

Prof. dr hab. inż. Leopold BERKOWSKI
Dr inż. Jacek BOROWSKI
Instytut Obróbki Plastycznej, Poznań

Wpływ struktury na skutki azotowania chromowych stali ledeburytycznych Część III. Warunki obróbki cieplnej stali NC11LV

*The influence of structure of the results of the nitriding
of ledeburitic chromium steels
Part III. Heat treatment conditions of NC11LV steel*

Streszczenie

Przedstawiono wyniki badań stali chromowej NC11LV, stosowanej na narzędzia do obróbki plastycznej na zimno. Badania obejmowały pomiary twardości, analizę fazową, obserwacje mikroskopowe struktury oraz ocenę stereologicznych parametrów węglików. Celem badań była ocena wpływu struktury osnowy hartowanej stali (martensyt z niewielką ilością austenitu oraz austenit ze śladami fazy α) na odpuszczające działanie temperatury. Badania wykazały, że gwałtowne zmiany struktury zahartowanej stali zachodzą po austenitowaniu w przedziale temperatury 1050 – 1150 °C. Wykazano ponadto, że austenit po hartowaniu z wyższej temperatury (powyżej 1150 °C) jest bardzo trwały. Z porównania charakterystyk stali NC10 [2] i NC11LV wynika, że stal NC11LV wykazuje większą odporność na odpuszczające działanie temperatury.

Abstract

The paper show the result of the research of chromium tool steel NC11LV used especially on tools for the cold plastic deformation. The research obtained the hardness measurements, the phase analyse, microscopic observation and the evaluation of stereological parameters of carbides. The aim was the determination the influence of the structure of the matrix (martensite with a little part of the austenite or of austenite with the fractional of the α phase) on the resistance of the tempering temperature of the steel under investigation.

The research show, that the rapid changes of the structure occurs after austenitizing in the temperature range 1050 – 1150 °C. The research also show, that the austenit obtained after hardening by highest temperature (above 1150 °C) is very stable. The comparison of the characteristic of the steels NC10 and NC11LV show, that the NC11LV steel exhibite significantly much better resistance on the tempering temperature.

Słowa kluczowe: chromowe stale narzędziowe, obróbka cieplna, struktura, właściwości

Key words: chromium tool steels, heat treatment, structure, properties

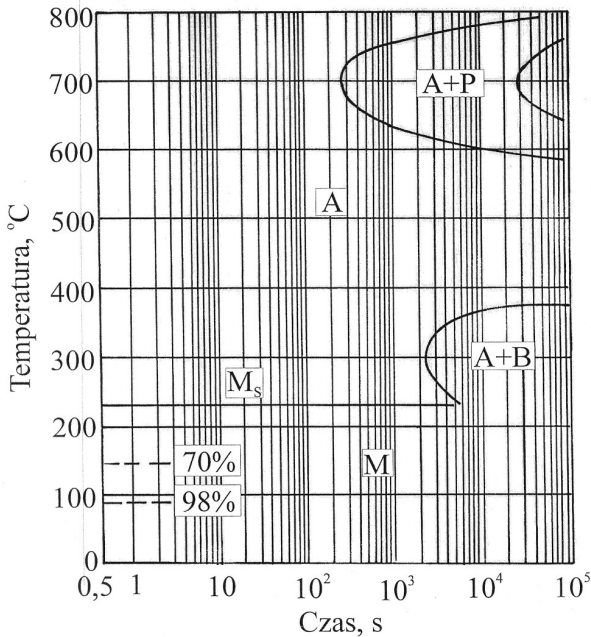
1. WSTĘP

Stal X153CrMoV12 (dawniej NC11LV), to druga stal badana w ramach projektu KBN nr 1012/T08C/96/11, pt *Podstawy technologii narzędzi z wykorzystaniem dyfuzji azotu w odkształconych, wysokochromowych stalach ledeburytycznych* [1]. Stal zawiera zbliżoną do stali NC10 (omówionej w pracy [2]) zawartość węgla i chromu, różni się natomiast dodatkiem molibdenu i wanadu (w ilości około 1 %). Stal

NC11LV – podobnie jak stal NC10 – zawiera dużo węglików pierwotnych, co sprawia, że wykazuje ona stosunkowo małą odporność na pękanie, zwłaszcza w obszarach dużej ich segregacji. Dodatki stopowe powodują wzrost odporności na odpuszczające działanie temperatury.

Na rys. 1 pokazano wykres CTPi stali H12M [3] o składzie chemicznym zbliżonym do stali NC11LV. Charakterystyka stali jest podobna, choć w porównaniu ze stalą NC10

[2], przemiany perlytyczna i bainityczna przesunięte są w czasie (w prawo), a przemiana martenzytyczna rozpoczyna się w niższej temperaturze (M_s stali NC10 w 270 °C, a stali NC11LV w 230 °C). Przyczyną tych zmian jest z pewnością udział Mo i V, a także nieco wyższa temperatura austenitizowania stali NC11LV; 950 °C w przypadku stali NC10 i 980 °C – stali NC11LV.

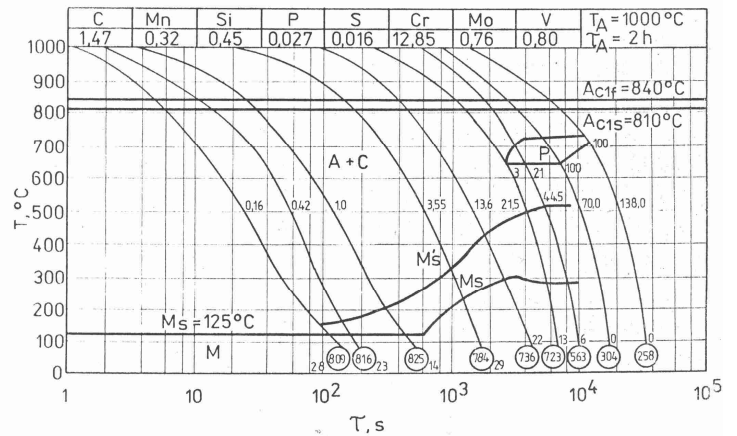


Rys. 1. Wykres CTPi stali H12M (1,55% C; 0,45% Si; 0,27% Mn; 11,34% Cr; 0,53% Mo 0,24% V). Temperatura austenitizowania 980 °C [3]

