

Prof. dr hab. inż. Leopold BERKOWSKI, doc. dr hab. inż. Ignacy WIERSZYŁŁOWSKI,
dr inż. Jacek BOROWSKI

Instytut Obróbki Plastycznej, Poznań

Wpływ struktury na skutki azotowania chromowych stali ledeburytycznych

Część IV. Dylatometryczne badania stabilności struktury hartowanej stali NC11LV

*The influence of structure on the results of the nitriding
of ledeburitic chromium steels*

*Part IV: Dilatometric analysis the stability of the structure
of hardened NC11LV steel*

Streszczenie

W artykule omówiono wyniki badań, których celem była ocena stabilności austenitu szcążkowego w stali NC11LV (X153CrMoV12) o pseudodwufazowej strukturze; zwłaszcza zawierającej węgliki, austenit szcążkowy i martenzyt śladowej ilości. Udział austenitu szcążkowego określono metodą dylatometryczną. Badania wykazały, że zakres przemiany austenitu przy chłodzeniu próbek z temperatury 900 °C, stali zahartowanej wstępnie z wyższej temperatury (1150 °C), znajduje się w niższej temperaturze. Ponadto badania z wytrzymywaniem izotermicznym próbek w temperaturze 600 °C wykazały, że austenit jest bardziej trwały, w porównaniu z austenitem próbek zahartowanych wstępnie z temperatury 1020 °C.

Abstract

The aim of the research was denomination the stability of the austenite in pseudodoublephase structure of the NC11LV (X153CrMoV12) steel; especially contains the rest austenite, carbide and martensite in a very little amount. The amount of the austenite has determined by dilatometric method. The research show, that the scope of the austenite transformation during cooling from 900 °C temperature, of the specimen initial hardening from 1150 °C, lies in the lower temperature, besides – it observed during heating at 600 °C – is very stable, to compare to the rest austenite of the specimen hardened initially from lower temperature (1020 °C).

Słowa kluczowe: stal narzędziowa, obróbka cieplna, stabilność austenitu, badania dylatometryczne

Key words: tool steel, heat treatment, stability of the austenite, dilatometric research

1. WSTĘP

Ze wzrostem temperatury austenitowania rośnie zawartość austenitu szcążkowego w zahartowanej stali. Taką tendencję wykazuje większość stali, a wśród nich chromowe stale narzędziowe o strukturze ledeburytycznej. Badania stali NC10 [1] i NC11LV (X153CrMoV12) [2] wykazały, że stale te po zahartowaniu z temperatury powyżej 1100 °C, wykazują pseudodwufazową strukturę, zawierającą austenit szcążkowy (ze śladową ilością fazy α) oraz węgliki. Z badań wynika ponadto,

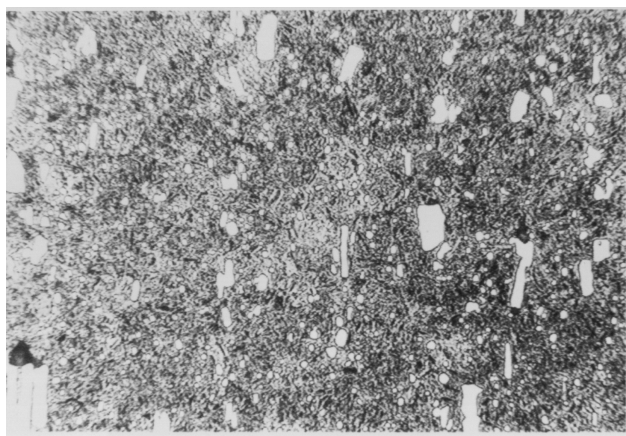
że austenit szcążkowy, zwłaszcza stali NC11LV, jest bardzo trwały.

