

Dr. hab. inż. Ignacy Wierszyłowski¹⁾, dr Ludwik Szcześniak²⁾

¹⁾Instytut Obróbki Plastycznej, Poznań, ²⁾Instytut Fizyki Molekularnej PAN, Poznań

WPŁYW OBRÓBKİ KRIOGENICZNEJ PO HARTOWANIU NA PRZEMIANY ZACHODZĄCE PODCZAS ODPUSZCZANIA WYBRANYCH STALI NARZĘDZIOWYCH. BADANIA DYLATOMETRYCZNE I DTA

Streszczenie

W pracy porównano zmiany zachodzące podczas izochronicznego odpuszczania stali NC10, NC11LV i SW7M zaraz po hartowaniu oraz po hartowaniu i obróbce kriogenicznej. Zmiany badano metodą dylatometryczną i DTA. Stwierdzono, że obróbka kriogeniczna powoduje wyraźne obniżenie temperatury początku wydzielania węglików a ilość wydzielonych węglików jest większa. Wzrost zawartości węglików jest większy niż to wynika z podwyższonej wskutek obróbki kriogenicznej zawartości martenzytu.

Słowa kluczowe: obróbka kriogeniczna, odpuszczanie izochroniczne, wydzielanie węglików η i ϵ , dylatometr, DTA

1. Wstęp

Obróbka podzerowa zwiększa wielokrotnie trwałość narzędzi zużywających się wskutek ścierania, co zostało potwierdzone w wielu publikacjach [5-11]. Narzędzia poddawane są przed ostatecznym kształtowaniem hartowaniu i odpuszczaniu. Obróbkę w temperaturach niższych od zera przeprowadza się zaraz po hartowaniu, pierwotnym jej celem było zmniejszenie ilości miękkiej fazy – austenitu szczątkowego, znaczna jego część podczas wymrażania przemienia się w twarde martenzyt [1-4]. Ostatnie badania stali narzędziowych po obróbce kriogenicznej zaraz po hartowaniu, wskazują na występowanie podczas niskiego odpuszczania węglika η zamiast identyfikowanego dotychczas węglika ϵ [11]. Badania dyspersji i zawartości procentowej węglika η wykazały, że jest jego więcej niż węglika ϵ , a wydzielania są drobniejsze [11]. Autorzy uważają to za główną przyczynę wzrostu trwałości narzę-

dzi [11]. Uzyskane wyniki nie zostały potwierdzone innymi niż metalografia ilościowa metodami.

Ponieważ wydzielanie węglików z martenzytu powoduje skurcz próbki oraz obniżenie energii swobodnej układu związane z egzotermicznym efektem cieplnym, różnice w przebiegu odpuszczania stali wymrażanych po hartowaniu i nie wymrażanych powinny być widoczne podczas badań dylatometrycznych i DTA.

2. Metodyka badań

Badania dylatometryczne wykonano na dylatometrze LK02 Adamel – Lhomargy w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Poznańskiej. Walcowe próbki (2 mm x 13 mm) umieszczono w kwarcowym uchwycie dylatometru. Wydłużenie próbki mierzono czujnikiem indukcyjnym. Zmiany wymiarów przekazywał kwarcowy popychacz. Próbki umieszczone we wspólnym ognisku dwóch elips nagrzewano w pionowym piecu radiacyjnym i hartowano

strumieniem sprężonego helu, a potem wymrażano w temperaturze ciekłego azotu i odpuszczano. Temperaturę mierzono termoparą Ni - CrNi, przygrzaną do przeciwległych boków próbki. Wyniki zapisywano cyfrowo w pamięci komputera, przebieg doświadczenia był widoczny na ekranie monitora.

Badania DTA (termoróżnicowe) walcowych próbek (Φ 6mm x 10 mm z otworem Φ 3 głębokim na 5 mm) wykonano na Derivatographie w Instytucie Fizyki Molekularnej PAN w Poznaniu. Przed badaniem DTA próbki hartowano i wymrażano w temperaturze ciekłego azotu. Różnicę temperatury między próbka a wzorcem (badany materiał bez obróbki cieplnej) mierzono termoparą Ni-Cr Ni. Wyniki zapisywano na rejestratorze optycznym w układzie czas temperatura i czas krzywa termoróżnicowa. Próbkę i wzorec o takiej samej masie i wymiarach umieszczano w głowicy urządzenia i nagrzewano izochronicznie w piecu oporowym.