Fig. 1. TTT diagram for H12M steel (1,55% C; 0,45% Si; 0,27% Mn; 11,34% Cr; 0,53% Mo 0,24% V). Austenitizing temperature 980 °C [3]

Ze wzrostem zawartości węgla w stali rośnie zawartość austenitu szcążkowego. W stali wysokochromowej NC11LV występują węglkotwórcze składniki stopowe - molibden i wanad. Stężenie tych składników w austenicie jest bardzo nierównomierne; w pobliżu nierozpuszczonych węglików stężenie jest większe, co wpływa na kinetykę przemian fazowych przy chłodzeniu stali. Natomiast wydzielanie węglików wtórnych na granicach ziaren, które zachodzi w pierwszej fazie przy chłodzeniu ciągłym, zmniejsza zawartość węgla w austenicie. Intensywność wydzielania węglików wtórnych jest wtedy tak duża, że na wykresie CTPc (wg J. Pacyny [4]) obserwuje się dwa zakresy temperatury M_s . Na rys.2 przedstawiono wykres CTPc stali NC11LV.

Ogólnie, chromowe stale ledeburytyczne omówione zostały w pracy [5]. W niniejszym artykule przedstawione zostaną wyniki badań wpływu warunków obróbki cieplnej na strukturę i własności stali NC11LV. Podobnie jak w poprzedniej publikacji [2], celem badań było określenie warunków otrzymywania skrajnych struktur pseudodwufazowych, zawierających austenit + węgliki oraz martenzyt + węgliki, a także uzyskanie informacji o wpływie stanu osnowy (austenit lub martenzyt) na odpuszczalność badanej stali.



Rys. 2. Wykres CTPc stali NC11VL [4]

Fig. 2. CCT diagram for NC11VL steel [4]

2. MATERIAŁ BADANY I OBRÓBKA CIEPLNA PRÓBEK. METODY BADAŃ

Materiałem badanym była stal NC11LV w stanie wyżarzonym, w postaci prętów o średnicy $\phi 24$ mm i następującym składzie chemicznym w %:

C – 1,65; Cr – 11,9; Si – 0,27; Mn – 0,30;
P – 0,029; S – 0,025; Mo – 0,9; V – 0,71;

Analizowano wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i twardość stali w zakresie temperatury 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150, 1200 °C oraz w zakresie czasu austenitizowania 5, 10, 20, 40 min.

Po austenitowaniu w kąpeli solnej, próbki o wymiarach $\Phi 20 \times 4$ hartowane były w oleju. Badania odpuszczalności przeprowadzono w przedziale temperatury 200–600 °C, na próbkach zahartowanych z temperatury 1020 i 1150 °C. Czas wytrzymywania próbek w temperaturze odpuszczania wynosił 0,5; 1; 2 i 4 godziny.

Celem badań, podobnie jak w pracy [2], było zoptymalizowanie warunków obróbki cieplnej oraz określenie temperatury gwarantującej otrzymanie pseudodwufazowej struktury – austenit + węgliki. W badaniach oceniano wpływ parametrów austenitowania (temperatury i czasu) na wielkość ziaren wyznaczoną metodą Snyder-Graffa (wg PN-84/H-04507/01). Zawartość austenitu szczątkowego określono za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego Kristalofleks f-my Siemens, parametry struktury węglików określono za pomocą analizatora obrazu Multiscan. Przeprowadzono także badania twardości. Bliższe informacje o zastosowanych metodach badawczych podano w pracy [2]. Struktury stali obserwowano pod mikroskopem świetlnym przy powiększeniu 1000x.

3. WYNIKI BADAŃ

Badania stali NC11LV obejmowały:

- ocenę wpływu parametrów (temperatury i czasu) austenitowania na strukturę i twardość,
- stereologiczną ocenę skutków austenitowania,
- badanie odpuszczalności stali o różnej, dwufazowej strukturze.

3.1. Wpływ parametrów austenitowania na strukturę fazową i twardość

W tablicy 1 przedstawiono wyniki pomiarów wielkości ziaren ocenionych wskaźnikiem Snyder-Graffa. Wynika z niej, że zmiany struktury ziaren zależą głównie od temperatury austenitowania; zmiany wskaźnika S-G ze wzrostem czasu są nieregularne. Podobnie, dużą nieregularność zmian pod wpływem czasu austenitowania zauważono przy ocenie udziału objętościowego węglików oraz zawartości austenitu szczątkowego stali NC11LV.

Z tablicy 2 wynika, że ze wzrostem temperatury austenitowania udział węglików zmniejsza się, a zawartość austenitu szczątkowego – rośnie; intensywnie po przekroczeniu temperatury 1100 °C. Z tablicy wynika ponadto, że skład fazowy stali, powyżej temperatury 1150, zawiera jedynie śladowe ilości ferrytu,

a udział objętościowy węglików wynosi około 3%.

Tablica 1. Wyniki oceny struktury ziarnowej hartowanej stali NC11LV

Table 1. Results of the evaluation of the grain structure of NC11LV steel after hardening

Czas min	Temperatura, °C							
	900	950	1000	1050	1100	1150	1200	
5	Ziaren nie zaobserwowano					5,5	4,3	
10						7,2	4,8	3,4
20						6,7	5,1	3,2
40						6,8	4,4	3,2

Tablica 2. Udział objętościowy węglików i austenitu szczątkowego w hartowanej stali NC11LV

Table 2. Volume fraction of carbides and the retained austenite in hardened NC11LV steel

Czas min	Temperatura, °C						
	900	950	1000	1050	1100	1150	1200
Udział objętościowy węglików, %							
5	10,6	11,0	10,2	9,4	9,6	3,8	2,8
10	9,2	12,9	10,8	11,0	4,3	3,8	2,5
20	10,8	18,6	10,1	12,9	8,9	2,9	2,4
40	11,1	10,7	11,9	9,2	4,2	4,5	3,0
Zawartość austenitu szczątkowego, %							
5	4,2	3,7	6,1	10,7	40,7	Ślady Fe α	
10	1,2	2,8	6,0	15,4	41,8		
20	0,0	4,7	6,4	20,5	27,1		
40	2,1	1,3	2,2	12,0	20,3		

