



Wpływ segregacji węglików na właściwości mechaniczne stali o strukturze ledeburytycznej

Effect of carbide segregation on mechanical properties of steel with ledeburite structure

Leopold Berkowski*

Instytut Obróbki Plastycznej, ul. Jana Pawła II 14, 61-139 Poznań, Poland

Informacje o artykule

Data przyjęcia: 14.01.2016

Data recenzji: 25.02.2016

Data akceptacji: 30.06.2016

Streszczenie

Tradycyjnym materiałem stosowanym na silnie obciążone narzędzia do obróbki plastycznej są stale narzędziowe o ledeburytycznej strukturze (stale narzędziowe do pracy na zimno i stale szybko tnące). Charakterystyczną cechą tych stali, wytwarzanych tradycyjnie, zwłaszcza o większych wymiarach, jest duża niejednorodność struktury węglkowej – segregacja, która wpływa dominująco na odkształcenie trwale zahartowanego materiału. Odporność na odkształcenie trwale jest cechą użytkową stali i może być – według autora – wyrażona granicą plastyczności w próbach mechanicznych, np. w próbie zginania. W Instytucie Obróbki Plastycznej analizowano wpływ struktury węglkowej na właściwości mechaniczne stali o ledeburytycznej strukturze oraz wybrane metody umożliwiające poprawę tych właściwości. Zastosowano metodę przetapiania elektrożuźlowego (metalurgiczną) oraz metody plastycznego kształtowania – wyciskanie współbieżne i przekuwanie. Badania wykazały, że segregacja pasmowa węglków, zwłaszcza w wałkach o dużych średnicach, jest duża i wzrasta w głąb materiału. Taki stan powoduje znaczne różnice właściwości w prostopadłych do siebie kierunkach (w próbkach pobranych wzdłuż i w poprzek pręta). Zastosowane przetapianie elektrożuźłowe spowodowało polepszenie własności mechanicznych stali SW7M, zwłaszcza zmęczeniowych (spowodowało zwiększenie liczby cykli naprężenia do zniszczenia próbki) oraz sprawiło, że materiał wykazywał jednorodne właściwości. Kolejne przekuwanie materiału przetopionego nie spowodowało dalszej poprawy właściwości, spowodowało natomiast anizotropię, choć nie tak wyraźną jak w materiale wyjściowym (w elektrodzie). Obróbka plastyczna spowodowała znaczną poprawę właściwości stali o strukturze ledeburytycznej po wyciskaniu dużym gniotem i po wielokrotnym (trzykrotnym) przekuciu. Po obróbce cieplno-plastycznej stali SW7M (hartowanie z temperatury wyciskania) uzyskano wyraźny wzrost umownej granicy plastyczności w próbie zginania, choć anizotropia materiału nie została usunięta, a duża wartość odkształcenia spowodowała znaczne rozdrobnienie węglkowej struktury. Po przekuciu wałka ze stali NC11 o średnicy 100 mm uzyskano pogorszenie właściwości – zmniejszenie udarności zarówno po jedno, jak i po trzykrotnym przekuciu. Podczas badań zmęczeniowych stwierdzono natomiast wyraźną poprawę właściwości wytrzymałościowych (wzrost liczby cykli do zniszczenia próbki o około 160 %) po trzykrotnym przekuciu. Badania wykazały, że niezależnie od gatunku stali duża segregacja węglków i jej nieodpowiednie rozmieszczenie (w miejscach dużych obciążeń podczas pracy) wpływa na zmniejszenie trwałości narzędzi ocenianej liczbą cykli do zniszczenia próbek. Wykazano ponadto, że zastosowane w badaniach technologie (przetapiania i obróbki plastycznej) zmniejszają niekorzystne zróżnicowanie właściwości, choć całkowite usunięcie niejednorodności – jak w stalach produkowanych metodami metalurgii proszków – nie jest możliwe.

Słowa kluczowe: stale narzędziowe, obróbka plastyczna, segregacja węglków, własności mechaniczne

* Autor do korespondencji. Tel.: +48 61 657 05 55; fax: +48 61 657 07 21; e-mail: inop@inop.poznan.pl

* *Corresponding author.* Tel.: +48 61 657 05 55; fax: +48 61 657 07 21; e-mail: inop@inop.poznan.pl

Article info

Received: 14.01.2016

Reviewed: 25.02.2016

Accepted: 30.06.2016

Abstract

Tool steels with ledeburite structure (cold-work and high-speed steels) are the materials conventionally used to make tools for plastic working subjected to high loads. A characteristic quality of these steels, manufactured traditionally, particularly at larger dimensions, is high inhomogeneity of the carbide structure – segregation, which has a dominant impact on permanent deformation of hardened material. Resistance to permanent deformation is a functional property of steel and can be – according to the author – expressed by the yield point in mechanical tests, e.g. bending test. The effect of the carbide structure on the mechanical properties of steel with ledeburite structure as well as selected methods enabling improvement of these properties were analyzed at the Metal Forming Institute. Electroslag remelting (metallurgical) and plastic working methods – co-extrusion and reforging were applied. Investigations showed that segregation of carbides into bands, particularly in shafts of large diameters, is high and increases deeper into the material. Such a state causes significant differences in properties in directions perpendicular to one another (in samples collected from a rod longitudinally and transversely). The application of electroslag remelting improved the mechanical properties of SW7M steel, particularly fatigue properties (increased to number of stress cycles until sample destruction), and caused the material to exhibit homogeneous properties. Reforging of the remelted material did not bring about further improvement of properties, however it did cause anisotropy, although not as distinct as in the starting material (in electrode). Plastic working significantly improves the properties of steel with ledeburite structure after high-draft extrusion and multiple (three-fold) forging. After thermo-mechanical treatment of SW7M steel (hardening from extrusion temperature), a clear increase in the conventional yield point was obtained in the bending test, although the material's anisotropy was not removed, and the high value of deformation caused significant refinement of the carbide structure. After reforging of a shaft made of NC11 steel with a diameter of 100 mm, deterioration of properties was obtained – reduction of impact resistance after both single and triple forging. However, clear improvement of strength properties was observed during fatigue tests (approx. 160% increase of number of cycles until sample destruction) after triple forging. Tests showed that, regardless of the grade of steel, high carbide segregation and inadequate distribution (at high load points during work) reduces the lifetime of tools, evaluated as the number of cycles until sample destruction. Moreover, it was also shown that the technologies used over the course of investigations (remelting and plastic working) reduce unfavorable diversification of properties, although complete removal of inhomogeneity – as in steels manufactured using powder metallurgy methods – is not possible.

Keywords: tool steels, plastic working, carbide segregation, mechanical properties

1. WPROWADZENIE

Proces obróbki plastycznej na zimno należy do ekonomicznych i bardzo popularnych technik wytwarzania. W toku jego rozwoju odkształcane są materiały o coraz większym oporze plastycznym, mając na uwadze fakt, że obróbka plastyczna na gorąco wymaga dodatkowego grzania wstępniaka, a zatem przestrzegania dodatkowych parametrów obróbki (temperatury, czasu wygrzewania w temperaturze obróbki i sposobu chłodzenia po odkształceniu). W obróbce plastycznej na zimno pomijamy ten zabieg, co współcześnie – przy pełnej automatyzacji procesów – ma kluczowe znaczenie w produkcji wyrobów, kształtowanych dokładnie lub z ostatecznym wyzarcza-

1. INTRODUCTION

The cold plastic working process is an economic and very popular manufacturing technique. Over the course of its development, materials with increasingly greater deformation resistance are formed, considering that hot plastic working requires additional heating of the preform and thus adherence to additional working parameters (temperature, soaking time at working temperature and cooling method after deformation). In cold working, this treatment is omitted, and today – with full automation of processes – this is of key significance to manufacturing products that are precision-formed or produced with final stress relief annealing. However, such treatment

niem odprężającym. Jednak obróbka taka ograniczona jest właściwościami mechanicznymi materiałów narzędziowych.

Tradycyjnym materiałem stosowanym na narzędzia do obróbki plastycznej w temperaturze otoczenia są stale narzędziowe do pracy na zimno, a od pewnego czasu stale szybko tnące. Przyjęte nazwy tych stali mają jednak tylko znaczenie historyczne, np. opracowane na początku dwudziestego wieku stale szybko tnące należały do materiałów, które w tamtych warunkach umożliwiły obróbkę materiałów z dużą prędkością skrawania. Obecnie stosuje się materiały twarde, bardziej odporne na odpuszczające działanie temperatury, jak, węgliki spiekane, azotek boru, diament i inne. Przy doborze materiałów na narzędzia ważne są przede wszystkim ich właściwości użytkowe.

Silnie obciążone narzędzia, np. stemple do przeciwbieżnego wyciskania na zimno, przenoszą duże, zmienne naciski, a pękają podczas wyciągania ich z wypraski, kiedy działają na nie naprężenia rozciągające. Niezależnie od tego, niesymetryczne wprowadzenie wstępniaka do matrycy powoduje, że stempel podczas procesu ulega zginaniu. Ponadto, na trwałość stempli wpływa (w odpowiednich warunkach tarcia) odporność materiału narzędziowego na ścieranie. Materiały stosowane na silnie obciążone narzędzia do obróbki plastycznej na zimno można oceniać wskaźnikami, do których należą twardość, właściwości mechaniczne określone w statycznej próbie rozciągania, ściskania lub zginania, udarność oraz w próbach zmęczeniowych; przy założeniu odpowiedniej wartości stosunku naprężenia ściskającego do rozciągającego i ilości cykli do zniszczenia próbki.

W badaniach zmęczeniowych materiałów narzędziowych ważne jest określenie wartości naprężenia w taki sposób aby próbka wytrzymała określoną liczbę cykli, zbliżoną do liczby uderzeń stempla pracującego w warunkach rzeczywistych, przy poprawnej, bezawaryjnej pracy i przy określonym sposobie zużywania się, np. zmiany ważnych jego wymiarów skutkiem ścierania. Stąd badania materiałów narzędziowych należy odnieść do narzędzia lub grupy narzędzi zużywających się w podobny sposób, mając na uwadze fakt, że daleko idące uogólnienia wyników z takich badań nie są niemożliwe.

is limited by the mechanical properties of materials used to make tools.