Badano trzy wysokostopowe stale narzędziowe (NC10, NC11LV i SW7M). Skład stali podano w tablicy 1.

Wykonano dwie serie próbek. Pierwsza zbliżona do konwencjonalnej obróbki ciepl-

nej, w której próbki po austenitowaniu hartowano w oleju i odpuszczano izochronicznie w DTA. Temperatury austenitowania wynosiły: 1000 °C – NC10, 1025°C – NC11LV, stal SW7M była austenitowana początkowo w 900°C, a potem w 1200°C. Czasy austenitowania dobrano odpowiednio do przekroju próbek (krótszy czas dla próbek dylatometrycznych, dłuższy dla próbek do DTA). Druga seria była austenitowania i hartowana tak jak pierwsza i dodatkowo zaraz po hartowaniu wytrzymywana w temperaturze ciekłego azotu (obróbka kriogeniczna).

Obróbkę cieplną próbek dylatometrycznych (nagrzewanie, austenitowanie, hartowanie, obróbka kriogeniczna i odpuszczanie) wykonano w dylatometrze LK02 Adamel – Lhomargy.

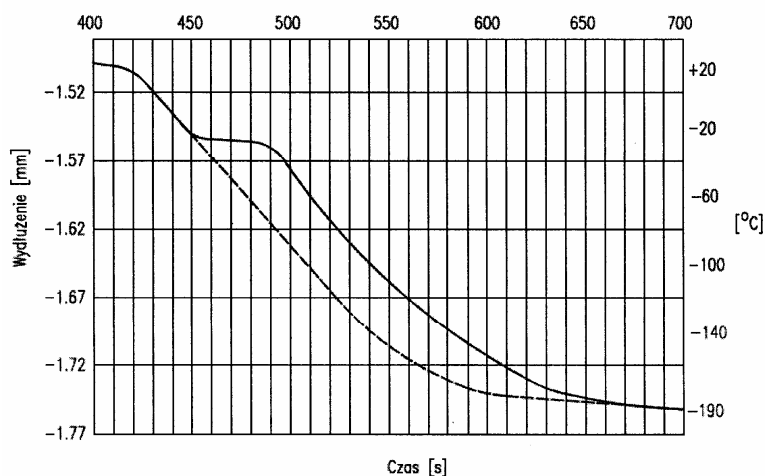
3. Omówienie wyników

W próbkach hartowanych i chłodzonych w dylatometrze do temperatur rzędu -190 °C zauważono drugą przemianę austenitu szczątkowego w martenzyt (widoczny wzrost wydłużenia próbki) w temperaturach rzędu -15 do -25 °C. Przykład takiego wykresu przedstawia rys. 1.

Tablica 1

Skład stali

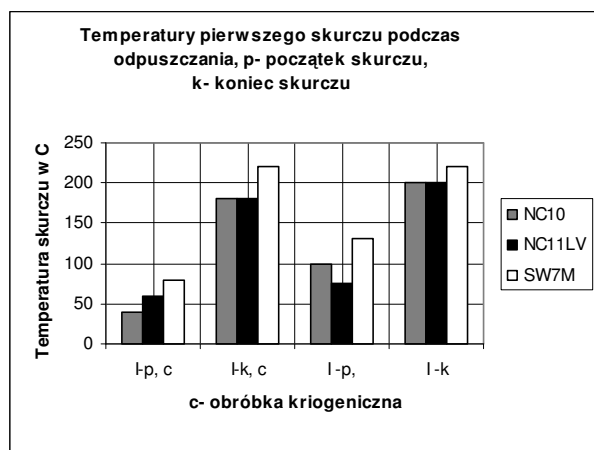
Gatunek stali	% C	%Mn	% Si	%P	%S	%Cr	W	Mo	V
NC10	1,57	0,45	0,19	0,021	0,024	10,7			
NC11LV	1,65	0,30	0,27	0,029	0,025	11,9	0	0,9	0,71
SW7M	0,86	0,27	0,31	0,03	0,03	4,08	6,5	4,86	2,05