Duża stabilność austenitu szcążkowego, jego odporność na odpuszczające działanie temperatury, spowodowała, że uzasadnione stały się badania dylatometryczne. Celem tych badań była analiza procesu odpuszczania próbek ze stali NC11LV zahartowanej z temperatury 1020 i 1150 °C. Program badań obejmował analizę dylatometryczną:

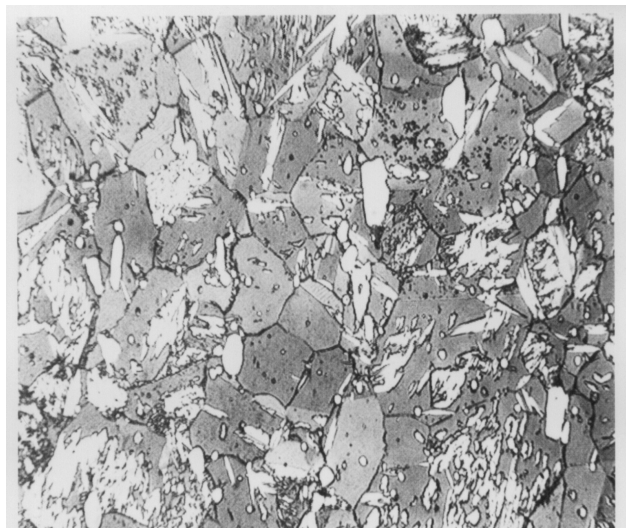
1. przy podgrzewaniu i chłodzeniu, oraz
2. podczas izotermicznego wygrzewania w wybranej temperaturze odpuszczania.

Na rys.1 pokazano struktury stali NC11LV w stanie wyjściowym, tj. po zahartowaniu w oleju z temperatury 1020 °C (a) i 1150 °C (b). Czas austenitowania wynosił 10 minut. Struktura obydwu próbek zawierała nierozpuszczone węgliki oraz martenzytyczno-austenityczną osnowę. W próbce zahartowanej z temperatury 1150 °C, z dużą ilością austenitu, węglików jest znacznie mniej, a widoczne igły świadczą o obecności martenzytu zbliźniaczonego.

a)



b)



Rys. 1. Struktura stali NC11LV po zahartowaniu z temperatury 1020 i 1150 °C. Czas wytrzymywania 10 minut. Pow. 500 x

Fig. 1. Structure of NC11LV steel after hardening from 1020 and 1150 °C. Holding time - 10 minute. Magnification 500 x

2. METODA I ZAKRES BADAŃ

W badaniach dylatometrycznych oceniano wydłużenie próbki cylindrycznej, o średnicy 2 mm i długości 13 mm, spowodowane zmianą jej objętości skutkiem przemian fazowych lub wydzielania; w przypadku stali NC11LV przemian ($\alpha \rightarrow \gamma$) i ($\gamma \rightarrow \alpha$) lub wydzielaniem węglików. Badania przeprowadzono z pomocą dylatometru LK02 f-my ADAMEL-LHOMARGY.

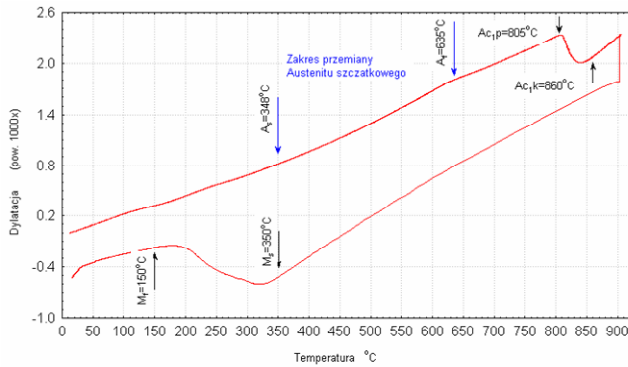
Badania na próbkach zahartowanych z temperatury 1020 i 1150 °C prowadzone były przy podgrzewaniu ciągłym z szybkością 0,02 °C/s, a przy podgrzewaniu do temperatury wytrzymywania izotermicznego z szybkością 2 °C/s. Próbki zahartowane z temperatury 1020 °C wygrzewano izotermicznie w temperaturze 480 i 600 °C, a zahartowane z temperatury 1150 °C – w temperaturze 540 i 600 °C.

3. WYNIKI BADAŃ

Badania obejmowały określenie temperatury przemian fazowych, zachodzących przy podgrzewaniu i chłodzeniu ciągłym próbek ze stali NC11LV o różnej, pseudodwufazowej strukturze oraz ocenę stabilności tych struktur podczas wielogodzinnego odpuszczania. Struktury zawierały martenzyt z niewielką ilością austenitu + węgliki lub węgliki i austenit ze śladową zawartością martenzytu.