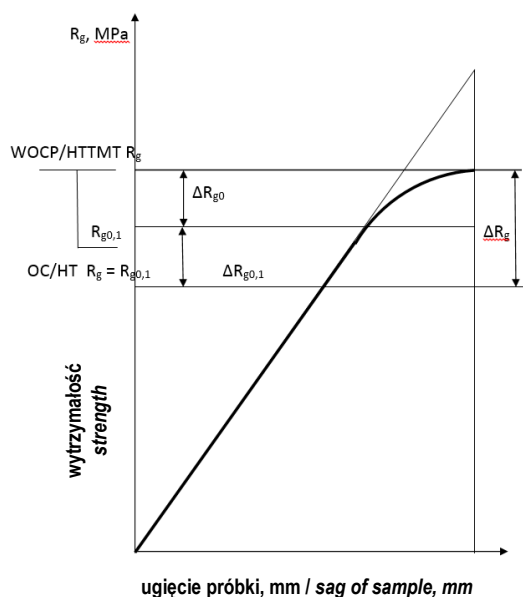
Cold-work tool steels, and for some time now, high-speed steels, are the traditional materials used to make tools for plastic working at ambient temperature. The accepted names of these steels have only a historical meaning, e.g. high-speed steels developed at the beginning of the 20th century were materials that made it possible to process materials at high machining speeds under the conditions at the time. Hard materials, more resistant to the tempering effect of temperature, such as sintered carbides, boron nitride, diamond, and others are used today. Functional properties are of prime importance when selecting materials to make tools.

Heavily loaded tools, e.g. punches for indirect cold extrusion, carry high, variable loads and crack when extracted from molded pieces while tensile stresses are acting on them. Regardless, asymmetrical insertion of the preform into the die causes the punch to bend during the process. Furthermore, the resistance to abrasion of the tool's material has an impact on the lifetime of punches (under appropriate friction conditions). Materials used to make tools for plastic working subjected to high loads can be evaluated according to indicators such as hardness, mechanical properties determined by static tensile, compression or bending testing, as well as by fatigue testing, and impact resistance; under the assumption of the appropriate value of the ratio of compressive to tensile stress and number of cycles until sample destruction.

In fatigue tests of tool materials, it is important to determine stress values in such a way that the sample withstands a certain number of cycles, approximate to the number of impacts of a punch working under actual conditions, over the course of proper, failure-free work and for a specific method of wear, e.g. changes of important dimensions as a result of abrasion. Thus, tests of tool materials should reference a tool or group of tools wearing in a similar fashion, considering the fact that far-reaching generalizations of the results of such tests cannot be made.

Właściwości materiałów narzędziowych, zwłaszcza stali szybko tnących, zależą od struktury, w której wyróżnia się jednorodność fazy węglikowej (segregację) zależną od procesu wytwarzania półwyrobów oraz od wielkości ziaren i jednorodności struktury, co jest zależne przede wszystkim od warunków hartowania. Takie podejście próbowano uzasadnić przy analizie efektu umocnienia stali szybko tnącej podczas obróbki cieplno-plastycznej.

The properties of tool materials, particularly high-speed steels, depend on the structure, in which homogeneity of the carbide phase (segregation) is distinguished and dependent on the manufacturing process of semi-finished products and on the grain size and uniformity of the structure, which depends on tempering conditions, above all. An attempt to justify this approach was made through analysis of the hardening effect of high-speed steel during thermo-mechanical treatment.



Rys. 1. Zależność wytrzymałości na zginanie od ugięcia zahartowanej stali narzędziowej: OC – obróbka cieplna, WOCP – wysokotemperaturowa obróbka cieplno-plastyczna [1]

Fig. 1. Dependency of bending strength on sag of tempered tool steel: HT – heat treatment, HTTMT – high temperature thermo-mechanical treatment [1]

W tym celu na krzywą zginania próbki obrobionej cieplnie w sposób tradycyjny, nałożono na krzywą zginania próbki obrobionej cieplno-plastycznie (rys. 1) [1, 2]. Próbkę po tradycyjnej obróbce cieplnej pękały krucho, w zakresie odkształceń sprężystych, dlatego przyjęto, że umowna granica plastyczności ($R_{g0,1}$) jest równa granicy wytrzymałości na zginanie R_g . Z przedstawionej zależności na rys. 1 wynika, że efekt cieplno-plastycznego umocnienia, mierzony przyrostem ΔR_g , równy jest sumie:

- wartości przyrostu umownej granicy plastyczności $\Delta R_{g0,1}$,
- odkształceniowemu przyrostowi umocnienia ΔR_{g0} ,

$$\Delta R_g = \Delta R_{g0,1} + \Delta R_{g0} \quad (1)$$

For this purpose, the bending curve of the sample subjected to thermoplastic processing was superimposed on the bending curve of the conventionally heat treated sample (Fig. 1) [1, 2]. After conventional heat treatment, samples underwent brittle fracturing within the range of elastic deformation, which is why it was accepted that the conventional yield point ($R_{g0,1}$) is equal to the ultimate bending strength R_g . The dependency presented in Fig. 1 shows that the effect of thermo-mechanical strengthening, measured by the increment ΔR_g , is equal to the sum of:

- value of conventional yield point increment $\Delta R_{g0,1}$,
- strain-induced hardening increment ΔR_{g0} ,

$$\Delta R_g = \Delta R_{g0,1} + \Delta R_{g0} \quad (1)$$

Porównując te przyrosty dla próbek po obróbce cieplno-plastycznej (OCP) i po obróbce cieplno-plastycznej, wyżarzaniu i powtórnej, tradycyjnej obróbce cieplnej w tych samych warunkach (OCP+W+OC), wykazano, że przyrost $\Delta R_{g0,1}$ związany jest z morfologią węglików (prawdopodobnie z pasmową ich segregacją), natomiast wartość ΔR_{g0} zależy od geometrycznych parametrów ziaren, np. średniej średnicy ziaren. Szczególną uwagę zwrócono na znaczenie segregacji jako czynnika wpływającego na właściwości mechaniczne i użytkowe stali o strukturze ledeburytycznej.

W artykule przedstawiono wybrane wyniki badań stali narzędziowych o strukturze ledeburytycznej prowadzonych w Instytucie Obróbki Plastycznej, które po obróbce plastycznej, hutniczej, np. po kuciu lub walcowaniu, charakteryzowały się segregacją pasmową węglików i anizotropią własności mechanicznych. Problematyka badań obejmowała ocenę:

- wpływu segregacji węglików na strukturę osnowy i właściwości próbek ze stali szybko tnącej, pobranych z pręta,
- wpływu przetapiania elektrożuźlowego na strukturę i właściwości stali szybko tnącej,
- wpływu obróbki plastycznej (wyciskania lub przekuwania) na strukturę i właściwości ledeburytycznej stali narzędziowej, chromowej.

2. SEGREGACJA PASMOWA WĘGLIKÓW W PRĘTACH ZE STALI SZYBKOTNĄCYCH

Rozmieszczenie węglików w stalach zależy od struktury węglikowej wlewka (sposobu jego stygnięcia), technologii obróbki plastycznej oraz kształtu obrabianego wyrobu. W prętach kutyh lub walcowanych węgliki są rozmieszczone w pasma, których szerokość zależy od stopnia przerobu plastycznego i ich rozmieszczenia, odległości od osi pręta. Podczas chłodzenia dużego wlewka, w jego wnętrzu, na skutek powolnego odprowadzania ciepła, tworzy się struktura gruboziarnistego ledeburytu, która po obróbce plastycznej – mimo jej rozdrobnienia – wykazuje segregację pasmową węglików o znacznej grubości. Dotyczy to przede wszystkim prętów o większej średnicy, które charakteryzują się

By comparing these increments for samples after high temperature thermo-mechanical treatment (HTTMT) and after HTTMT, annealing and repeated conventional heat treatment under the same conditions (HTTMT+A+HT), it was shown that increment $\Delta R_{g0,1}$ is linked to carbide morphology (probably their segregation into bands), and the value of ΔR_{g0} depends on geometrical grain parameters, e.g. mean grain diameter. Special attention was paid to the significance of segregation as a factor affecting the mechanical and functional properties of steel with ledeburite structure.

This paper presents selected results of tests conducted at the Metal Forming Institute on tool steels with ledeburite structure, which were characterized by segregation of carbides into bands and anisotropy of mechanical properties after plastic, metallurgical working, e.g. after forging or rolling. The subject matter of testing included assessment of:

- *the effect of carbide segregation on the structure of the matrix and on properties of high-speed steel samples collected from the rod,*
- *the effect of electroslag remelting on the structure and properties of high-speed steel,*
- *the effect of plastic working (extrusion or re-forging) on the structure and properties of ledeburite chromium tool steel.*

2. BAND SEGREGATION OF CARBIDES IN HIGH-SPEED STEEL RODS

Carbide distribution in steels depends on the carbide structure of the ingot (method by which it is cooled), the plastic working technology and the shape of the processed product. In forged or rolled rods, carbides are distributed into bands, the width of which depends on the degree of plastic work and their position (at a distance from the rod's axis). A coarse-grained ledeburite structure is formed in the interior of the ingot during cooling as a result of slow heat removal, and after plastic working, it exhibits carbide segregation into bands of significant thickness, despite refinement of grain size. Rods of greater diameter are characterized by local brittleness and reduced values of mechanical properties. The

miejscową kruchością i obniżoną wartością własności mechanicznych. Wpływ struktury stali szybko tnącej SW7M na jej właściwości podano w pracach INOP [3–7], a w przedstawionej publikacji podano wybrane wyniki badań pręta o średnicy 120 mm.