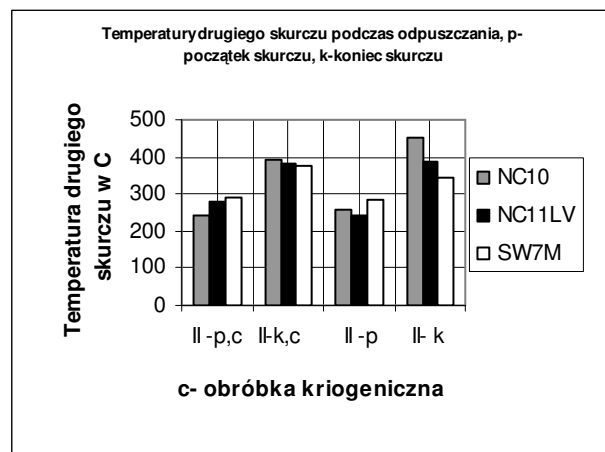
Rys. 1. Wykres zmian wydłużenia podczas obróbki kriogenicznej zahartowanej stali NC 10. Linia przerywana to zmiany temperatury, linia ciągła to zmiany wydłużenia

Badania przebiegu izochronicznego odpuszczania w dylatometrze wykazały istotne różnice pomiędzy próbkami obrabianymi tradycyjnie i obrabianymi kriogenicznie po hartowaniu.

Wyniki przedstawiono na rysunkach 2 (temperatury początku i końca pierwszego skurczu podczas odpuszczania) i 3 (temperatury początku i końca drugiego skurczu podczas odpuszczania).



Rys. 2. Temperatury początku i końca pierwszego skurczu podczas odpuszczania



Rys. 3. Temperatury początku i końca drugiego skurczu podczas odpuszczania

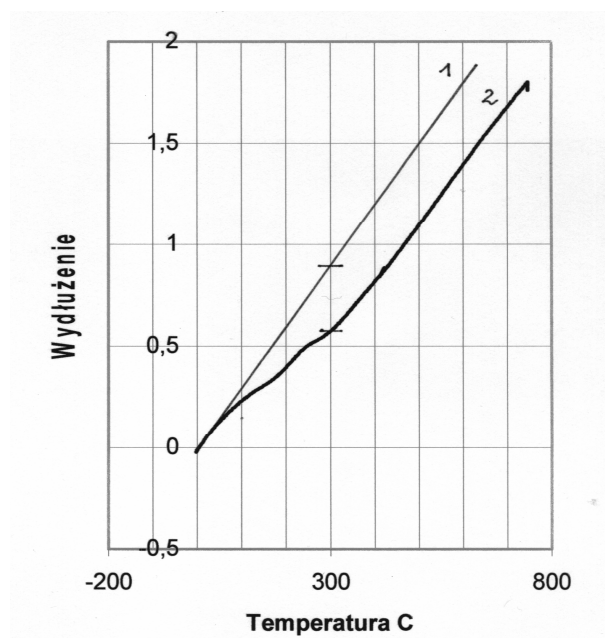
Podczas odpuszczania próbek obrabianych kriogenicznie zaraz po hartowaniu, pierwszy skurcz pojawia się w niższych temperaturach (rys. 2) w każdej z badanych stali.

Temperatury końca tego etapu odpuszczania dla próbek ze stali NC10 i NC11LV obrabianych kriogenicznie (rys. 2) są również niższe. Dla próbek ze stali SW7M po

obróbce kriogenicznej i tradycyjnej, temperatury końca pierwszego etapu odpuszczania są takie same (rys. 2). Różnice temperatur są w tym przypadku znacznie mniejsze.

