniu ulegają tylko węgliki wtórne, wydzielające się z fazy stałej, natomiast węgliki pierwotne, wykrystalizowane z roztworu płynnego oraz zawarte w eutektyce, nawet przy nagrzaniu stali do temperatury topliwości, rozpuszczeniu nie ulegają.

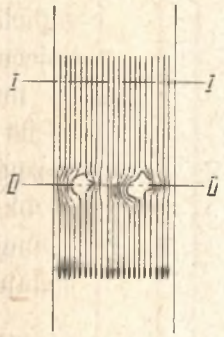
Rozważania te prowadzą do wniosku, że jakość narzędzia jest zależna od ilości rozpuszczonych węglików, zatem metody polepszające sposoby hartowania stali szybkotnącej powinny zdążać w kierunku zwiększenia zawartości węgla i składników stopowych w roztworze stałym.

Jedną z metod, która przy hartowaniu stali szybkotnącej, właśnie ze względu na charakter zachodzących zjawisk może okazać się bardzo przydatną, jest nagrzewanie prądami indukcyjnymi wielkiej częstotliwości. Charakter tego sposobu nagrzewania mieszanin faz jest zupełnie odmienny aniżeli przy nagrzewaniu ciepłem zewnętrznym. W tym drugim przypadku każdy składnik strukturalny otrzymuje na jednostkę objętości praktycznie jednakową ilość ciepła w jednostce czasu, czyli nagrzewanie różnych faz odbywa z jednostkową prędkością i w każdej chwili poszczególne fazy mają tę samą temperaturę. W tych warunkach rozpuszczanie się węglików w austenicie jest uzależnione od jego temperarury, przy czym wzrost temperatury dla przyśpieszenia roztwarzania się węglików stwarza niebezpieczeństwo rozrostu ziarn austenitu i związanej z tym kruchości narzędzia po zahartowaniu.

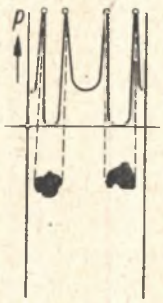
Nagrzewanie prądem indukcyjnym przez zamianę energii elektrycznej na cieplną wewnątrz przedmiotu posiada inny charakter. Jeżeli stal ma strukturę jednorodną, to gęstość prądu w każdym dowolnym miejscu

przekroju przewodnika jest ta sama. Schematycznie przedstawia to rysunek 3 — przekrój *I — I*. Natomiast w przypadku struktury niejednorodnej, złożonej z mieszaniny dwóch faz, z których każda ma inną przewodność elektryczną, gęstość prądu rozłoży się nierównomiernie, odpowiednio do różnicy ich przewodności — przekrój *II — II* na rys. 3 [6].

Mieszanina dwóch faz tworzy właśnie strukturę stali szybkotnącej, gdzie w osnowie ferrytycznej lub austenitycznej tkwią ziarna węglików



Rys. 3. Schematyczny obraz przepływu prądu *I — I* w przewodniku jednorodnym, *II — II* w przewodniku niejednorodnym



Rys. 4. Rozkład gęstości prądu w przewodniku niejednorodnym

różnego kształtu i wielkości o znacznie wyższej oporności elektrycznej niż osnowa. Przy przepływie prądu elektrycznego linie natężenia prądu dążą do „ominięcia“ węglików i, odchylając się w wolne miejsca pomiędzy nimi, powodują wzrost gęstości prądu na granicach styku dwóch faz. Rozkład gęstości prądu w osnowie i wokół węglików przedstawia schematycznie rysunek 4. Wywołany tym efektem miejscowy znaczny wzrost temperatury sprzyja szybszemu rozpuszczaniu się węglików w austenicie oraz przyśpiesza proces dyfuzji uzależniony od różnicy koncentracji i temperatury. Przebieg tych zjawisk nasuwa wniosek, że nagrzewanie stali szybkotnącej prądami indukcyjnymi może być szczególnie korzystne, ponieważ polepszenie warunków roztwarzalności i dyfuzji węglików oraz przyśpieszenie tych procesów wpłynie dodatnio zarówno na strukturę stali, jak również na wynikające z niej własności stali po zahartowaniu. Ponadto inne dodatnie cechy nagrzewania, jak brak odwęglenia i utlenienia powierzchni przedmiotu, mniejsze możliwości przegrzania stali oraz mniejsze naprężenia mogą obniżyć ilość wybraków do minimum i ułatwić hartowanie przedmiotów o kształtach złożonych, które podczas hartowania w piecach normalnych ulegają odkształceniom lub nawet pęknięciom.