2.1. Materiał badany, obróbka cieplna próbek i sposób przeprowadzenia badań

Ocenę wpływu segregacji pasmowej węglików przeprowadzono na próbkach w postaci wałków o wymiarach $\phi 5 \times 90$ mm pobranych z pręta o średnicy 120 mm, ze stali szybko tnącej SW7M o składzie chemicznym, w %:

C – 0,88; Mn – 0,22; Si – 0,31; P – 0,023;
S – 0,025; Cr – 4,42; W – 6,23; Mo – 5,54;
V – 1,99; Co – 0,05.

Próbki hartowano stopniowo w kąpeli solnej z temperatury austenitowania 1170 i 1220°C, odpowiedniej dla narzędzi do obróbki plastycznej i dla narzędzi skrawających. Pozostałe parametry obróbki cieplnej, jak w pracy [5].

Ocenę segregacji węglików przeprowadzono za pomocą analizatora obrazu w oparciu o metodykę przedstawioną w pracach [6–8]. Określono, między innymi średnią szerokość pasma węglików B_{sr} ; dokładniej niż podano w pracy [10], w której do oceny wpływu segregacji na właściwości stali R18 zastosowano wzorce. Wielkość ziaren byłego austenitu na próbkach zahartowanych oceniano przy użyciu mikroskopu świetlnego metodą Sałtykowa [11] oraz zgodnie z PN-84/H-04507/01 metodą zliczania liczby przecięć Snyder-Graffa.

Właściwości mechaniczne oceniano w próbie zginania przy trójpunktowym obciążeniu i rozstawie podpór równym 75 mm. Wyznaczono wartości wskaźników wytrzymałościowych R_g i $R_{g0.1}$ oraz stosunek ugięcia plastycznego do całkowitego ugięcia próbki A_{pl}/A_c , jak w pracy [12].

2.2. Wpływ segregacji na strukturę i właściwości stali

Spośród licznych parametrów struktury, do oceny segregacji wybrano uśrednioną wartość

effect of the structure of SW7M high-speed steel on its properties is described in articles written at the Metal Forming Institute [3–7], and selected results of tests conducted on a rod with a diameter of 120 mm are given in the present publication.

2.1. Tested material, heat treatment of samples and method of testing

Assessment of the effect of band segregation of carbides was conducted on samples in the form of shafts with dimensions $\phi 5 \times 90$ mm, acquired from a rod with a diameter of 120 mm, made of SW7M rapid tool steel, with the following chemical composition, in %:

*C – 0,88; Mn – 0,22; Si – 0,31; P – 0,023;
S – 0,025; Cr – 4,42; W – 6,23; Mo – 5,54;
V – 1,99; Co – 0,05.*

Samples were hardened gradually in a salt bath from austenitizing temperature 1170 and 1220°C, respectively for tools intended for plastic working and for cutting tools. Other heat treatment parameters as in paper [5].

Assessment of carbide segregation was conducted by means of an image analyzer based on the methodology presented in papers [6–8]. Among other things, the average width of a carbide band B_{avg} was determined more accurately than in paper [10], where standards were applied to assess the effect of segregation on the properties of R18 steel. The grain size of what was formerly austenite in hardened samples was evaluated using an optical microscope according to the Saltykov method [11] and according to the Snyder-Graff intercept count method in compliance with PN-84/H-04507/01.

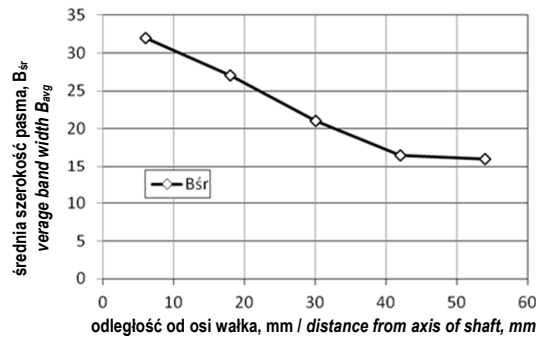
Mechanical properties were determined in a bending test with three-point loading and support spacing equal to 75 mm. Values of strength indicators R_g and $R_{g0.1}$ and the ratio of plastic sag to total sag of the sample A_{pl}/A_c were determined as in paper [12].

2.2. Effect of segregation on the structure and properties of steel

Among numerous parameters of the structure, the average value of carbide band width B_{avg} was

szerokości pasma węglików B_{sr} . Przy ocenie wielkości ziaren posłużono się parametrem N_v , który oznacza liczbę ziaren w jednostce objętości (mm^{-3}). Właściwości mechaniczne w próbie zginania określono przez umowną granicę plastyczności $R_{g0,1}$, jako wskaźnika odporności na odkształcenie trwałe oraz wskaźnika A_{pl}/A_c – odporności na pękanie.

used to evaluate segregation. The N_v parameter, being the number of grains per unit of volume (mm^{-3}), was used to assess grain size. Mechanical properties were determined in the bending test by means of the conventional yield point $R_{g0,1}$, as the indicator of resistance to permanent deformation, and indicator A_{pl}/A_c – crack resistance.

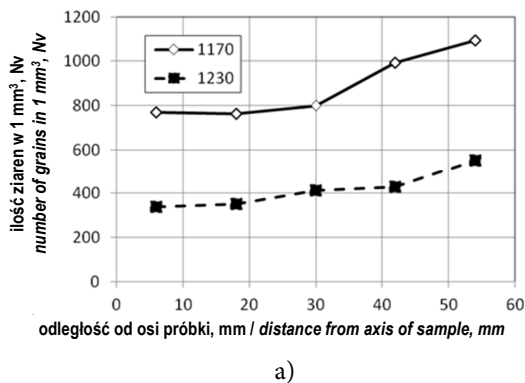


Rys. 2. Średnia szerokość pasma węglików B_{sr} w zależności od odległości od osi wałka o średnicy 120 mm [5, 8]

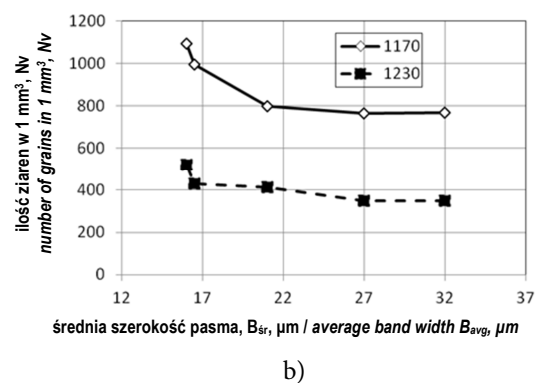
Fig. 2. Average carbide band width B_{avg} depending on distance from axis of shaft with diameter of 120 mm [5, 8]

Z przedstawionej zależności na rys. 2 wynika, że zmiany segregacji, zmniejszenie wskaźnika B_{sr} , występują jedynie na pewnej odległości od osi wałka. Przy powierzchni, do głębokości około 15 mm segregacja węglików nie ulega zmianie, a wartość B_{sr} wynosiła około 16 μm .

The dependency presented in Fig. 2 shows that changes of segregation, reduction of indicator B_{avg} , only occur at a certain distance from the shaft's axis. Near the surface, up to a depth of approx. 15 mm, carbide segregation does not change, and the value of B_{avg} of approx. 16 μm .



a)



b)

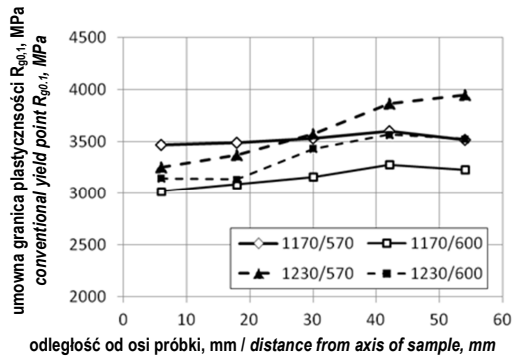
Rys.3. Ilość ziaren w jednostce objętości N_v stali SW7M w zależności od temperatury austenitizowania: a – odległość od osi wałka, b – średnia szerokości pasma węglików B_{sr} [5, 8]

Fig. 3. Number of grains per unit of volume N_v for SW7M steel depending on austenitizing temperature: a – distance from shaft axis, b – average carbide band width B_{avg} [5, 8]

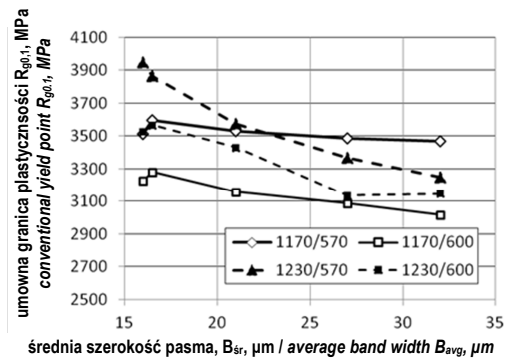
Szerokość pasm i większa między nimi odległość oraz zmiana składu chemicznego w tych obszarach, powoduje rozrost ziaren podczas austenitizowania, na co wskazuje mała wartość N_v w odległości do 30 mm od osi pręta (rys. 3a), niezależnie od temperatury austenitizowania.