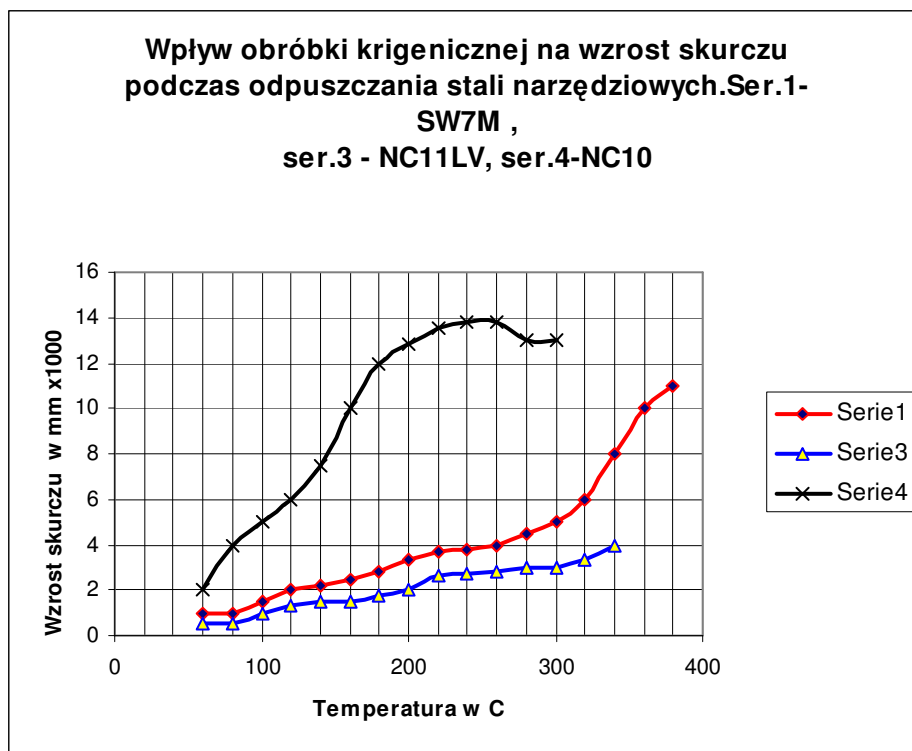
Różnice temperatur początku i końca drugiego skurczu odpuszczania są znacznie mniejsze niż w poprzednim przypadku i są inne dla każdej z badanych stali (rys. 3).

Na podstawie krzywych dylatometrycznych odpuszczania określono dla każdej stali zmiany wartości skurczu, wykorzystując podany na rys. 4 schemat. Stwierdzono, że skurcz podczas odpuszczania za hartowanych i obrabianych kriogenicznie próbek był wyraźnie większy. Różnicę przedstawiono na rys. 5.



Rys. 4. Schemat określania skurczu podczas odpuszczania (różnica wydłużenia pomiędzy prostą 1 i krzywą 2)

Największą różnicę stwierdzono pomiędzy próbkami ze stali NC10, mniejsze różnice występowały w stali NC11LV i SW7M. Obie stali zawierają Mo i V, które spowalniają przemiany zachodzące podczas odpuszczania [1-4] i skurcz jest wtedy mniejszy. Większy skurcz podczas odpuszczania po obróbce kriogenicznej wynika ze zwiększonej zawartości martenzytu we wszystkich stalach.

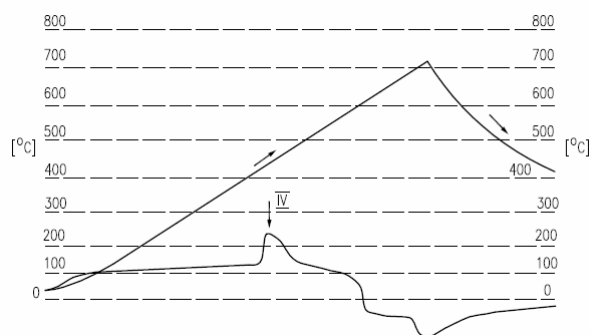


Rys. 5. Wpływ obróbki kriogenicznej na wzrost skurczu podczas odpuszczania. Różnica skurczu podczas odpuszczania pomiędzy próbkami zahartowanymi oraz zahartowanymi i obrabianymi kriogenicznie

Zawartości austenitu szcążkowego odpowiadające zastosowanym warunkom austenitowania i hartowania (bez obróbki kriogenicznej) wynosiły: ok. 20% dla stali NC10, ok. 15% dla stali SW7M stali oraz ok. 10%, dla NC11LV. Zawartości austenitu szcążkowego w próbkach dylatometrycznych określono metodą magnetyczną. Tak więc przedstawione na rys. 5 zmiany zależą od zawartości austenitu szcążkowego po hartowaniu. Uzyskane wartości skurczu są jednak znacznie większe (ok. dwukrotnie), niż to wynika ze zwiększonej kosztów przemiany austenitu szcążkowego zawartości martenzytu.