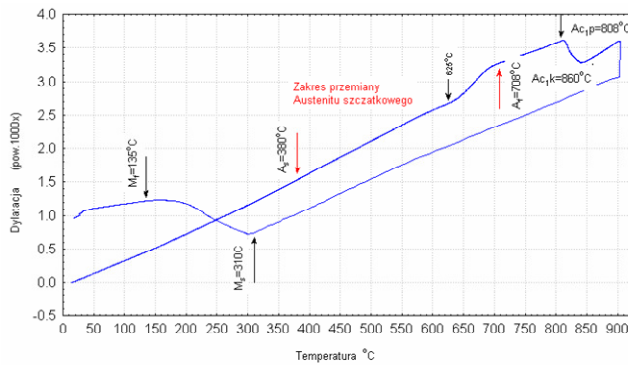
3.1. Analiza krzywych dylatometrycznych przy podgrzewaniu i chłodzeniu ciągłym

Na rysunkach 2 i 3 pokazano krzywe dylatometryczne, wyznaczone przy podgrzewaniu ciągłym do temperatury 900 °C i przy chłodzeniu z tej temperatury do temperatury otoczenia.



Rys. 2. Krzywa dylatometryczna wyznaczona przy nagrzewaniu i chłodzeniu ciągłym; próbka ze stali NC11LV, zahartowanej wstępnie z temperatury 1020 °C

Fig. 2. Dilatometric curve obtained at continuously heating and cooling; the specimen of NC11LV steel, preliminary hardening from 1020 °C



Rys. 3. Krzywa dylatometryczna wyznaczona przy nagrzewaniu i chłodzeniu ciągłym; próbka ze stali NC11LV, zahartowanej wstępnie z temperatury 1150 °C

Fig. 3. Dilatometric curve obtained at continuously heating and cooling; the specimen of NC11LV steel, preliminary hardening from 1150 °C

Dylatogram stali NC11LV zahartowanej z temperatury 1020 °C (rys. 2) pozwala wyróżnić (przy podgrzewaniu) trzy zakresy temperaturowe:

- 110 °C – 170 °C - skurcz w przedziale 110–170 °C, spowodowany prawdopodobnie intensywnym wydzielaniem węgla ϵ ; dalsze zmiany struktury węglkowej przebiegają w sposób ciągły i nie są obserwowane na krzywej dylatometrycznej,
- 348 °C – 635 °C - wzrost objętości próbki, którego przyczyną jest rozpad austenitu szczałkowego w strukturę zawierającą ferryt i węgliki; temperatura początku tego rozpadu A_s (348 °C), a końca A_f (635 °C),
- 805 °C – 860 °C - w przedziale temperatury 805–860 °C (A_1) powstaje stopowy austenit.

Krzywa dylatometryczna stali NC11LV zahartowanej z wysokiej temperatury (1150 °C), pokazana na rys. 3 ma inny przebieg. Skurcz spowodowany wydzielaniem węgla ϵ jest prawie niezauważalny i występuje w nieco niższej temperaturze. Natomiast przedział przemiany austenitycznej przesunięty jest w stronę wyższej temperatury. Ponadto można go podzielić na zakres proporcjonalnej, łagodnej zmiany objętości próbki (A_s – 590 °C) i zakres intensywnej przemiany austenitu (625 °C – A_f). Ten drugi zakres poprzedzony jest skurczem spowodowanym prawdopodobnie wydzielaniem.

Struktura hartowanej stali wpływa także na przemianę martenzytyczną. Zakres temperatury M_s – M_f , próbek zahartowanych wstępnie z niższej temperatury, po ochłodzeniu z temperatury 900 °C, jest szerszy, a punkt M_s , w porównaniu z krzywą chłodzenia próbki zahartowanej wstępnie z temperatury 1150 °C, znajduje się w wyższej temperaturze. Wykazano zatem, że struktura wyjściowa próbek ze stali NC11LV, po zahartowaniu z różnej temperatury, wpływa nie tylko na przebieg krzywych dylatometrycznych przy podgrzewaniu, ale także na przemianę martenzytyczną przy chłodzeniu ciągłym z temperatury 900 °C.