The width of bands and greater distance between them, as well as the change of chemical composition in these areas, causes grain growth during austenitization, as indicated by the low value of N_v at a distance of up to 30 mm from the rod's axis (Fig. 3a), regardless of austenitizing

Z rysunku wynika ponadto, że po austenitowaniu z wyższej temperatury zmiany N_v w odległości od osi wałka są wyraźniejsze. Podobnie na rys. 3b, gdzie w obszarach występowania pasm o grubości powyżej 20 μm , N_v ma stałą wartość, około 800 mm^{-3} . W próbkach austenitowanych w niższej temperaturze szerokość pasm węglkowych ma mniejsze znaczenie.



a)



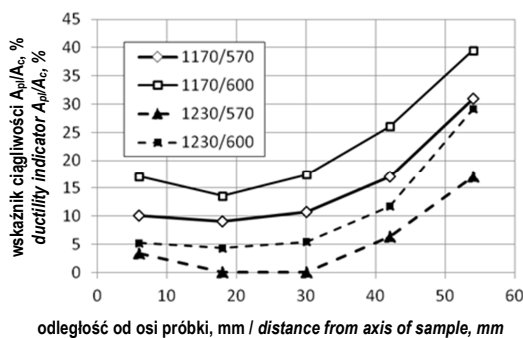
b)

Rys. 4. Umowna granica plastyczności $R_{g0,1}$ stali SW7M w zależności od temperatury austenitowania: a – odległość od osi wałka, b – średnia szerokości pasma węglków B_{sr} [7, 8]

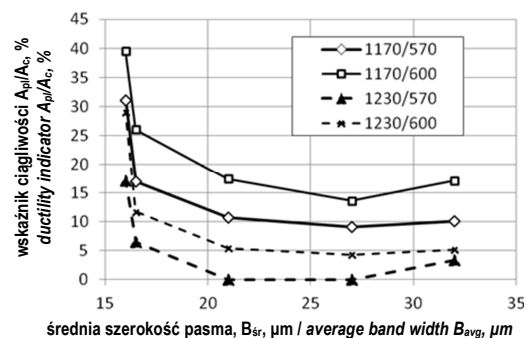
Fig. 4. Conventional yield point $R_{g0,1}$ of SW7M steel depending on austenitizing temperature: a – distance from shaft axis, b – average carbide band width B_{avg} [7, 8]

Umowna granica plastyczności $R_{g0,1}$ zależy przede wszystkim od temperatury i zmienia się w zależności od odległości od osi pręta. Im bliżej powierzchni, tym wartość $R_{g0,1}$ jest większa (rys. 4a). Wartość wskaźnika $R_{g0,1}$ zmniejsza się ze wzrostem średniej szerokości pasm węglkowych (rys. 4b), zwłaszcza próbek austenitowanych w wyższej temperaturze równej 1230°C.

The conventional yield point $R_{g0,1}$ depends, above all, on temperature and changes depending on distance from the rod's axis. The closer to the surface, the greater the value of $R_{g0,1}$ (Fig. 4a). The value of indicator $R_{g0,1}$ decreases as average carbide band width increases (Fig. 4b), particularly in samples austenitized at the higher temperature of 1230°C.



a)



b)

Rys. 5. Wskaźnik ciągliwości A_{pl}/A_c stali SW7M w zależności od temperatury austenitowania: a – odległość od osi wałka, b – średnia szerokości pasma węglków B_{sr} [7, 8]

Fig. 5. Ductility indicator A_{pl}/A_c for SW7M steel depending on austenitizing temperature: a – distance from shaft axis, b – average carbide band width B_{avg} [7, 8]

Z rys. 5a wynika, że wskaźnik A_{pl}/A_c w odległości do 30 mm od osi prawie się nie zmienia, a w próbkach po obróbce cieplnej (1230°C/570°C) jest bliski zero – materiał wykazuje kruchość. Wpływ pasm węglików na wskaźnik ciągliwości ma miejsce w przypadku małej ich szerokości, przy B_{sr} poniżej 20 μm (rys. 5b). Przy większej wartości B_{sr} wskaźnik A_{pl}/A_c jest niewielki i prawie się nie zmienia.

Badania wykazały, że niejednorodność struktury węglikowej wpływa na właściwości użytkowe (odporność na odkształcenie trwałe i odporność na pękanie) stali narzędziowej o strukturze ledeburytycznej. Niekorzystne zmiany, np. wzrost szerokości pasm węglików powodują zmniejszenie odporności na odkształcenie trwałe $R_{g0.1}$ o około 800 MPa, a odporności na pękanie A_{pl}/A_c , nawet o 50%. Zmiany takie są większe przy zastosowaniu wyższej temperatury austenitizowania. Dlatego stale stosowane na narzędzia do obróbki plastycznej o większych wymiarach powinny być poddane dodatkowym zabiegom zmniejszającym niejednorodności struktury węglikowej.

3. SPOSOBY ZMNIEJSZANIA SEGREGACJI WĘGLIKÓW W STALACH LEDEBURYTYCZNYCH

Zmniejszenie segregacji węglików i ich rozdrobnienie, a tym samym polepszenie właściwości stali ledeburytycznych można osiągnąć wieloma metodami. Wyróżnić można czynniki metalurgiczne, dotyczące składu chemicznego i sposobu jej wytapiania oraz sposoby obróbki plastycznej stosowane w hucie lub obróbki poza-hutnicze.

3.1. Czynniki metalurgiczne wpływające na strukturę węglikową i właściwości stali

Korzystne właściwości stali o strukturze ledeburytycznej można osiągnąć przez wprowadzenie do kadzi modyfikatorów takich, jak [13]: wapń, bor, bizmut lub ich mieszaniny, które wpływają na zmniejszenie ilości wtrąceń niemetalicznych oraz działających rafinująco na granicach ziaren. Tworzą one związki wpływające na równomierne rozmieszczenie mieszaniny

Fig. 5a shows that the A_{pl}/A_c indicator does not change within a distance up to 30 mm from the axis and approaches zero in samples after heat treatment (1230°C/570°C) – the material exhibits brittleness. The effect of carbide bands on the ductility indicator occurs when they have a low width, at B_{avg} below 20 μm (Fig. 5b). At greater values of B_{avg} , indicator A_{pl}/A_c is small and almost does not change.

Tests proved that inhomogeneity of the carbide structure affects the functional properties (resistance to permanent deformation and crack resistance) of tool steel with ledeburite structure. Unfavorable changes, e.g. increase of carbide band width, reduce resistance to permanent deformation $R_{g0.1}$ by approx. 800 MPa, and crack resistance A_{pl}/A_c by up to 50%. These changes are greater when the higher austenitizing temperature is applied. This is why steels used to make large plastic working tools should be subjected to additional treatments reducing the inhomogeneity of the carbide structure.

3. METHODS OF REDUCING CARBIDE SEGREGATION IN LEDEBURITE STEELS

Refinement and reduction of segregation of carbides, and thus, improvement of the properties of ledeburite steels, can be achieved by many methods. Metallurgical factors, pertaining to chemical composition and smelting of steel, and plastic working methods used at the steel mill or processing outside the mill can be distinguished.

3.1. Metallurgical factors affecting the carbide structure and properties of steel

Favorable properties of ledeburite steel can be achieved by introducing modifiers such as [13]: calcium, boron, bismuth or their mixtures, into the ladle, which reduce the amount of non-metallic inclusions and those with refining action on grain boundaries. They form compounds affecting uniform distribution of the eutectic mixture, and thus, of carbides. The size of unit cells

eutektycznej, a zatem węglidotwórczych węglików. Wielkość komórek siatki ledeburytycznej zależy natomiast od przebiegu krystalizacji (szybkości chłodzenia) stopionej stali. W procesach modyfikacji stosuje się także tytan, tantal i azot.

Znanych jest szereg innych metod wpływających na strukturę, a zatem na właściwości i jakość wymienionych stali [14]. Należą do nich:

- przetapianie w piecach łukowych,
- przetapianie w piecach elektronowych,
- przetapianie elektrożuźlowe,
- odlewanie ciągle,
- metalurgia proszków,
- odlewanie narzędzi kokilowo lub metodą traconego wosku.

W Instytucie Obróbki Plastycznej dokonano oceny wpływu przetapiania elektrożuźlowego na właściwości mechaniczne, zwłaszcza na wytrzymałość zmęczeniową stali [15].

3.1.1. Wpływ przetapiania elektrożuźlowego

Badania porównawcze stali narzędziowej przetapianej elektrożuźlowo [16] wykazały, że narzędzia do obróbki plastycznej wykonane tą metodą są bardziej trwałe od narzędzi wykonanych ze stali nieprzetopionej. Dyskusja wyników badań w pracy [17] wskazuje, że metoda ta powoduje zmniejszenie segregacji węglików, zmniejszenie ilości i wielkości wtrąceń niemetalicznych, a po zahartowaniu – zmniejszenie wielkości ziaren byłego austenitu i zanik anizotropii własności mechanicznych. Jednak trwałość narzędzi zależy również od metody obróbki plastycznej zastosowanej w produkcji wyrobu oraz od sposobu ich obciążenia podczas pracy [18]. Wykazano ponadto, że stemple do przeciwbieżnego wyciskania (praca w najtrudniejszych warunkach) pękają, podczas wyciągania ich z wypraski. Autorzy wykazali [19], że odbywa się to skutkiem niedokładnego wykonania wstępniaka lub jego przesunięcia względem osi matrycy, co powoduje naruszenie strefy odkształcenia plastycznego. Na czole stempla powstaje wtedy siła zginająca stempel. Przy wyciąganiu stempla z wypraski, suma naprężeń rozciągających i zginających sprzyja pękaniu.

in the ledeburite network depends on the progression of crystallization (cooling rate) of melted steel. Titanium, tantalum and nitrogen are also used in modification processes.

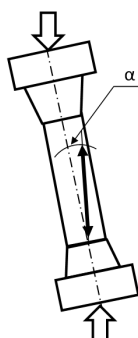
A series of other methods are known to affect structure, and thus the properties and quality of the mentioned steels [14]. They include:

- *remelting in electric arc furnaces,*
- *remelting in electron beam furnaces,*
- *electroslag remelting,*
- *continuous casting,*
- *powder metallurgy,*
- *casting of tools in permanent molds or by the lost-wax method.*

The effect of electroslag remelting on mechanical properties, particularly fatigue strength, of steels was assessed at the Metal Forming Institute [15].