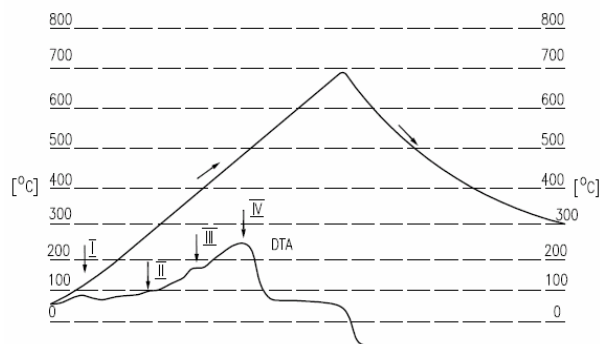
Wpływ obróbki kriogenicznej na przebieg odpuszczania zahartowanych próbek badano również metodą DTA. Badania te wykazały wyraźne różnice kształtu krzywych próbek hartowanych i obrabianych kriogenicznie oraz tylko hartowanych. Dla przykładu podano krzywe DTA izochronicznego odpuszczania stali NC11LV. Na rys. 6 przedstawiono krzywą odpuszczania stali NC11LV uprzednio hartowanej w oleju.

Na rys. 7 podano krzywą tej samej stali hartowanej i obrabianej kriogenicznie przez 30 min a na rys. 8 krzywą po obróbce kriogenicznej przez 4,5 godz.



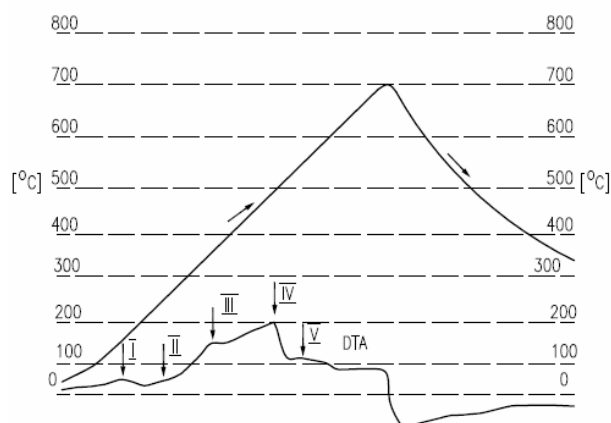
Rys. 6. Krzywa DTA odpuszczania stali NC11LV hartowanej z 1000 °C do oleju

Na rys. 6 jest widoczny wyraźnie tylko jeden egzotermiczny pik spowodowany przemianą austenitu szcążkowego w temperaturze ok. 450 °C.



Rys. 7. Krzywa DTA odpuszczania stali NC11LV hartowanej z 1000 °C do oleju i obrabianej kriogenicznie przez 0,5 h

Na rys. 7 duży pik w temperaturze ok. 490 °C poprzedzony jest przez trzy małe ale wyraźne piki egzotermiczne.



Rys. 8. Krzywa DTA odpuszczania stali NC11LV hartowanej z 1000 °C do oleju i obrabianej kriogenicznie przez 4,5 h

Na rys. 8 poprzednio widoczne piki są wyraźniejsze i nieco większe a dodatkowo pojawia się pik egzotermiczny w temperaturze ok. 550 °C. Podobne zmiany były widoczne w stali NC10 i SW7M.

Piki poprzedzające duży pik egzotermiczny są spowodowane obniżeniem energii swobodnej układu wskutek procesów wydzieleniowych podczas pierwszego i drugiego etapu odpuszczania. We wszystkich stalach po obróbce kriogenicznej występują dwie temperatury Ms, i odpowiadające im dwa rodzaje martenzytu. Dlatego też przemiany podczas odpuszczania każdego z nich mogą zachodzić w nieco innych zakresach temperatur. Piąty pik (ok. 550 °C) widoczny na rys. 8 może być

spowodowany przez wydzielenie węglików stopowych lub rekrystalizacją osnowy. Duży egzotermiczny pik występujący w temperaturze ok. 490 °C może być wynikiem nakładania się dwóch procesów, intensywnego wydzielenia węglików i przemiany niewielkiej ilości austenitu szczątkowego (pozostającej po obróbce kriogenicznej).