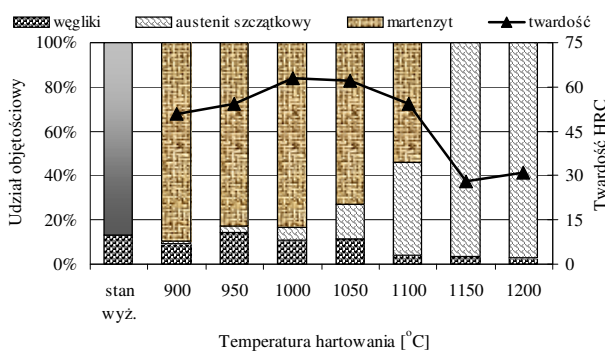
Wyniki pomiarów twardości podano w tablicy 3. Z tablicy wynika, że do temperatury austenitowania 1050 °C (zalecana, górna temperatura hartowania) twardość stali wzrasta, a powyżej tej temperatury, skutkiem gwałtownego wzrostu zawartości austenitu szczątkowego, intensywnie maleje do temperatury austenitowania 1150 °C. Powyżej tej temperatury, zmiany twardości pod wpływem zmiany temperatury są minimalne; podobnie jak zmiany austenitu szczątkowego. Z tablicy wynika również, że wpływ czasu austenitowania na twardość jest minimalny.

Tablica 3. Wpływ warunków austenitizowania na twardość stali NC11LV

Table 3. Influence of austenitizing temperature on the hardness of NC11LV steel

Czas min	Temperatura austenitizowania, °C						
	900	950	1000	1050	1100	1150	1200
5	49,2	55,3	62,0	64,2	50,5	34,7	29,2
10	50,8	54,5	63,0	62,2	54,7	28,3	30,8
20	54,0	59,7	63,0	63,2	59,0	36,7	31,0
40	53,0	59,3	63,3	63,2	59,7	34,8	29,3

Na rysunku 3 przedstawiono podsumowanie wyników badań strukturalnych (określenie zawartości austenitu szczątkowego i udziału objętościowego węglików) oraz pomiarów twardości. Obserwowane zmniejszenie udziału węglików wiąże się ze wzrostem udziału austenitu szczątkowego i ze spadkiem twardości. Z wykresu wynika ponadto, że od temperatury 1150 °C struktura staje się pseudodwufazowa; zawiera austenit ze śladami fazy α oraz węgliki w ilości (około 3%). Ten stan strukturalny wykorzystano w badaniach wpływu struktury na dyfuzję azotu w odkształconej plastycznie stali NC11LV.



Rys. 3. Wpływ temperatury austenitizowania na skład fazowy oraz na twardość hartowanej stali NC11LV; czas austenitizowania - 10 minut

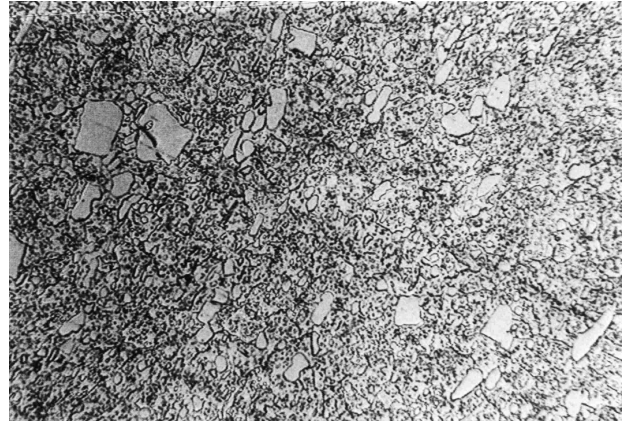
Fig. 3. Influence of the austenitizing temperature on the phase composition and hardness of NC11LV steel; time of austenitizing – 10 minute

3.2. Stereologiczna analiza struktury stali NC11LV

Stal NC11LV w stanie wyżarzonym zawiera przede wszystkim węgliki Cr_7C_3 , rozmieszczone nierównomiernie na tle ferrytycznej osnowy (rys. 4). Stereologiczne parametry

struktury węglkowej stali NC11LV w stanie wyżarzonym były następujące:

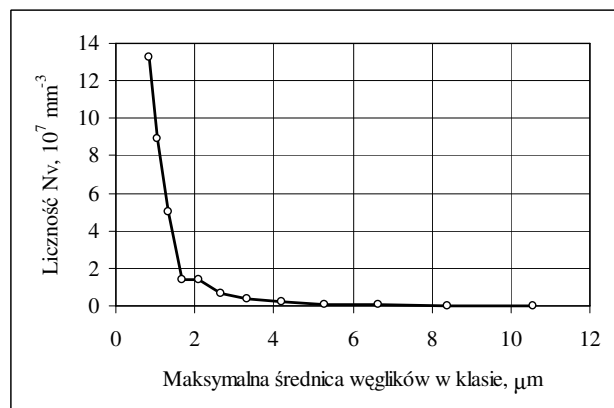
$$N_V = 31,4 \times 10^{-7} \text{ mm}^{-3}; D = 1,49 \text{ } \mu\text{m}; \\ \sigma_D = 0,77 \text{ } \mu\text{m}; S_V = 275 \text{ mm}^2/\text{mm}^3; \sigma_D = 0,52.$$