4. Próby własne

Opracowanie szczegółowe procesu technologicznego hartowania stali szybkotnącej prądami indukcyjnymi pozwoli na rozpowszechnienie tej metody w przemyśle i może przyczynić się do dalszego postępu w dzie-

dzinie produkcji narzędzi. Katedra Metaloznawstwa Politechniki Śląskiej przeprowadziła wstępne próby hartowania stali szybkotnącej prądami indukcyjnymi, przy porównywaniu wyników z hartowaniem w kąpieli solnej.

Sposób przeprowadzenia prób oraz otrzymane wyniki przedstawiają się następująco:

Próbom poddano dwa gatunki stali szybkotnącej: normalnej (SW 18) oraz kobaltowej (SK 5). Próbki wykonano w postaci krążków o średnicy ok. 25 mm i grubości 5 i 10 mm, co pozostaje w związku z posiadaną aparaturą oraz największą mocą urządzenia [2]. Nagrzewanie próbek przeprowadzano w elektrodowym piecu solnym w chlorku baru oraz w piecu indukcyjnym wielkiej częstotliwości wykonanym we własnym zakresie; stosowano częstotliwość 500 kHz. Pomiaru temperatury kąpieli solnej dokonywano termoparą Pt-PtRh, na powierzchni zaś próbki w piecu indukcyjnym – punktowym pyrometrem optycznym. Ze względu na szybką zmianę temperatury powierzchni próbki pyrometr uprzednio nastawiony na żądaną temperaturę kierowano na powierzchnię boczną próbki, a następnie włączano prąd do pieca. Zmiany temperatury próbki obserwowano przez pyrometr i po odpowiednim wytrzymaniu w żądanej temperaturze próbkę opuszczano do kąpieli oziębiającej. Tablica 3 podaje

Tablica 3

Schemat oznaczenia i obróbki cieplnej próbek ze stali szybkotnącej SW 18 i SK 5

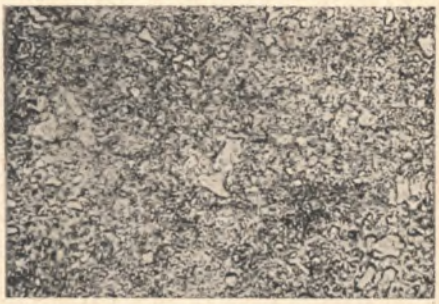
Oznaczenie próbek stali		Temperatura		Czas wygrzania sek.	Ośrodek chłodzący	Uwagi
SW 18	SK 5	podgrzania °C	hartowania °C			
101	201	—	—	—	—	nagrzewane w piecu
102—108	202—208	850	1290	20—80	olej	
109—110	209—210	850	1300	3—10 (minut)	olej	
111—120	211—220	—	1300	10—100	olej	nagrzewane indukcyjnie

w zestawieniu oznaczenie próbek oraz ich parametry obróbki cieplnej. Ilość próbek każdego gatunku stali dobrano tak, aby można było przeprowadzić hartowanie przy różnym czasie wygrzania. Po zahartowaniu próbek wykonano badania metalograficzne stali zahartowanej oraz wyznaczono mikrotwardość składników strukturalnych. Zgłady do badań przygotowywano metodą elektrolityczną, a pomiarów mikrotwardości dokonano mikrosklerometrem Girschiga. Do badań użyto stali przekutej i zmiękczonej o strukturze perlityczno-sorbitycznej z węglikami pier-

wotnymi i wtórnymi różnej wielkości (rys. 5). Struktura ta jako wyjściowa pozwala na porównywanie ze strukturą po zahartowaniu. Próbki oznaczone 102—103 i 202—208 oraz 109—110 i 209—210 nagrzewano w kąpieli solnej, próbki zaś 111—120 i 211—220 — w piecu indukcyjnym.