3.1.1. Effect of electroslag remelting

Comparative tests of tool steel subjected to electroslag remelting [16] showed that plastic working tools made using this method are more durable than tools made from steel that was not remelted. The discussion of test results in paper [17] indicates that this method causes reduction of carbide segregation, reduction of the amount and size of non-metallic inclusions, and after hardening – reduction of the grain size of what was formerly austenite and disappearance of anisotropy of mechanical properties. However, the durability (lifetime) of tools also depends on the plastic working method applied during manufacturing of the product and on how load is applied to them during work [18]. It was also shown that punches for indirect extrusion (work under the most difficult of conditions) crack when extracted from the molded piece. The authors of [19] proved that this takes place as a result of imprecise manufacturing of the preform or its shifting relative to the die's axis, which disrupts the zone of plastic deformation. A force bending the punch then arises on the punch face. As the punch is withdrawn from the molded piece, the sum of tensile and bending stresses is conducive to cracking.



Rys. 6. Sposób obciążenia próbki do badań zmęczeniowych stali SW7M [15]

Fig. 6. Method of applying load to sample for fatigue testing of SW7M steel [15]

Podczas badań zmęczeniowych mających na celu ocenę skutków przetapiania elektrozużłowego, przyjęto niesymetryczne obciążenie próbek, zamocowanych pod kątem α , jak na rys. 6. Próbkę obciążano niskocyklowo, asymetrycznie w taki sposób, aby wartość naprężenia rozciągającego wynosiła 5% wartości naprężenia ściskającego. Szczegółowe warunki doświadczenia podano w pracy [15].

Materiałem badanym była stal szybkoznęca SW7M w postaci pręta o średnicy 50 mm w stanie dostawy (materiał elektrody) oraz po przetopieniu elektrozużłowym, także po dodatkowym przekuwaniu według technologii opisanej w pracy [15]. Celem określenia anizotropii właściwości stali, próbki wycięto w trzech prostopadłych do siebie kierunkach. Badano własności mechaniczne w statycznej próbie rozciągania, ściskania oraz twardość. Badania zmęczeniowe według przyjętego, niesymetrycznego układu obciążenia (ściskanie z rozciąganiem siłą skierowaną pod zadaniem kątem) prowadzono przy ograniczonej liczbie cykli, w zakresie obciążenia amplitudą σ_a od 875 do 1081 MPa.

Asymmetrical loading of samples, fastened at an angle of α , as in Fig. 6, was accepted during fatigue tests intended to evaluate the effects of electroslag remelting. Samples were subjected to low-cycle fatigue asymmetrically, in such a way that the tensile stress value was equal to 5% of the compressive stress value. Detailed conditions of the experiment are given in paper [15].

The tested material was SW7M high-speed steel in the form of a rod with a diameter of 50 mm in as-delivered state (electrode material) and after electroslag remelting, as well as after reforging according to the technology described in paper [15]. To determine the anisotropy of the steel's properties, samples were cut out in three directions perpendicular to one another. Mechanical properties were tested in static tensile and compression tests, and hardness was measured. Fatigue tests according to the accepted asymmetrical loading system (compression with tension with force oriented at a given angle) were conducted for a limited number of cycles, within the range of load amplitude σ_a from 875 to 1081 MPa.

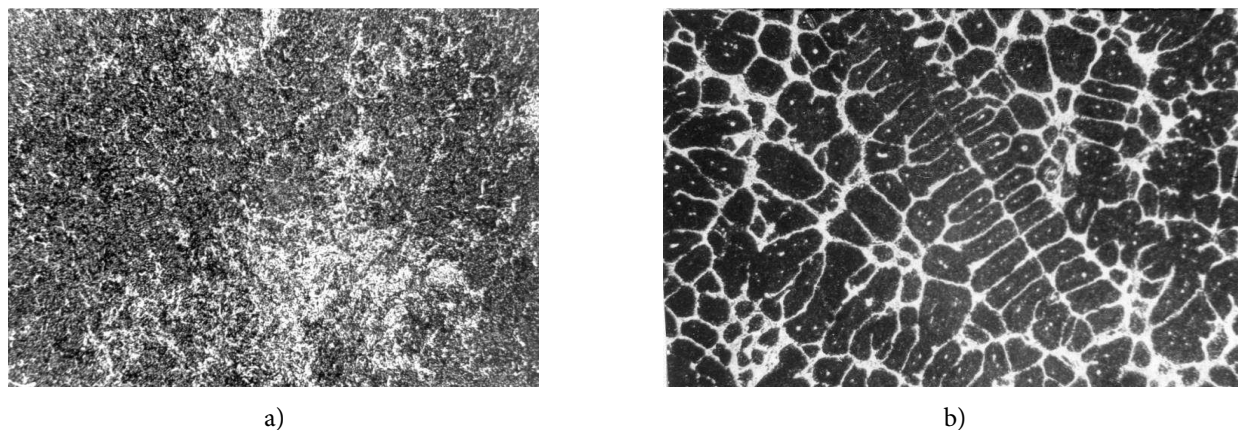
Tab. 1. Skład chemiczny stali SW7M w stanie dostawy hutniczej i po przetopie elektrozużłowym [15]

Tab. 1. Chemical composition of SW7M steel in state as delivered from steel mill and after electroslag remelting [15]

Stan materiału State of material	Skład chemiczny stali, % / Chemical composition of steel, %				
	C	Mn	Si	P	S
1	0,85	0,21	0,30	0,024	0,009
2	0,87	0,28	0,32	0,028	0,009
Stan materiału State of material	Skład chemiczny stali, % / Chemical composition of steel, %				
	Cr	W	Ni	V	Mo
1	4,00	6,25	0,19	2,10	5,34
2	4,11	6,63	0,19	2,04	4,81
1 – materiał wyjściowy (elektrody) / 1 – starting material (electrode) 2 – przetopiony elektrozużłowo / 2 – subjected to electroslag remelting					

Skład chemiczny stali SW7M w stanie dostawy (materiał elektrody) oraz po przetopieniu elektrośluzowym podano w tab. 1. Skład chemiczny stali po przetopieniu wykazuje niewielkie zmiany; zmniejszona jest zawartość krzemu i molibdenu. Zmianie uległa również struktura węglikowa materiału.

The chemical composition of SW7M steel in as-delivered state (electrode material) and after electroslag remelting is given in Tab. 1. Small changes to the chemical composition of steel were observed after remelting; silicon and molybdenum content was reduced. The material's carbide structure also changed.



Rys. 7. Struktura węglikowa stali SW7M:
a – materiału wyjściowego (elektrody), b – po przetopieniu elektrośluzowym; pow. 100 x [15]

*Fig. 7. Carbide structure of SW7M steel:
a – starting material (electrode), b – after electroslag remelting; mag. 100 x [15]*

Struktura elektrody jest typowa dla materiału obrabianego plastycznie dużym gniotem (rys.7a). Natomiast struktura po przetopieniu elektrośluzowym stała się typowo „odlewniczą” strukturą z makrosegregacją węglików w postaci siatki (rys. 7b). Dalsza obróbka plastyczna (przekuwanie) [15] w pewnym stopniu zburzyło ten układ. Wskazują na to średnie wartości współczynnika segregacji pasmowej, wyrażonego stosunkiem odchylenia standardowego udziałów węglików na siecznych ocenianych w dwóch prostopadłych do siebie kierunkach (wzdłuż i w poprzek pręta) z pomocą analizatora obrazu. Dla próbki pobranej z elektrody wynosił on 0,505, po przetopieniu elektrośluzowym – 1,000, a po przetopieniu i dodatkowym przekuciu – 0,505. Ponadto, przetapianie elektrośluzowe pozwoliło zmniejszyć udział zanieczyszczeń stali w postaci wtrąceń niemetalicznych i ich niejednorodność.

The structure of the electrode is typical for material subjected to high-draft plastic work (Fig. 7a). But after electroslag melting, the structure became a typical “cast” structure with macro-segregation of carbides in the form of a carbide network (Fig. 7b). Further plastic working (reforging) [15] destroyed this system to a certain extent. This is indicated by average values of the band segregation factor, expressed as the ratio between standard deviation of carbide counts on secants in two perpendicular directions (longitudinally and transversely on the rod) by means of an image analyzer. This factor amounted to 0.505 for the sample acquired from the electrode, after electroslag remelting – 1.000, and after remelting and additional reforging – 0.505. Moreover, electroslag remelting made it possible to reduce the content of non-metallic inclusions and their inhomogeneity.

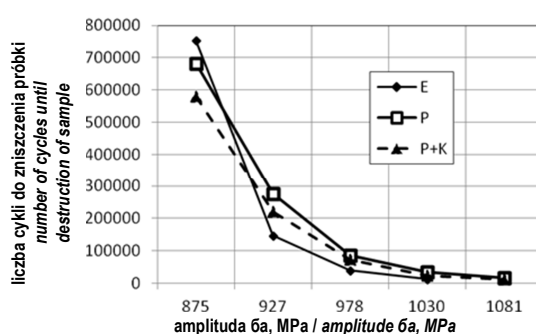
Tab. 2. Własności mechaniczne stali SW7M [15]

Tab. 2. Mechanical properties of SW7M steel [15]

Stan materiału State of material	Wytrzymałość (MPa) / Strength (MPa)		Twardość HRC HRC hardness
	na rozciąganie, R_m tensile, R_m	na ściskanie, R_c compression, R_c	
Wyjściowy Starting	1981	3413	63
Przetopiony Remelted	1177	3550	63
Przetopiony i przekuty Remelted and reformed	2207	3609	63

Zmiany strukturalne po różnych zabiegach miały wpływ na własności mechaniczne stali określone w próbach statycznych. W tab. 2 podano własności mechaniczne (wytrzymałość na rozciąganie, na ściskanie oraz twardość) stali SW7M po różnych zabiegach technologicznych. Przy jednakowej twardości, przetapianie elektrożuźlowe spowodowało zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie oraz wzrost wytrzymałości na ściskanie. Natomiast dodatkowe przekuwanie (po przetopie) spowodowało wzrost wytrzymałości zarówno na rozciąganie, jak i ściskanie.