Rys. 4. Struktura stali NC11LV w stanie wyżarzonym. Pow. 500x

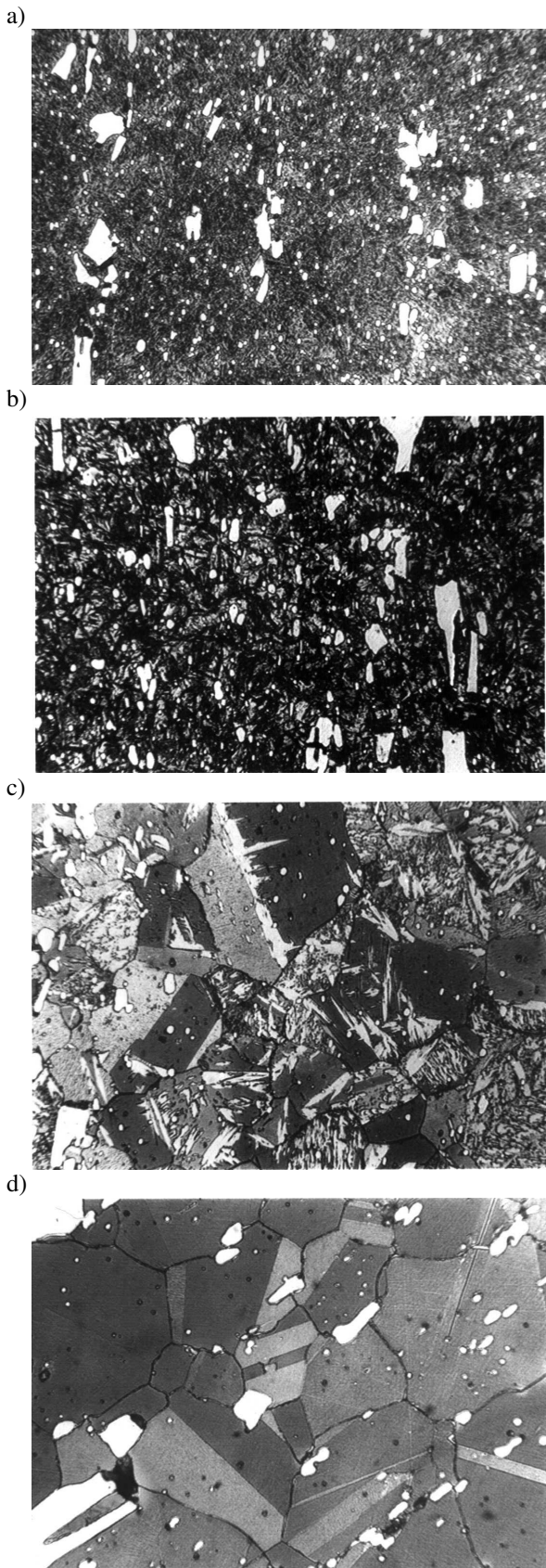
Fig. 4. Structure of the NC11LV steel after annealing. Magnification 500x

Na rys. 5 pokazano rozkład prezentujący licznosc węglików N_V w poszczególnych klasach wielkości średnic. Podobnie jak w przypadku stali NC10 [2] wykres ten, jak i pozostałe rozkłady licznosci węglików stali NC11LV różnią się od rozkładu normalnego, przy czym licznosc węglików w najmniejszej klasie stali w stanie wyżarzonym przewyższa licznosc węglików w tych klasach stali hartowanej (rys.10). Powodem jest to, że podczas austenitizowania część drobnych węglików zanika, a większe zmniejszają się skutkiem rozpuszczania.



Rys. 5. Rozkład licznosci węglików (w klasach średnic) stali NC11LV w stanie wyżarzonym

Fig. 5. Frequency distribution of carbides (in classes of diameter) of the NC11LV steel after annealing



Rys. 6. Struktura stali NC11LV w stanie zahartowanym z temperatury 1000 °C (a), 1100 °C (b), 1150 °C (c) i 1200 °C (d). Pow. 500x

Fig. 6. Structure of the NC11LV steel after hardening from 1000 °C (a), 1100 °C (b), 1150 °C (c) and 1200 °C (d). Magnification 500x

Na rys. 6 pokazano struktury stali NC11LV w stanie zahartowanym w oleju, po austenitowaniu w różnej temperaturze. Z rysunku wynika, że po hartowaniu z temperatury powyżej 1100 °C ilość węglików gwałtownie maleje, a granice ziaren stają się widoczne.

Stereologiczne badania struktury węglkowej stali NC11LV przeprowadzono na próbkach austenitowanych w ciągu 10 minut. Parametry struktury węglików, ich liczbę i rozkłady określano – podobnie jak poprzednio [2] – przyjmując kulisty kształt cząstek w polidispersyjnej strukturze, metodą Sołtykowa [6]. Oprócz liczby węglików w jednostce objętości N_V , wyznaczono średnią średnicę węglików D , ich dyspersję σ_D oraz powierzchnię właściwą S_V . Z pomocą analizatora obrazu oceniano 10 miejsc struktury przy powiększeniu 1000x. Jest to stosunkowo małe powiększenie i dlatego część drobnych węglików mogła być pominięta w ocenie. Wyniki obserwacji podano w tablicy 4 oraz na rysunkach 7, 8, 9.

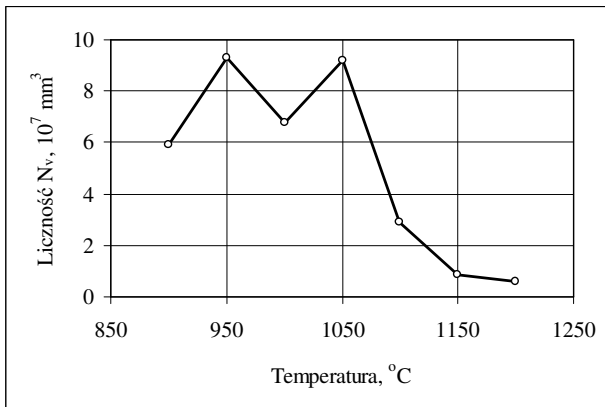
Tablica 4. Parametry struktury stali NC11LV hartowanej z różnej temperatury

Table 4. Structure parameters of the NC11LV steel after hardening from different temperature

Parametry struktury	Temperatura austenitowania, °C						
	900	950	1000	1050	1100	1150	1200
N_V , 10^7 mm^{-3}	5,1	9,2	6,8	9,2	2,9	0,8	0,6
D , μm	1,16	1,11	1,11	1,04	1,04	1,31	1,49
σ_D , μm	0,58	0,53	0,55	0,49	0,54	0,89	1,03
S_V , mm^2/mm^3	269	449	331	384	127	68	63
σ_D/D	0,50	0,47	0,50	0,47	0,51	0,68	0,69

Na rys. 7 przedstawiono wpływ temperatury austenitowania na licznosc węglików. Z rysunku wynika, że od temperatury austenitowania 1050 °C udział węglików wyraźnie się zmniejsza, a od temperatury austenitowania 1150 °C nie ulega zmianie. Duży rozrzut udziałów węglików w próbkach zahartowanych z niższej temperatury wynika z występowania w nich (prawdopodobnie) dużej segregacji i bardzo zróżnicowanej ich wielkości. Stal NC11LV, stal narzędziowa o strukturze ledeburytycznej, zwłaszcza konwencjonalnego wytopu, charakteryzuje się dużą niejednorodno-