Obróbka cieplna próbek oznaczonych od 102—108 oraz 202—208 różniła się jedynie czasem wygrzania, od 20 sekund dla próbek początko-

Rys. 5. Próbka 201. Struktura stali w stanie zmiękczonym. Perlit z węglikami pierwotnymi i wtórnymi. Trawione elektrolitycznie. (× 1000)

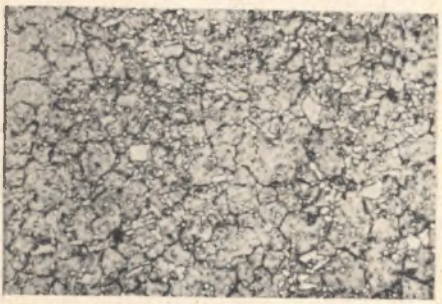


Rys. 6. Próbka 102 wygrzewana przez 20 sek. w temp. 1290°C. Austenit z martenzytem, znaczna ilość drobnych nie rozpuszczonych węglików oraz większe węgliki pierwotne o kształtach nieregularnych. Trawione elektrolitycznie. (×500)

wych, przy zwiększaniu czasu wygrzania co 10 sekund dla dalszych próbek aż do 80 sekund. Otrzymane struktury przedstawiają się następująco: Próbki wygrzewane przez 20 sekund zawierają znaczną ilość węglików wtórnych, prawie równą ilości w stali wyżarzonej. Jest to dowodem zbyt małego roztworzenia się węglików wtórnych wskutek krótkiego wygrzania (rys. 6). Podobnie przedstawia się struktura próbek oznaczonych 103 i 203, dla których czas wygrzania wynosił 30 sekund. Jakkolwiek występuje tu już mniejsza ilość węglików wtórnych, tym niemniej jeszcze wiele z nich nie uległo rozpuszczeniu, co zresztą dodatkowo potwierdza twardość osnowy wynosząca tylko około 500 H_V. Wzrost czasu wygrzania wpływa na dalsze rozpuszczenie się węglików i powoduje otrzymanie wysokiej twardości w strukturze zahartowanej stali szybkotnącej wynoszącej 740 H_V (rys. 7). Jednak i przy tym zabiegu pozostaje jeszcze w osnowie wiele węglików wtórnych nie rozpuszczonych. Wygrzewanie przez 80 sekund nie doprowadziło zatem do całkowitego — dla danej temperatury — rozpuszczenia się węglików (rys. 8), przy czym osiągnięto twardość wynoszącą do 750 H_V.

Celem zwiększenia ilości rozpuszczonych węglików w austenicie przy następnych próbach podwyższano temperaturę do 1300°C oraz przedłużano czas wygrzania od 3 do 10 minut. Tym zabiegom poddano próbki

oznaczone 109—110 oraz 209—210. Wpływ 3-minutowego wygrzewania w temperaturze 1300°C ujawnił się tym, że ilość węglików uległa dalszemu zmniejszeniu, lecz równocześnie wystąpiły już wyraźne oznaki przegrzania. Przejście składników stopowych do austenitu wpłynęło na dalszy wzrost twardości, która osiągnęła wartość 840 H_V, jednak przy wyraźnej kruchości. Dalsze przedłużanie czasu spowodowało przegrzanie, które zazna-



Rys. 7. Próbka 206 wygrzewana przez 60 sek. w temp 1290°C. Drobnoziarnisty austenit, węgliki pierwotne oraz węgliki wtórne. Twardość osnowy 740 H_V. Trawione elektrolitycznie. (× 500)

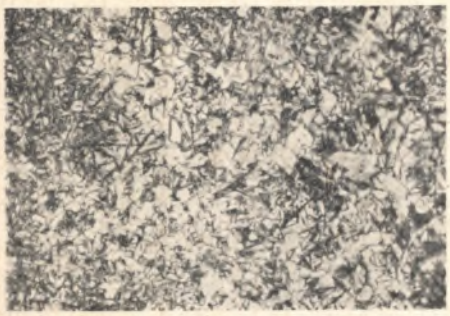
Rys. 8. Próbka 108 wygrzewana przez 80 sek. w temp. 1290°C. Austenit i węgliki pierwotne oraz nieznaczna ilość węglików wtórnych. Twardość osnowy 750 H_V. Trawione elektrolitycznie. (× 500)

czyło się wystąpieniem gruboiglastego martenzytu (rys. 9), oraz pęknięciami. Wygrzewanie próbek przez 10 minut spowodowało nie tylko znaczne przegrzanie, lecz również spalenie próbek. Poza tym zaznaczył się wyraźny spadek twardości osnowy do ok. 745 H_V. Przy badaniach tych dokonano również pomiarów mikrotwardości węglików; uzyskane wartości wynoszą od 1100—1350 H_V. Wyniki te pozwalają przypuszczać, że pod względem składu chemicznego węgliki są różne i poglądy, jakoby w stali szybkotnącej występowały wyłącznie węgliki Fe_3W_3C należy poddać w wątpliwość, można bowiem dopuścić istnienie innych węglików typu Fe_4W_2C, Fe_3C, VC, oraz $(Fe, Cr)_7C_3$. W niektórych przypadkach otrzymano twardość węglików znacznie niższą (ok. 900 H_V) lub wyższą (ponad 2000 H_V). Odchyłki wyników powstały prawdopodobnie na skutek małej dokładności pomiaru przekątnej odcisku oraz niekorzystnego położenia ziarn.