Przyczyną obniżenia temperatur początku procesów wydzieleniowych i większej ilości wydzieleni w czasie odpuszczania po obróbce kriogenicznej może być inny rodzaj wydzieleni (węgliki η zamiast ϵ) [11] oraz dodatkowo nieznanne jeszcze czynniki ułatwiające migrację węgla i zarodkowanie węgla η w osnowie martenzytycznej. Większa zawartość wydzieleni po obróbce kriogenicznej i odpuszczaniu węglików może tłumaczyć stwierdzony w innych badaniach wzrost żywotności narzędzi obrabianych kriogenicznie po hartowaniu [5-11].

4. Wnioski

1. Po hartowaniu i obróbce kriogenicznej procesy wydzieleniowe podczas odpuszczania zaczynają się we wszystkich badanych stalach w niższych temperaturach.
2. Ilość wydzieleni po hartowaniu i obróbce kriogenicznej jest większa i zależy od zawartości austenitu szczątkowego po hartowaniu. Uzyskane wartości są jednak wyraźnie większe niż to wynika ze zwiększonej kosztu przemiany austenitu szczątkowego zawartości martenzytu.

Literatura

1. L.M. Dobrzański „Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach” WNT Warszawa 1998.
2. J.D. Verhovern „Fundamentals of Physical Metallurgy” John Wiley & Sons, Inc 1975
3. Alloying. Edited by John L. Walter, Melvin R. Jackson, Chester T. Sims. ASM International Metals Park, Ohio 44073, 1988
4. D.A. Porter, K.E. Easterling. Phase Transformations in Metals and Alloys.

- Van Nostrand Reinhold Company, New York, 1981
5. P. Paulin: Cutting Tool Engineering, August 1992 s.62
 6. P. Paulin: Industrial Heating, August 1992 s.24
 7. R.B. Reasbeck: Metalurgia , 56, 1986 s.178
 8. T.P. Seeney: Heat Treating, Feb. 1986 s.24
 9. L.Yu and E. Feng: Metal Heat treatment , Feb.1986 s.24
 10. M. Yamanaka, E. Tsunazawa and K. Yamanaka : Heat Treatment 31, 1991, s.331
 11. F. Meng , K. Tagashira, R. Azuma and H.Sohma: ISIJ International 34 (1994) s.205
 12. L. Berkowski „Analiza umocnienia cieplno-plastycznego na strukturę i własności wyciskanych na gorąco stali narzędziowych” INOP - Poznań 1981.
 13. „Podstawy technologii wytwarzania narzędzi z wykorzystaniem dyfuzji azotu w odkształconych wysokochromowych stalach ledeburytycznych” INOP- Poznań 1999.

Pracę zrealizowano w ramach działalności statutowej finansowanej przez Komitet Badań Naukowych:

*Praca DB 901 58 000 – Wpływ obróbki podzerowej na struktury i własności mechaniczne stali narzędziowych NC10 i SW7M po obróbce cieplnej
Etap 001 – Badania dylatometryczne próbek ze stali NC10 i SW7M
(praca została poszerzona o badanie stali NC11LV oraz badania DSC i DTA)*

THE INFLUENCE OF CRYOGENIC TREATMENT AFTER QUENCHING ON TRANSFORMATIONS DURING TEMPERING SELECTED TOOL STEELS. DILATOMETRIC AND DTA STUDIES

Abstract

On the basis of results of dilatometric and DTA studies of isochronal tempering of quenched and quenched and cryogenic treated tool steels (NC10, NC11LV, SW7M) it was found that cryogenic treatment accelerate the tempering processes and increases accompanying them contraction. The contraction is much bigger then that resulting from the amount of martensite increase because of residual austenite transformation during cryogenic treatment. The DTA analysis supports obtained results.

Key words: isochronal tempering, cryogenic treatment, precipitation of ϵ and η carbides, dilatometer, DTA..