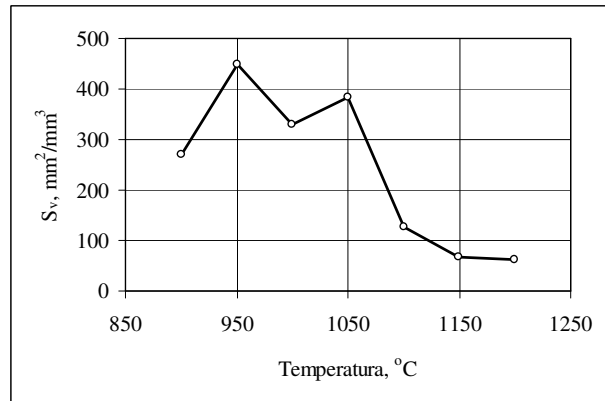
ścią struktury węglkowej. Podobny kształt wykresu otrzymano dla zmian powierzchni właściwej S_V (rys. 9).



Rys. 7. Wpływ temperatury austenitowania na licznosc N_V węglków hartowanej stali NC11LV

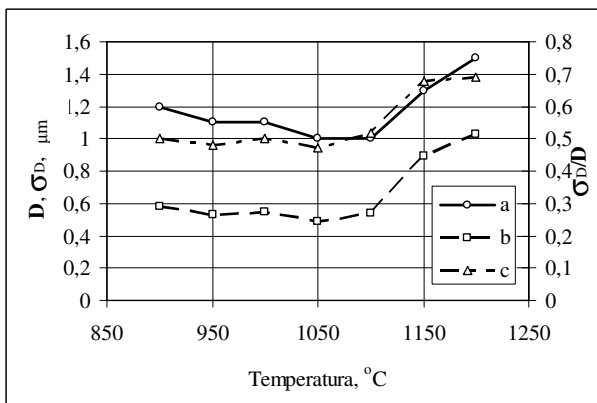
Fig. 7. Influence of the austenitizing temperature on the number of carbide in the volume unit N_V of the hardening NC11LV steel

mierzony średnim odchyleniem σ_D lub stosunkiem tego odchylenia do średniej średnicy D , co wskazuje na niejednorodnosc przemian zachodzących podczas hartowania. Zmiany powierzchni właściwej węglków S_V (rys. 9), ze wzrostem temperatury, są podobne jak w przypadku zmian licznosci N_V (rys. 7).



Rys. 9. Wpływ temperatury austenitowania na powierzchnię właściwą S_V hartowanej stali NC11LV

Fig. 9. Influence of the austenitizing temperature on the specific surface of carbide S_V of the hardening NC11LV steel

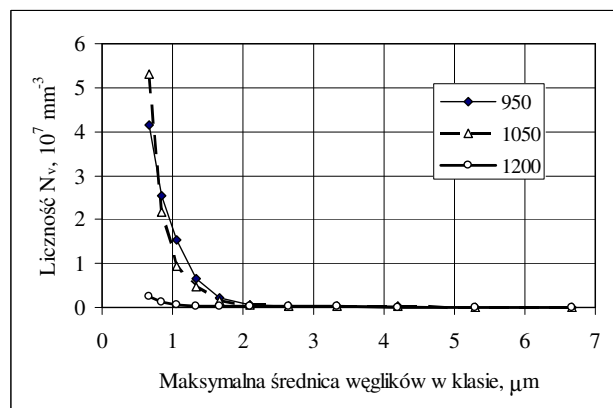


Rys. 8. Wpływ temperatury austenitowania na parametry struktury węglkowej hartowanej stali NC11LV: a – średnią średnicę D , b – odchylenie standardowe średniej średnicy σ_D , c – wartość stosunku odchylenia standardowego do średniej średnicy σ_D/D

Fig. 8. Influence of the austenitizing temperature on carbide structure parameters of the hardening NC11LV steel: a – mean diameter D , b – mean deflection of the mean diameter σ_D , c – value of the ratio of the mean deflection to the mean diameter σ_D/D

Wpływ temperatury austenitowania na wielkość węglków (średnią średnicę węglków D) przedstawiono na rys. 8. Z rysunku wynika, że do temperatury austenitowania 1100°C wartość średniej średnicy węglków prawie nie ulega zmianie, a powyżej tej temperatury proporcjonalnie rośnie, co wiąże się z zanikiem drobnych węglków. Pozostają jedynie węgliki pierwotne, rosnące w wyniku koalescencji. Zwiększa się również rozrzut ich wielkości

Zmiany wielkości węglków w poszczególnych klasach pokazano na rys.10. Z rysunku wynika, że ze wzrostem temperatury austenitowania zanikają, rozpuszczają się stopniowo, węgliki o mniejszych średnicach. Pewne zaburzenie tej tendencji, w klasie węglków o najmniejszej średnicy, wynika z niejednorodności struktury węglkowej materiału w stanie dostawy.



Rys. 10. Rozkłady licznosci węglków (w klasach średnic) hartowanej stali NC11LV po austenitowaniu w różnej temperaturze; 950, 1050 i 1200°C

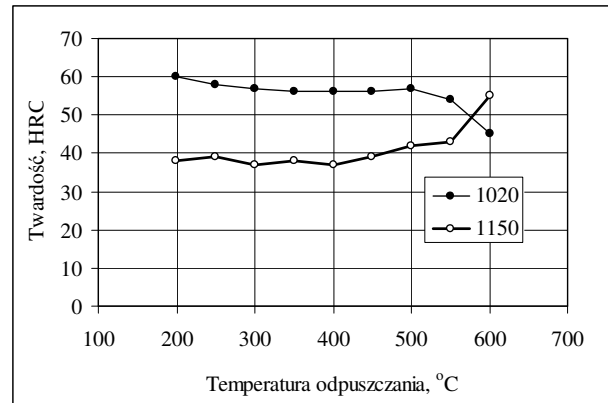
Fig. 10. Frequency distributions of carbides (in classes of diameter) of the NC11LV steel quenched after austenitizing at different temperature; 950, 1050 and 1200°C

Z badań stali NC11LV wynika, że ważne zmiany struktury węglkowej zachodzą podczas austenitizowania w przedziale temperatury 1050–1150 °C, a więc w węższym niż w przypadku stali NC10 [2]. W tym przedziale wzrasta wyraźnie udział austenitu szczątkowego, który po zahartowaniu z temperatury powyżej 1150 °C stanowi ośnowę. Natomiast ziarna rozrastają się nadal, do temperatury 1200 °C; powyżej powstają nadtopienia. Pozostające po austenitizowaniu w tym przedziale węgliki nie stanowią już barier dla migrujących granic ziaren.