Hartowanie indukcyjne próbek oznaczonych od 111—120 oraz od 211—220 przeprowadzono w ten sposób, że po nagrzaniu do temperatury 1300°C przetrzymano je w induktorze przez czas od 10—100 sek., zmniejszając równocześnie moc dopływającą do cewki grzejnej. Dopływ energii odbywał się jednak z pewnym nieznacznym nadmiarem, tak że podczas wygrzewania temperatura nieco wzrastała. Po wygrzaniu próbkę opusz-

czano do kąpieli olejowej, gdzie ulegała zahartowaniu. Wyniki badań próbek hartowanych indukcyjnie przedstawiają się następująco:

Wygrzanie próbek oznaczonych 111 i 211 przez 10 sek. spowodowało rozpuszczenie się znacznej, choć niecałkowitej ilości węglików wtórnych widocznych na tle drobnych ziarn martenzytu bezpostaciowego. Twardość martenzytu jest jednak jeszcze stosunkowo niska (747 H_V), co jest



Rys. 9. Próbka 209 wygrzewana przez 3 min. w temp. 1300°C. Gruboiglasty martenzyt, austenit szczątkowy oraz węgliki. Twardość osnowy 840 H_v. Trawione elektrolitycznie. (× 500)

Rys. 10. Próbka 114 nagrzewana indukcyjnie przez 40 sek. Austenit z martenzytem bezpostaciowym oraz drobne węgliki pierwotne z bardzo małą ilością wtórnych. Twardość osnowy 850 H_v. Trawione elektrolitycznie. (× 500)

wynikiem zbyt małej ilości składników stopowych w osnowie. Przedłużenie czasu wygrzania do 20 sekund spowodowało dalsze zmniejszenie się ilości węglików, które uległy roztworzeniu w osnowie, przy czym struktura zachowała nadal drobnoziarnistość.

Próbki wygrzewane przez 40 sekund wykazują najodpowiedniejszą strukturę z zachowaniem drobnoziarnistości przy równoczesnej małej ilości nie roztworzonych węglików. Poza tym wyraźnie występuje zmniejszenie się ziarn węglików pierwotnych (rys. 10). Nasuwa to przypuszczenie, że już w pierwszej fazie nagrzewania węgliki pierwotne ulegają częściowemu rozpuszczeniu, lecz sprawa ta wymaga dodatkowego sprawdzenia. Charakterystyczne jest, że w tych warunkach twardość osnowy osiągnęła tu wartość najwyższą, wynoszącą ponad 850 H_V. Zwiększenie czasu wygrzewania o następnych 10 sekund wywołuje już zjawiska przegrzania (rys. 11). Na zgładzie wyraźnie uwidocznia się wzrost ziarn, przy zmniejszającej się w dalszym ciągu ilości węglików wtórnych. Na przegrzanie wskazuje również spadek twardości osnowy do 800 H_V. Wygrzewanie próbek w czasie 60 sekund prowadzi zdecydowanie do struktury przegrzanej stali, co przedstawia rysunek 12. Węgliki wtórne uległy całkowitemu rozpuszczeniu w osnowie, a na granicach ziarn występują tylko duże pojedyncze

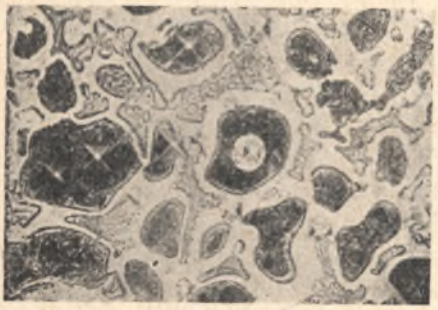
węgliki pierwotne. Zjawisko przegrzania dobrze uwypukla twardość osnowy, która spadła poniżej 750 H_V. Poza tym na zgładzie widoczne są zaciemnione miejsca o nie wyrównanym przebiegu dyfuzyjnym.