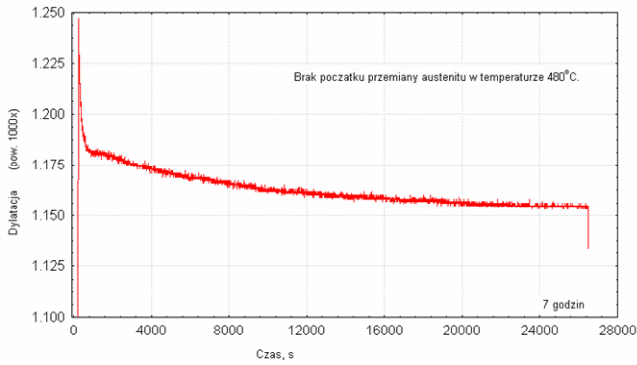
3.2. Analiza krzywych dylatometrycznych wyznaczonych podczas wygrzewania izotermicznego

Na podstawie badań dylatometrycznych przy chłodzeniu ciągłym (rys. 2 i 3) wyznaczono zakresy temperaturowe, w których zachodzi przemiana austenitu szczałkowego:

350 °C – 635 °C dla próbek zahartowanych z temperatury 1020 °C,

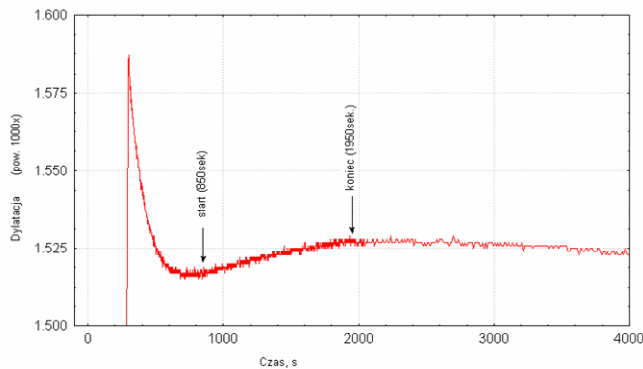
380 °C – 710 °C dla próbek zahartowanych z temperatury 1150 °C.

Na tej podstawie określono temperaturę wygrzewania izotermicznego, odpowiednio 480 °C i 600 °C dla próbek zahartowanych z niższej temperatury oraz 540 °C i 600 °C, zahartowanych z wyższej temperatury. Założono, że mogą to być warunki odpuszczania stali NC11LV do zastosowania w praktyce.



Rys. 4. Krzywa dylatometryczna wyznaczona przy nagrzewaniu izotermicznym w temperaturze 480 °C; próbki ze stali NC11LV, zahartowanej wstępnie z temperatury 1020 °C

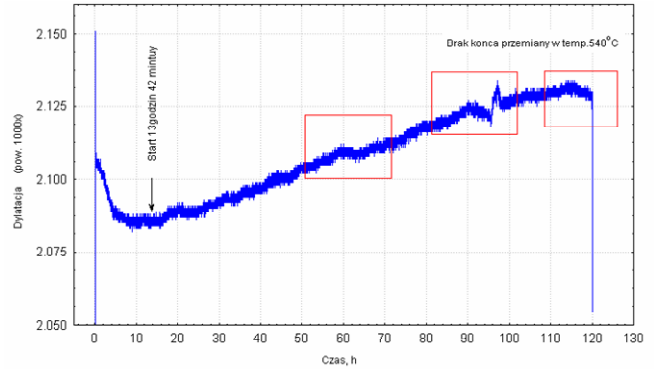
Fig. 4. Dilatometric curve obtained at isothermal heating at 480 °C; the specimen of NC11LV steel, preliminary hardening from 1020 °C



Rys. 5. Krzywa dylatometryczna wyznaczona przy nagrzewaniu izotermicznym w temperaturze 600 °C; próbki ze stali NC11LV, zahartowanej wstępnie z temperatury 1020 °C