3.3. Wpływ stanu strukturalnego po hartowaniu na dopuszczalność stali NC11LV

Zmiany struktury stali NC11LV po hartowaniu z różnej temperatury wykorzystano przy ocenie wpływu warunków odpuszczania na właściwości. W oparciu o poznane różnice struktury hartowanej stali wybrano dwa warianty; stan osnowy zawierający martenzyt z niewielką ilością austenitu szczątkowego oraz austenit z niewielką ilością fazy α . Struktury takie otrzymano po zahartowaniu stali z temperatury 1020 i 1150 °C. Z uwagi na dodatki stopowe w stali NC11LV, optymalna temperatura austenitizowania, wybrana w celu otrzymania struktury martenzytycznej, jest nieco wyższa niż w przypadku stali NC10 [2].

W niniejszy artykule, podobnie jak w pracy [2], przedstawiono wyniki badań wpływu temperatury odpuszczania na twardość i zawartość austenitu szczątkowego. Materiałem badanym była stal NC11LV, zahartowana na martenzyt z temperatury 1020 °C o twardości około 62 HRC, oraz zahartowana z temperatury 1150 °C, o twardości około 30 HRC, zawierająca pseudodwufazową strukturę – austenit (śladowe ilości fazy α) i węgliki. Odpuszczanie przeprowadzono w temperaturze 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 550 i 600 °C, w czasie 0,5; 1; 2 i 4 godziny. Na rys.11 przedstawiono wyniki badań w postaci tradycyjnej charakterystyki; zależność twardości od temperatury dwugodzinnego odpuszczania.



Rys. 11. Wpływ temperatury dwugodzinnego odpuszczania na twardość stali NC11LV hartowanej z temperatury 1020 i 1150 °C

Fig. 11. Influence of the temperature of two hours tempering on the hardness of NC11LV steel after hardening from 1020 and 1150 °C

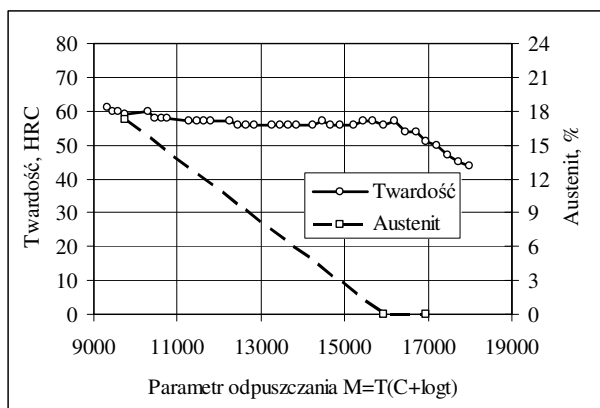
Podstawową charakterystykę odpuszczalności stanowił związek twardości z tak zwanym parametrem odpuszczania M (według Jaffe-Hollomona) w postaci:

$$M = T (C + \log t)$$

gdzie:

T i t – temperatura (K) i czas odpuszczania (h).

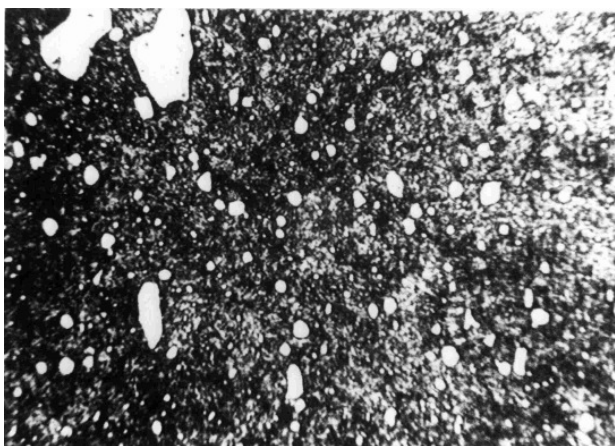
Na rysunku 12 przedstawiono wpływ warunków odpuszczania na twardość i udział austenitu szczątkowego w stali NC11LV hartowanej z temperatury 1020 °C. Z uwagi na dużą czasochłonność analizy rentgenostrukturalnej, zawartość austenitu w stali wyznaczono jedynie dla kilku wartości parametru M. Z rysunku wynika, że twardość stali po hartowaniu z niższej temperatury, do wartości M około 16000 (temperatura odpuszczania około 550 °C) prawie nie ulega zmianie, a powyżej tej temperatury – gwałtownie maleje. Natomiast udział austenitu szczątkowego do tej temperatury odpuszczania zmniejsza się do zera. Po odpuszczaniu w warunkach $M > 16000$ stal NC11LV nie zawiera austenitu szczątkowego. Zbyt mała liczba pomiarów nie pozwala określić przyczyny zmian własności. Można jedynie przypuszczać, że tworzenie struktury typu bainitycznego i wydzielanie węglików wpływają w pewnym stopniu na ustabilizowanie twardości w górnym przedziale wartości parametru M.



Rys. 12. Wpływ parametru odpuszczania M na twardość i zawartość austenitu w stali NC11LV hartowanej z temperatury $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 12. Influence of the tempering parameter M on the hardness and the value of austenite of the NC11LV steel after hardening from $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$

Zdjęcie struktury stali NC11LV, zahartowanej z temperatury $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ i odpuszczonej w temperaturze $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ w ciągu dwóch godzin pokazano na rysunku 13. Struktura zawiera węgliki (pierwotne i wydzielone podczas odpuszczania) na tle martenzytycznej osnowy. Struktura próbek hartowanych w podobny sposób i odpuszczonych w różnej temperaturze, obserwowane przy powiększeniu $1000\times$ nie różniły się zbyt wiele od struktury próbki pokazanej na zdjęciu. Ocena różnicy, wymagałaby innej techniki obserwacji.