Dalsze przedłużenie czasu wygrzewania próbek prowadzi do nadtopnienia warstwy nagrzewanej i powstania struktury stali lanej. Rysunek 13 przedstawia strukturę warstwy skrajnej próbki oznaczonej 120,

Rys. 11. Próbka 115 nagrzewana indukcyjnie przez 50 sek. Austenit oraz węgliki. Początek przegrzania. Twardość osnowy 800 H_V. Trawione elektrolitycznie. (× 500)

Rys. 12. Próbka 116 nagrzewana indukcyjnie przez 60 sek. W osnowie austenitycznej rozmieszczone węgliki pierwotne. Wyraźne objawy przegrzania. Twardość osnowy 750 H_V. Trawione elektrolitycznie. (× 500)

wygrzewanej przez 100 sek., składającej się z fazy γ i α (pola jasne), fazy δ (pola ciemne) oraz charakterystycznych utworów eutektyki faz $\gamma+\eta$ w postaci „jodełek“ i „szkieletów“. Twardość poszczególnych składników



Rys. 13. Próbka 120 nagrzewana indukcyjnie przez 100 sek. Struktura stali lanej na skutek nadtopienia brzegów próbki. Na tle austenitu (pola jasne) występują ziarna fazy δ (ciemne) oraz eutektyki faz $\gamma+\eta$ o kształcie „szkieletu“ dendrytycznym. Twardość osnowy 762 — H_V, fazy δ — 792 H_V, eutektyki — 864 H_V. Trawione elektrolitycznie. (× 500)

jest podana na rysunku, przy czym uwydatnia się także różnica twardości miejsc roztworu stałego γ i α (pola jasne) na skutek zakończonego procesu dyfuzji. Tego rodzaju struktura w odniesieniu do własności skrawających narzędzia jest niekorzystna z powodu kruchości i dlatego niepożądana lub wręcz szkodliwa.

5. Wnioski

Wyniki przeprowadzonych badań hartowania stali szybkotnącej prądami indukcyjnymi pozwalają przypuszczać, że podana metoda jest lepsza od stosowanych dotychczas. Przede wszystkim nagrzewanie indukcyjne wywiera zasadniczy wpływ na ilość rozpuszczonych węglików w stali, co powoduje zwiększenie zawartości składników stopowych w austenicie. Ani jedna z próbek nagrzewanych indukcyjnie nie uległa pęknięciu podczas hartowania, co zdarzyło się kilkakrotnie przy hartowaniu z kąpieli solnej. Zjawisko powstawania mniejszych naprężeń odnosi się więc nie tylko do stali konstrukcyjnej, lecz również i do stali szybkotnącej o znacznie niższej przewodności cieplnej. Dodatnio również objawił się wpływ nagrzewania indukcyjnego na twardość oraz na zmniejszenie czynników szkodliwych, jak przegrzanie i utlenienie powierzchniowe stali.

W badaniach stosowano pomiary mikrotwardości osnowy oraz większych węglików, przy czym stwierdzono dobrą przydatność tej metody pomiaru dla właściwej interpretacji wyników. Wyższość metody indukcyjnej w stosunku do innych, stosowanych dotychczas, stwierdzić można przede wszystkim w odniesieniu do struktury i twardości, co w dalszym ciągu pozwala przypuszczać, że wpłynie ona korzystnie także na własności skrawające narzędzi wykonywanych z tego rodzaju stali.

Z tych powodów byłyby wskazane dalsze w tym kierunku doświadczenia dla wprowadzenia tej metody w skali przemysłowej.

Przeprowadzone badania nie są wyczerpujące. Należałoby je powtórzyć na gotowych narzędziach i sprawdzić twardość ich ostrza, lecz to zagadnienie będzie przedmiotem dalszych prób.

BIBLIOGRAFIA

[1] J. Obrębski. *Metaloznawstwo praktyczne*, Hannower 1946.
[2] R. Kieffer, R. Hotop, *Metalurgia proszków*, Warszawa 1950.
[3] F. Staub, *Metaloznawstwo* (z atlasem), Gliwice 1954.
[4] *Struktura i mikrotwardość stali szybkotnącej, hartowanej przy ogrzewaniu indukcyjnym.* Praca dyplomowa wykonana w Katedrze Metaloznawstwa Politechniki Śląskiej. Gliwice 1952.
[5] *Машиностроение,* Енциклопедический справочник. t. III. стр. 455–464; t. VII. стр. 530–533. Москва 1948.
[6] Й. Н. Кидин. *Термическая обработка стали при индукционном нагреве.* Москва 1950.
[7] A. S. M., *Metals Handbook*, Cleveland 1948.