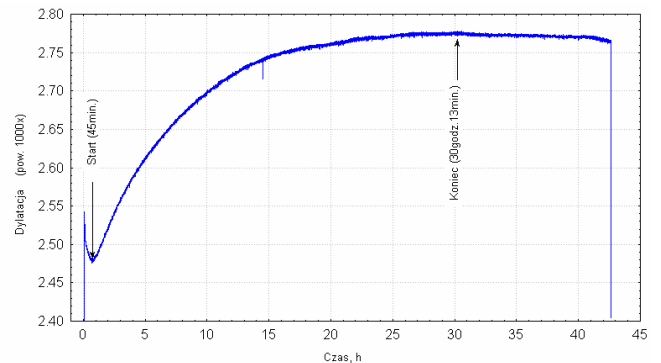
Fig. 5. Dilatometric curve obtained at isothermal heating at 600 °C; the specimen of NC11LV steel, preliminary hardening from 1020 °C

Zmiany wydłużenia próbki zahartowanej z temperatury 1020 °C i nagrzewanej izotermicznie do temperatury 480 °C pokazano na rys. 4. Widoczny jest niewielki skurcz w początkowym zakresie izotermicznego wytrzymywania, potem zmierzający do plato. Nie zaobserwowano natomiast wzrostu objętości próbki spowodowanego przemianą austenitu. W próbce wygrzewanej w temperaturze 600 °C (rys. 5) wzrost taki jest widoczny i kończy się po 1950 sekundach izotermicznego wytrzymywania; przemiana austenitu szczątkowego jest wtedy zakończona.



Rys. 6. Krzywa dylatometryczna wyznaczona przy nagrzewaniu izotermicznym w temperaturze 540 °C; próbki ze stali NC11LV, zahartowanej wstępnie z temperatury 1150 °C

Fig. 6. Dilatometric curve obtained at isothermal heating at 540 °C; the specimen of NC11LV steel, preliminary hardening from 1150 °C



Rys. 7. Krzywa dylatometryczna wyznaczona przy nagrzewaniu izotermicznym w temperaturze 600 °C; próbki ze stali NC11LV, zahartowanej wstępnie z temperatury 1150 °C

Fig. 7. Dilatometric curve obtained at isothermal heating at 600 °C; the specimen of NC11LV steel, preliminary hardening from 1150 °C

Dylatogram próbki zahartowanej z temperatury 1150 °C, wygrzewanej izotermicznie w temperaturze 540 °C pokazano na rys. 6. Widoczny jest spadek, a po około 14 godzinach stopniowy wzrost długości próbki, spowodowany przemianą austenitu. Widać również, że wzrost wydłużenia jest skokowy, a więc przemiana nie zachodzi w sposób ciągły. W próbce wytrzymywanej w temperaturze 600 °C (rys. 7) wzrost wydłużenia skutkiem przemiany austenitu rozpoczyna się już po 45 minutach, a przemiana kończy się po trzydziestu godzinach wytrzymywania.

Porównując pokazane dylatogramy (rys. 4-7) można zauważyć, że próbki zahartowane z temperatury 1150 °C wykazują nieporównanie większą zawartość austenitu szczątkowego i że jest on bardziej stabilny. Potwierdzają to

również wyniki badań omówionych w pracach [1 i 2]. Skokowy przebieg przemiany można tłumaczyć chwilową zmianą naprężeń własnych podczas przemiany. Relaksacja naprężeń następuje w zakresie przystanku, ułatwiając jej dalszy przebieg. Wyniki badań wskazują ponadto, że podczas wytrzymywania izotermicznego w temperaturze 480 °C (rys. 4), w stali zahartowanej z temperatury 1020 °C, przemiana austenitu praktycznie nie zachodzi.

4. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ I WNIOSKI

Obróbka cieplna chromowych stali narzędziowych o strukturze ledeburycyjnej, także stali NC11LV, pozwala w skrajnych przypadkach otrzymać pseudodwufazowe struktury, zawierające węgliki, oraz martenzyt i austenit w odpowiednich proporcjach. Wykorzystując w praktyce te możliwości można produkować narzędzia nie tylko o wysokich własnościach wytrzymałościowych, ale także o umocnionej powierzchni i ciągliwym rdzeniu, z dużą zawartością austenitu szczątkowego.

Wiadomo, że stal w stanie zahartowanym znajduje się w stanie metastabilnym. Nasuwają się więc pytania:

- jak stabilna jest struktura stali po jej zahartowaniu, zwłaszcza z wysokiej temperatury?
- co dzieje się podczas podgrzewania stali o różnej strukturze hartowania?