Structural changes after different treatments had an effect on the mechanical properties of steel determined in static tests. Mechanical properties (tensile and compression strength, hardness) of SW7M steel after different technological processes are given in Tab. 2. While not changing hardness, electroslag remelting reduced tensile strength and increased compression strength. Additional reworking (after remelting) increased both tensile and compression strength.



Rys. 8. Średnia liczba cykli do zniszczenia próbek ze stali SW7M w zależności od amplitudy cyklu ich obciążenia [15]

Fig. 8. Average number of cycles until destruction of SW7M steel samples depending on amplitude of their loading cycle [15]

Korzystny wpływ przetapiania elektrożuźlowego stwierdzono podczas badań zmęczeniowych na próbkach obciążonych zmiennie siłą skierowaną pod kątem α , jak na rys. 6. Wyniki badań zmęczeniowych przy różnych wartościach amplitudy obciążenia próbek ze stali SW7M w różnych stanach podano na rys. 8. Z rysunku wynika, że dla amplitudy σ_a powyżej 927 MPa przetapianie elektrożuźlowe zwiększa ilość cykli do zniszczenia próbki, a po dodatkowym przekuciu nie powoduje dalszych, korzystnych zmian.

Przetapianie elektrożuźlowe zmniejsza również anizotropię własności zmęczeniowych stali

A beneficial effect of electroslag remelting was observed during fatigue tests on samples loaded with variable force oriented at an angle of α , as in Fig. 6. The results of fatigue tests for different loading amplitudes of SW7M steel samples in different states are presented in Fig. 8. The figure shows that for amplitude σ_a above 927 MPa, electroslag remelting increases the number of cycles until sample destruction, and additional reworking results in no further beneficial changes.

Electroslag remelting also reduces anisotropy of the steel's fatigue properties, evaluated as the

ocenianą stosunkiem ilości cykli do zniszczenia próbki pobranej poprzecznie i wzdłuż osi pręta, które wynoszą:

- 0,16 – materiału w stanie wyjściowym (elektrody),
- 0,99 – po przetopieniu elektrożuźlowym,
- 0,25 – po przetopieniu i dodatkowym przekuwaniu.

Po przetopieniu elektrożuźlowym stal SW7M wykazuje właściwości izotropowe, a po przekuciu ponownie obserwowano anizotropię własności mechanicznych, choć w mniejszym stopniu.

3.2. Wpływ odkształcenia plastycznego na strukturę węglików i właściwości stali

Korzystny wpływ obróbki plastycznej na budowę struktury węglikowej, tym samym na polepszenia właściwości stali ledeburytycznych i zwiększenie trwałości wykonanych z nich narzędzi, znany był od dawna. W INOP cel ten osiągnięto przez wyciskanie z dużym przerebieniem plastycznym oraz przez wielokrotne przekuwanie stali.

3.2.1. Obróbka cieplno-plastyczna stali o ledeburytycznej strukturze

Badano wpływ obróbki cieplno-plastycznej wyciskaniem na właściwości trzech stali ledeburytycznych stosowanych na narzędzia do obróbki plastycznej (NC11, SW7M i SW12C). W pracach [1, 20] omówiono sposób „przepychowego” wyciskania próbek (o średnicy 8 mm, długości około 120 mm). Obróbka cieplno-plastyczna polegała na austenitowaniu stali NC11 w temperaturze 960°C, wyciskaniu z redukcją przekroju równą 86% i chłodzeniu w oleju. Strukturę i własności próbek porównywano z własnościami próbek o tej samej średnicy, obrobionych cieplnie w sposób tradycyjny, czyli zahartowanych z temperatury 920°C. Na mikro fotografiach pokazano przykłady zmiany struktury węglikowej (rys. 9) i ziarnowej (rys. 10) próbek ze stali NC11, przed i po wyciskaniu. Podobne zjawiska zaobserwowano w stalach SW7M i SW12C.

ratio between numbers of cycles until destruction of samples collected transversely and longitudinally along the rod's axis, which is equal to:

- 0.16 -- for material in starting state (electrode),
- 0.99 – after electroslag remelting,
- 0.25 – after remelting and additional re forging.

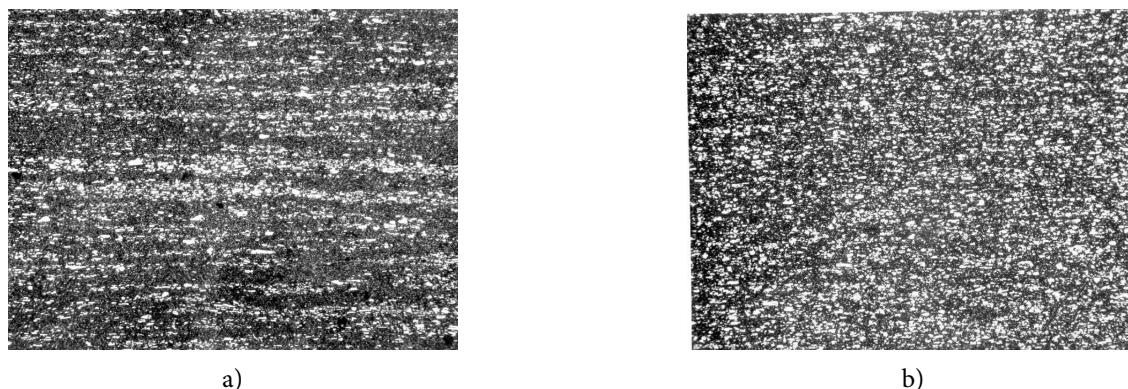
SW7M steel exhibits isotropic properties after electroslag melting, and anisotropy of mechanical properties was observed again after re forging, although to a lesser extent than in the starting material.

3.2. Effect of plastic deformation on the carbide structure and properties of steel

The favorable effect of plastic working on formation of the carbide structure, and thus, improvement of the properties of ledeburite steels and increase of the durability of tools made from them, has been known for a long time. At the Metal Forming Institute, this goal was achieved by extrusion with high draft and by multiple re forging of steel.

3.2.1. Thermo-mechanical treatment of ledeburite steel

The effect of thermo-mechanical treatment by extrusion on the properties of three ledeburite steels used to make plastic working tools (NC11, SW7M and SW12C) was studied. The “force-through” method of sample extrusion (with a diameter of 8 mm and length of approx. 120 mm) is discussed in papers [1, 20]. Thermo-mechanical treatment was based on austenitization of NC11 steel at a temperature of 960°C, extrusion with 86% cross-section reduction and cooling in oil. The structure and properties of samples were compared with the properties of samples of the same diameter, subjected to conventional heat treatment, i.e. hardening at a temperature of 920°C. Microphotographs show examples of changes of the carbide (Fig. 9) and grain structure (Fig. 10) of NC11 steel samples, before and after extrusion. Similar phenomena were observed in SW7M and SW12C steels.



Rys. 9. Struktura węglkowa stali NC11: a – przed wyciskaniem, b – po wyciskaniu, z redukcją przekroju 86%; pow. 500 x [1]
 Fig. 9. Carbide structure of NC11 steel: a – before extrusion, b – after extrusion, with 86% cross-section reduction; mag. 500 x [1]

Własności mechaniczne stali NC11, SW7M i SW12C po obróbce cieplnej i cieplno-plastycznej, według zoptymalizowanych technologii, ocenione metodą trójpunktowego zginania, przedstawiono w tab. 3 [1, 12]. Wyciskanie z dużym stopniem przerobu powoduje polepszenie właściwości w próbie zginania; wzrost wytrzymałości R_g , a w stalach szybkołnących, pojawia się tzw. „zapas plastyczności” (granica plastyczności i odkształcenie trwałe). Wzrasta również całkowite ugięcie próbek. Stwierdzono ponadto, że wpływ czynników strukturalnych na właściwości stali jest złożony, a więc nie wszystkie zmiany zależą od struktury węglkowej badanych stali.

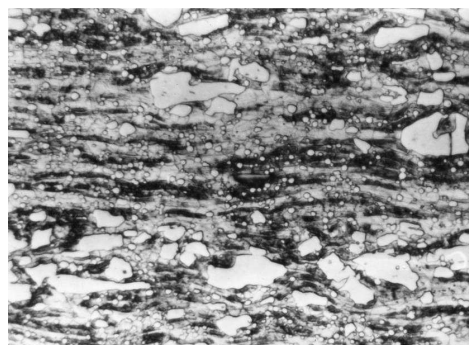
Mechanical properties of NC11, SW7M and SW12C steels after heat treatment and thermo-mechanical treatment, according to optimized technologies, evaluated by the three-point bending method, are presented in Tab. 3 [1, 12]. Extrusion with high draft improves properties in the bending test; strength R_g is increased, and a so-called “plasticity reserve” appears in high-speed steels (yield point and permanent deformation). Total sag of samples also increases. It was also determined that the effect of structural factors on steel properties is complex, and so not all changes depend on the carbide structure of the tested steels.

Tab. 3. Własności mechaniczne w próbie zginania stali NC11, SW12C i SW7M po zoptymalizowanej obróbce cieplnej i obróbce cieplno-plastycznej [1]
 Tab. 3. Mechanical properties of NC11, SW12C and SW7M steels in the bending tests after optimized heat treatment and thermoplastic processing [1]

			Stal Steel	Rodzaj obróbki Treatment type	Twardość HRC HRC hardness	Własności w próbie zginania Properties in bending test
NC11	OC	65,5	27,0	—	2,4	—
	WOCP	63,5	34,3	—	3,1	—
SW12C	OC	62	33,0	—	2,4	—
	WOCP	62	40,0	31,1	3,6	0,7
SW7M	OC	63	31,5	—	2,3	—
	WOCP	63	42,4	36,1	3,3	0,3



a)



b)

Rys. 10. Struktura stali NC11 po zahartowaniu: a – z temperatury 920°C, b – z temperatury wyciskania 960°C; pow. 500 x [1]
 Fig. 10. Structure of NC11 steel after hardening: a – from temperature of 920°C, b – from extrusion temperature of 960°C; mag. 500 x [1]

Na rys. 10 przedstawiono struktury stali NC11 zahartowanej tradycyjnie i z temperatury wyciskania. Struktury są różne; osnowa na rys. 10b zawiera ślady bainitu wskazujące kierunek płynięcia materiału podczas wyciskania, podczas gdy po tradycyjnym hartowaniu osnowa zawiera tylko skrytoiglasty martenzyt.