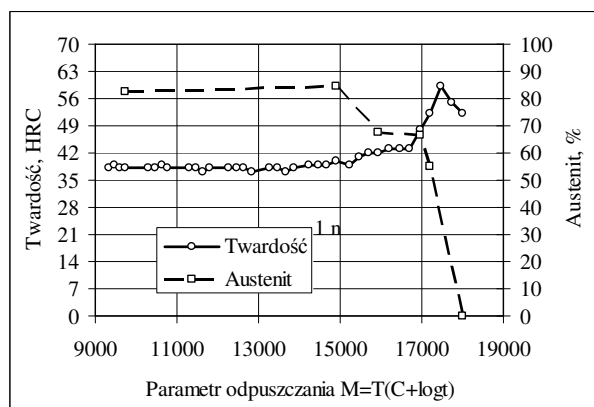


Rys. 13. Struktura stali NC11LV po hartowaniu z temperatury $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ i odpuszczonej w temperaturze $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ w ciągu 2 h. Pow. $1000\times$

Fig. 13. Structure of the NC11LV steel after hardening from $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ and after tempering in $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ by 2 h. Magnification $1000\times$

Odmienne charakterystyki odpuszczania wykazuje stal NC11LV hartowana z temperatu-

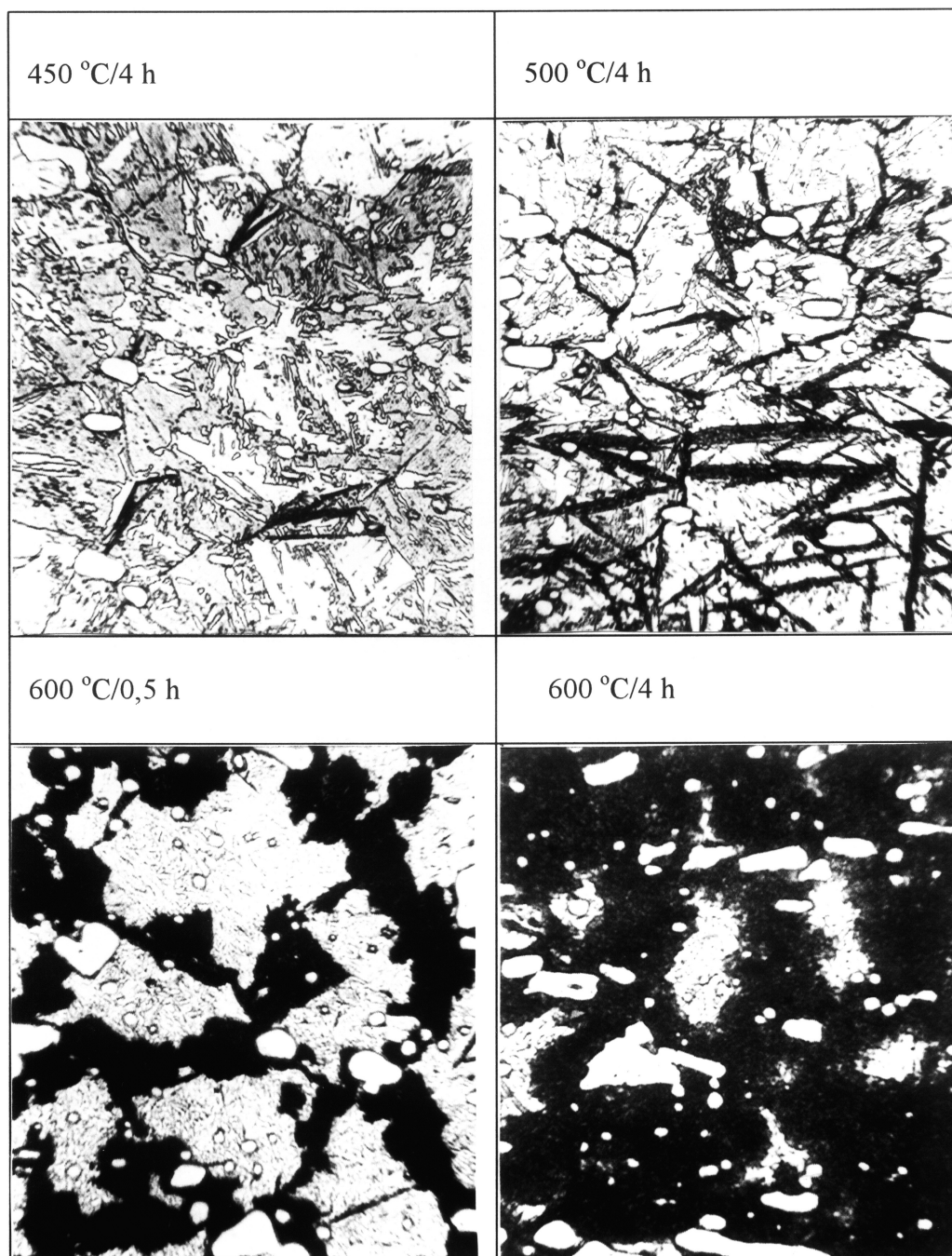
ry $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (rys.14). Stal w stanie zahartowanych z tej temperatury ma stosunkowo niewielką twardość; przyczyną jest stan strukturalny osnowy, zawierającej austenit i nierozpuszczone węgliki pierwotne. Austenit ten jest bardzo trwały i rozpada się częściowo dopiero przy $M > 16000$. Z rysunku wynika, że przy M około 17000 udział austenitu przekracza jeszcze wartość 60% . Intensywne zmiany zawartości austenitu szczytkowego zachodzą dopiero gdy wartość parametru M przekroczy 18000 , to jest od temperatury $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Do tej wartości M twardość wzrasta, zwłaszcza w przedziale parametru od 16000 do 18000 . Powyżej tego zakresu twardość stali intensywnie maleje. Można także wnioskować, że stal zahartowana z wysokiej temperatury (do stanu austenitycznej osnowy) wykazuje bardzo wąski zakres podwyższonej twardości.