Badania wykazały, że struktura stali po zahartowaniu z wyższej temperatury (1150 °C) jest bardzo stabilna; rozpad austenitu szczątkowego przy podgrzewaniu odbywa się w wyższej temperaturze, a wytrzymywanie próbki w temperaturze 600 °C nie powoduje początkowo istotnych zmian osnowy; przemiana austenitu szczątkowego kończy się dopiero po trzynastogodzinnym wytrzymywaniu w tej temperaturze.

Analiza krzywych dylatometrycznych pozwoliła wyciągnąć następujące wnioski:

- 1) przy podgrzewaniu próbki zahartowanej wstępnie z temperatury 1020 °C (rys. 2) wyróżniono zakres wydzielania węglików ϵ (110–170 °C), rozpadu austenitu szczątkowego (348 – 635 °C) oraz przemiany A_1 (805–860 °C),

- 2) przy podgrzewaniu próbki zahartowanej wstępnie z temperatury 1150 °C zaobserwowano dwa zakresy przemiany austenitu; łagodny ($A_s - 590$ °C) i intensywny (625 °C - A_f), poprzedzony prawdopodobnie wydzielaniem węgla (skurcz),
- 3) zakres przemiany martenzytycznej $M_s - M_f$ próbki zahartowanej wstępnie z temperatury 1020 °C, wyznaczony podczas chłodzenia stali z temperatury 900 °C, znajduje się powyżej takiego zakresu stali zahartowanej z temperatury 1150 °C,
- 4) w przypadku próbki zahartowanej z temperatury 1020 °C wygrzewanie w temperaturze 480 °C nie spowodowało przemiany austenitu (brak wzrostu objętości próbki), a jedynie niewielki skurcz spowodowany wydzielaniem węgla; izotermiczne wygrzewanie próbki w temperaturze 600 °C spowodowało pełną przemianę austenitu w bainit, już po półgodzinnym wytrzymywaniu,
- 5) austenit w stali zahartowanej z temperatury 1150 °C jest bardzo trwały; jego przemiana w bainit w temperaturze 540 °C rozpoczyna się dopiero po trzynastu godzinach wytrzymywania, a zakończenie przemiany przy izotermicznym wygrzewaniu w temperaturze 600 °C następuje dopiero po trzydziestu godzinach.

Duża trwałość austenitu szczątkowego po zahartowaniu stali NC11LV, zwłaszcza z temperatury 1150 °C, ułatwia zastosowanie niskotemperaturowej obróbki cieplno-chemicznej – azotowania. Wyniki badania stabilności austenitu szczątkowego tej stali stanowią ważną informację, pomocną przy projektowaniu procesu technologicznego, gwarantującego produkcję narzędzi o ciągliwej strukturze rdzenia i warstwie odpornej na ścieranie.

Badania zrealizowano w ramach projektu nr 1012/T08C/96/11 - „Podstawy technologii narzędzi z wykorzystaniem dyfuzji azotu w odkształconych, wysokochromowych stalach ledeburycyjnych”, finansowanego przez Komitet Badań Naukowych [3].

LITERATURA

- [1] Berkowski L., Borowski J.: Wpływ struktury na skutki azotowania chromowych stali ledeburyticznych. Część II: Warunki obróbki cieplnej stali NC10. *Obróbka Plastyczna Metali*. 2007. t. 18, nr 1, s. 23 – 33, 13 rys., 4 tab., bibliogr. 9 poz.
- [2] Berkowski L., Borowski J.: Wpływ struktury na skutki azotowania chromowych stali ledeburyticznych. Część III: Warunki obróbki cieplnej stali NC11LV. *Obróbka Plastyczna metali*. 2007. t. 18, nr 3, s. 23 – 33, 15 rys., 4 tab., bibliogr. 6 poz.
- [3] Berkowski L.: Podstawy technologii narzędzi z wykorzystaniem dyfuzji azotu w odkształconych, wysokochromowych stalach ledeburyticznych. Projekt badawczy KBN nr 1012/T08C/96/11. INOP – Poznań, 1999, s. 78, 91 rys. 14 tab.