3.2.2. Poprawa właściwości stali przez przekuwanie

Kolejnym sposobem zmieniającym strukturę węglkową stali ledeburytycznych jest przekuwanie, choć korzystne zmiany strukturalne można uzyskać także w prostszy sposób, np. metodą ściskania na prasie hydraulicznej. Autorzy [21] wykazali, że po spęcznieniu odkształcaniem równym 50% (do połowy wysokości próbki) struktura węglkowa stali H12M uległa znaczącej poprawie, przy czym trwałość narzędzia wzrosła 1,6 razy. Podobnie dla przypadku stali R6M5 [22]; korzystną strukturę węglkową otrzymano po ściskaniu odkształcaniem 60%. Zbliżone efekty na stali X160CrMV12.1 uzyskano w pracy [23], podczas prasowania wzdłużnego oraz kucia w kowarkach. Interesujący sposób na „zmniejszenie” wpływu segregacji węglków na właściwości stali, w swoim czasie popularny, przedstawił Harvey [24]. Metoda polegała na krzyżowym przekuwaniu (w czterech zabiegach) fragmentu stali szybko tnącej, wyciętego z klasycznie odlanego wlewka.

W badaniach prowadzonych w Instytucie Obróbki Plastycznej [25] oceniono właściwości i strukturę prętów z różnych wytopów i o różnych średnicach: 60, 80, 100, 130 i 170 mm, lecz

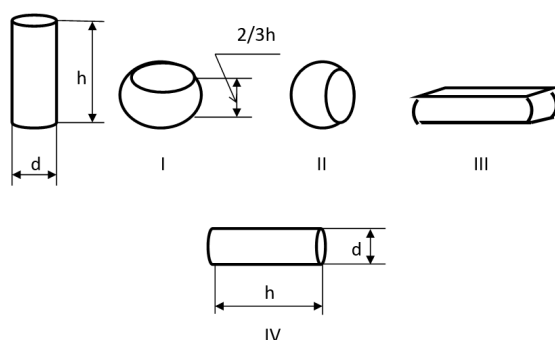
Fig. 10 presents the structure of NC11 steel hardened conventionally and from extrusion temperature. The structures vary; the matrix in Fig. 10b contains traces of bainite indicating the direction of material flow during extrusion, while the matrix after conventional hardening contains only crypto-aciform martensite.

3.2.2. Improvement of steel properties through reforging

Another method of changing the carbide structure of ledeburite steels is reforging, although beneficial structural changes can also be achieved by a simpler method, e.g. by compression on a hydraulic press. The authors of [21] demonstrated that after upset forging with 50% deformation (to half of the sample's height), the carbide structure of H12M steel underwent significant improvement and tool durability increased 1.6 times. The case of R6M5 steel was similar [22]; a beneficial carbide structure was obtained after compression with 60% deformation. Similar effects on X160CrMV12.1 steel were achieved in paper [23] during longitudinal pressing and forging in swaging machines. Harvey [24] presented an interesting method of “reducing” the effect of carbide segregation on the properties of steel, which was quite popular in its time. The method was based on cross-forging (in four steps) of a part of high-speed steel cut out from a conventionally cast ingot.

The properties and structure of rods from different melts and of varying diameters: 60, 80, 100, 130 and 170 mm were assessed in tests conducted at the Metal Forming Institute [25], but

przekuwano jedynie odcinki pręta o średnicy 100 mm i długości 200 mm. Przyjęto jeden ze sposobów przekuwania, omówiony w pracy [26]. Porównano własności mechaniczne (udarność i twardość) oraz właściwość użytkową sugerującą trwałość narzędzi, a wyrażoną liczbą cykli do zniszczenia próbki podczas badań zmęczeniowych. Badano stal NC11 w stanie wyjściowym (dostawy) oraz po jedno i trzykrotnym przekuwaniu [25]. Rys. 11 przedstawia schemat technologiczny przekuwania jednokrotnego.



Rys. 11. Sposób jednokrotnego przekuwania stali NC11 [25]

Fig. 11. Method of one-time reforging of NC11 steel [25]

Materiałem badanym była stal NC11 w postaci pręta o średnicy $d = 100$ mm i składzie chemicznym, w %: C – 1,80; Si – 0,26; Mn – 0,21; P – 0,021; S – 0,016; Cr – 12,04. Z odkuwek pręta, kutego w przedziale temperatury 1140–920°C i wyżarzanego w temperaturze 850°C w ciągu trzech godzin, wykonano próbki udarowościowe, o przekroju kwadratowym bez karbu, o wymiarach 10 x 10 x 55 mm. Badano twardość oraz przeprowadzono obserwacje struktury. Próbki do badań zmęczeniowych (jak w pracy [25]) miały średnicę 4 mm. Rozmieszczenie węglików oceniano na zglądach, a efekty przekuwania na przelomach próbek udarowościowych i na próbkach do badań zmęczeniowych. Podobnie jak w pracy [15], w badaniach zmęczeniowych przyjęto niesymetryczny sposób obciążenia próbek pod niewielkim kątem (rys. 6) i zbliżoną amplitudę cyklu (dopasowaną do właściwości stali NC11) $\sigma_a = 1096$ MPa. Obróbka cieplna próbek polegała na hartowaniu z temperatury austenitizowania – 960°C i odpuszczaniu w temperaturze 250°C w ciągu dwóch godzin.

Próbie udarowości przeprowadzono na młocie PSWO – 30 z rejestrowanym przebiegiem siły

only rod segments with a diameter of 100 mm and length of 200 mm were reforged. One of the reforging methods discussed in paper [26] was accepted. Mechanical properties (impact resistance and hardness) and the functional property indicating tool durability, expressed as the number of cycles until sample destruction during fatigue tests, were compared. NC11 steel was tested in its starting (as-delivered) state and after single and triple reforging [25]. Fig. 11 presents the process diagram of single reforging.

The tested material was NC11 steel in the form of a rod with diameter $d = 100$ mm, with chemical composition, in %: C – 1.80; Si – 0.26; Mn – 0.21; P – 0.021; S – 0.016; Cr – 12.04. Samples for impact resistance testing, with a square cross-section, without a notch, with dimensions of 10 x 10 x 55 mm, were made from forgings of rod forged within the temperature range of 1140 – 920°C and annealed at a temperature of 850°C over three hours. Hardness was tested and structure was examined. Samples for fatigue tests (as in paper [25]) had a diameter of 4 mm. Carbide distribution was assessed on metallographic specimens, and effects of reforging were assessed on fractures of samples for impact resistance tests and on samples for fatigue tests. Similarly as in paper [15], an asymmetrical method of loading samples at a small angle (Fig. 6) and similar cycle amplitude (adjusted to the properties of NC11 steel) $\sigma_a = 1096$ MPa was accepted for fatigue tests. Heat treatment of samples was based on hardening from austenitizing temperature – 960°C and tempering at 250°C over two hours.

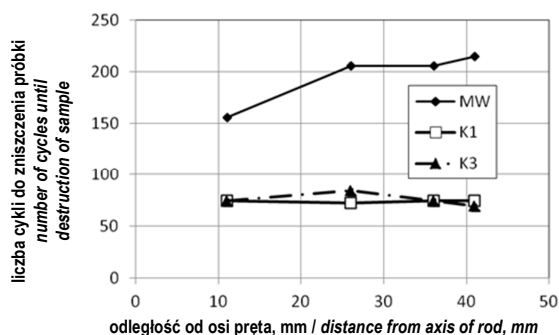
The impact resistance test was conducted on a PSWO – 30 impact testing machine with regi-

łamania próbek, a badania zmęczeniowe – na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 1251, za pomocą przyrządu zapewniającego złożony sposób obciążenia próbki [15, 25]. Wpływ jedno- i trzykrotnego przekuwania na udarność, twardość oraz odporność na zużycie stali NC11, mierzone liczbą cykli do zniszczenia próbek przy ich niesymetrycznym obciążeniu, przedstawiono na rysunkach 12 i 13.

Udarność próbek, o zbliżonej twardości po obróbce cieplnej (58–59 HRC), pobranych wzdłużnie jest około 2,5-krotnie większa od udarności próbek pobranych poprzecznie. Natomiast sposób przekuwania, niezależnie od krotności zabiegu, powoduje zmniejszenie udarności około 2,6-krotnie (rys. 12). Jednocześnie udarność stali w stanie dostawy rośnie w miarę oddalania się od osi pręta, natomiast w prętach przekuwanych w tym samym obszarze wykazuje niewielkie zróżnicowanie.

stration of the progression of sample breaking force, and fatigue tests were conducted on an INSTRON 1251 strength tester by means of apparatus enabling a complex sample loading method [14, 25]. The effect of single and triple reforing on impact resistance, hardness and wear resistance of NC11 steel, measured as the number of cycles until sample destruction under asymmetrical load, is presented in Fig. 12 and 13.

The impact resistance of samples, with similar hardness of 58–59 HRC after heat treatment, collected longitudinally, is about 2.5 times greater than the impact resistance of samples collected transversely. The method of reforing, regardless of the number of operations, causes reduction of impact resistance by approx. 2.6 times (Fig. 12). At the same time, the impact resistance of steel in as-delivered state increases as distance from the rod's axis grows and varies only slightly in rods reforing in the same area.