Rys. 14. Wpływ parametru odpuszczania M na twardość i zawartość austenitu w stali NC11LV hartowanej z temperatury $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 14. Influence of the tempering parameter M on the hardness and the value of austenite of the NC11LV steel after hardening from $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$

Zmiany strukturalne stali zahartowanej z temperatury $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, zachodzące podczas odpuszczania, przedstawiają struktury pokazane na rysunku 14. Można zauważyć, że w próbce odpuszczonej w temperaturze $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ widoczne są ślady bainitu (początki rozpadu fazy γ) na tle austenitu. Udział bainitu zwiększa się pod wpływem wzrostu temperatury odpuszczania. Widać ponadto, że austenit szczytkowy występuje jeszcze w próbce odpuszczonej w temperaturze $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, co potwierdza fakt, że stopowy austenit otrzymany w wyniku hartowania stali z temperatury bliskiej solidusu jest bardzo trwały.



Rys. 15. Struktura stali NC11LV po hartowaniu z temperatury 1150 °C i odpuszczonej; temperatura i czas odpuszczania: a) 450 °C/ 4 h, b) 500 °C/ 4 h, c) 550 °C/ 0,5 h, d) 600 °C/ 4 h

Fig. 15. Structure of the NC11LV steel after hardening from 1150 °C and after tempering; temperature and time of the tempering: : a) 450 °C/ 4 h, b) 500 °C/ 4 h, c) 550 °C/ 0,5 h, d) 600 °C/ 4 h

4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Wysokochromowe, ledeburtyczne stale narzędziowe umożliwiają otrzymanie struktur pseudodwufazowych, zawierających martenzyt z niewielką ilością austenitu szczątkowego lub austenit ze śladową zawartością fazy α , z węglkami. Udział tych węglków zmniejsza się ze

wzrostem temperatury austenitowania. Celem badań było określenie warunków obróbki umożliwiających otrzymanie takich struktur i określenie ich zachowania się przy zmieniających się parametrach odpuszczania oraz stworzenie podstaw do projektowania procesów technologicznych obróbki cieplnej, mając na uwadze dużą odporność na odpuszczają-

ce działanie temperatury stali o pseudodwufazowej strukturze osnowy. Otrzymanie takich struktur stanowiło warunek poprawnej oceny wpływu struktury osnowy zahartowanej stali na dyfuzję azotu, oraz skutków azotowania stali NC11LV o różnej strukturze.

Badania pozwoliły sformułować następujące wnioski:

1. Wzrost temperatury austenitowania stali powoduje wzrost zawartości austenitu szczątkowego i rozrost ziaren. Wzrost ilości austenitu szczątkowego wiąże się z udziałem składników stopowych stali (udziałem chromu, molibdenu i wanadu), rozrostem ziaren i zanikiem części węglików, jako barier dla migrujących granic ziaren.
2. Gwałtowne zmiany strukturalne zachodzą w przedziale temperatury 1050–1150 °C. Zmieniają się parametry struktury węglkowej; zmniejsza się liczność i powierzchnia właściwa węglików, wzrasta natomiast ich średnica i niejednorodność, także poza tym zakresem.
3. Trwałość austenitu szczątkowego, po hartowaniu z temperatury 1020 °C jest mniejsza, aniżeli po hartowaniu z temperatury 1150 °C; austenit stopowy jest bardziej trwały.
4. Z austenitem szczątkowym wiąże się twardość stali po odpuszczaniu; twardość próbek zahartowanych z temperatury 1020 °C maleje od temperatury około 500 °C (wartość parametru $M = 15920$), a próbek zahartowanych z temperatury 1150 °C – od 600 °C ($M = 17722$).

Z porównania charakterystyk chromowych stali narzędziowych wynika, że maksimum twardości próbek ze stali NC10 [2] znajduje się w niższej temperaturze austenitowania aniżeli maksimum twardości próbek ze stali NC11LV. Podobnie przesunięta jest temperatura odpowiednich zmian strukturalnych, jak rozrost ziaren, zawartość austenitu szczątkowego i parametry struktury węglków. Z porównania ww. stali wynika ponadto, że austenit w stali NC11LV jest bardziej odporny na odpuszczające działanie podwyższonej temperatury, zwłaszcza otrzymany po hartowaniu z temperatury 1150 °C, a zmiany jego zawartości podczas odpuszczania mają bardziej gwał-

towny przebieg. Dużą trwałość austenitu szczątkowego w stali NC11LV wykazały także badania dylatometryczne, które omówione zostaną w kolejnej publikacji.

LITERATURA

- [1] Berkowski L.: Podstawy technologii narzędzi z wykorzystaniem dyfuzji azotu w odkształconych, wysokochromowych stalach ledeburytycznych. Projekt badawczy KBN nr 1012/T08C/96/11. INOP- Poznań, 1999, s. 78, 91 rys., 14 tab.
- [2] Berkowski L., Borowski J.: Wpływ struktury na skutki azotowania chromowych stali ledeburytycznych. Część II: Warunki obróbki cieplnej stali NC10. *Obróbka Plastyczna Metali*. 2005, t. 16, nr 5, s. 5 – 15, 4 rys., 2 tab., bibliogr. 8 poz.
- [3] Popov A. A., Popova A. E.; Izotermičeskie i termokinetičeskie diagramy raspada pereochnlaždennogo austenita. MAŠGIZ, Moskwa 1961 s. 430, 600 rys., bibliogr. 136 poz.
- [4] Pacyna J.: Metaloznawstwo pękania stali narzędziowych. *Zeszyty Naukowe AGH „Metalurgia i Odlewnictwo”* nr 120. Kraków 1988. 190 s., 76 rys., 17 tab., bibliogr. 94 poz.
- [5] Berkowski L.: Wpływ struktury na skutki azotowania chromowych stali ledeburytycznych. Część I: Informacje o materiale badań. *Obróbka Plastyczna Metali*. 2005, t. 16, nr 5, s. 5 – 15, 12 rys., 2 tab., bibliogr. 26 poz.
- [6] Soltykov S.A.: *Stereometričeskaja Metallografia*. Wyd. Metallurgija 1970 wyd. 3 s. 376, 190 rys. 59 tab. bibliogr. 166 poz.