Rys. 12. Udarność w zależności od odległości od osi pręta ze stali NC11:

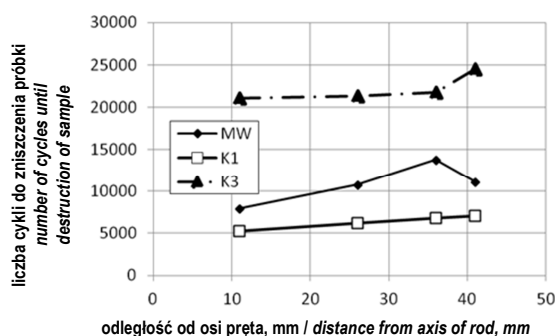
MW – materiał wyjściowy (w stanie dostawy), K1 i K3 – po jedno i trzykrotnym przekuwaniu [25]

Fig. 12. Impact resistance as a function of distance from the axis of an NC11 steel rod:

SM – starting material (as-delivered state), K1 and K3 – after single and triple reforing [25]

Wpływ przekuwania na własności stali NC11 ocenione podczas badań zmęczeniowych (rys. 13) wskazuje, że trwałość mierzona ilością cykli do zniszczenia, próbki z materiału wyjściowego, zwiększa się w miarę wzrostu odległości od osi pręta. W materiale przekutym zróżnicowanie trwałości jest niewielkie. Ponadto jednokrotne przekuwanie pogarsza właściwości stali, a liczba cykli do zniszczenia zmniejsza się o około 25%. Trzykrotne przekuwanie powoduje 2,5-krotny wzrost „odporności zmęczeniowej”, czyli liczby cykli do zniszczenia próbek.

The effect of reforing on the properties of NC11 steel, assessed during fatigue tests (Fig. 13), indicated that durability, measured as the number of cycle until destruction of the sample of starting material, increases as distance from the rod's axis increases. The variation of durability in the reforing material is low. Moreover, single reforing deteriorates the properties of steel, and the number of cycles until destruction is reduced by about 25%. Triple reforing results in a 2.5-fold increase of “fatigue resistance”, or the number of cycle until sample destruction.

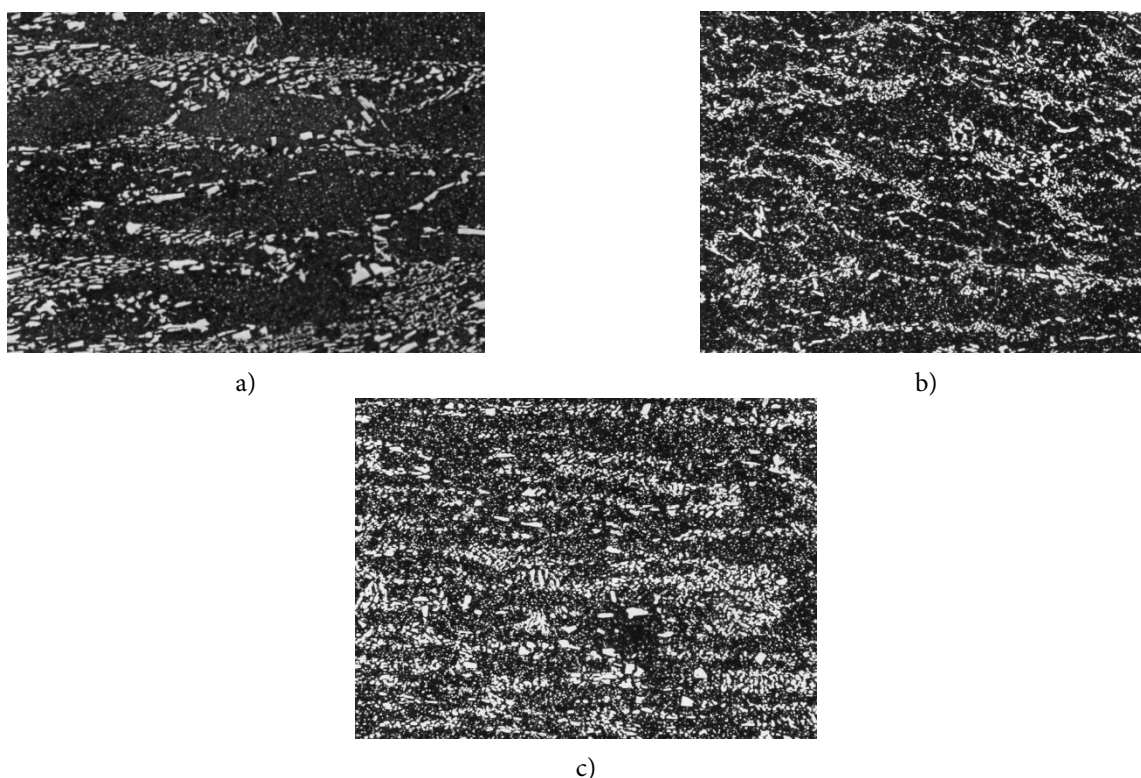


Rys. 13. Liczba cykli do zniszczenia próbek pobranych w różnej odległości od osi pręta ze stali NC11: MW – materiał wyjściowy (w stanie dostawy), K1 i K3 – po jedno- i trzykrotnym przekuwaniu [25]

Fig. 13. Number of cycles until destruction of samples collected at various distances from the axis of the NC11 steel rod: SM – starting material (as-delivered state), K1 and K3 – after single and triple reforging [25]

Na rys. 14 przedstawiono zmiany struktury węglkowej stali NC11 pod wpływem przekuwania. Stwierdzono wyraźne zmniejszenie niejednorodności węglków, korzystniejsze po trzykrotnym przekuciu (c).

Fig. 14 presents changes of the carbide structure of NC11 steel under the influence of reforging. A clear reduction of inhomogeneity of carbides was observed, more favorable after triple reforging (c).



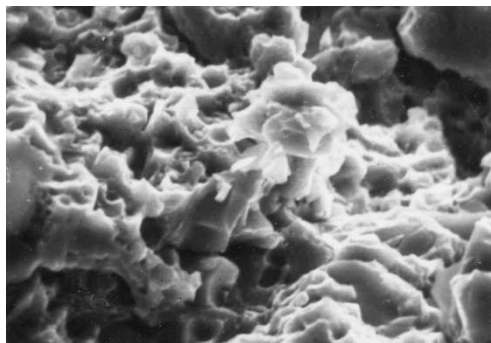
Rys. 14. Segregacja węglków w stali NC11: a – materiał w stanie wyjściowym (bez przekuwania), b i c – po jedno- i trzykrotnym przekuwaniu; pow. 100 x [25]

Fig. 14. Carbide segregation in NC11 steel: a – material in starting state (not reforged), b and c – after single and triple reforging; mag. 100 x [25]

Na rys. 15 i 16 przedstawiono przełomy zahartowanej i odpuszczonej stali NC11. Przełom próbki udarnościowej jest mieszany z przewagą pęknięć łupliwych. Widoczne są również

Fig. 15 and 16 present fractures of hardened and annealed NC11 steel. The fracture of the impact test sample is mixed with a predominance of cleavage cracks. Cracks along grain boundaries

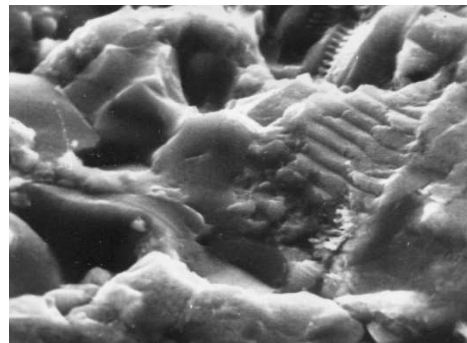
pęknięcia po granicach ziaren. Na przelomie zmęczeniowym, w większości również łupliwym, widoczne są fragmenty wgłębień, wykonanych przez cyklicznie przemieszczające się węgliki.



Rys. 15. Przełom obrobionej cieplnie próbki udarowościowej ze stali NC11; pow. 2100 x [25]

Fig. 15. Fracture of heat-treated NC11 steel impact test sample; mag. 2100 x [25]

are also visible. Fragments of indentations, made by cyclically displaced carbides, are visible on the fatigue fracture, also mostly cleavage-based.



Rys. 16. Przełom zmęczeniowy po 25 000 cyklach obciążenia obrobionej cieplnie próbki ze stali NC11; pow. 3200 x [25]

Fig. 16. Fatigue fracture after 25,000 loading cycles of heat-treated NC11 steel sample; mag. 3200 x [25]

4. PODSUMOWANIE

Fazy węglikowe odgrywają dominującą rolę w materiałach narzędziowych, w których – jak w spiekach twardych – są składnikiem zasadniczym. W stalach narzędziowych, ledeburytycznych ich udział dochodzi do około 25% (objętościowo), a sposób ich rozmieszczenia w materiale zależy od metod wytwarzania, które z upływem czasu są modyfikowane. Najdoskonalszą techniką wytwarzania stali ledeburytycznych jest metalurgia proszków pozwalająca uzyskać materiały izotropowe, z niewielką zawartością wtrąceń niemetalicznych i pustek wpływających na pogorszenie właściwości stali. Tańsze materiały otrzymane tradycyjnie w hucie, mają strukturę niejednorodną, co w wielu przypadkach wymaga stosowania dodatkowych metod, powodujących wzrost ich jakości, ale także wzrost kosztów ich wytwarzania. W Instytucie Obróbki Plastycznej dokonano oceny kilku sposobów technologicznego doskonalenia struktury węglikowej wybranych stali narzędziowych o ledeburytycznej strukturze.

Podstawowe znaczenie w obróbce plastycznej ma różnica pomiędzy właściwościami materiału obrabianego, a materiałem narzędzia, jego odpornością na odkształcenie trwałe. Dlatego przy projektowaniu technologii plastycznego

4. SUMMARY

Carbide phases play a dominant role in tool materials where they are an essential ingredient – as hard sinters. In ledeburite tool steels, they make up approx. 25% of the material (by volume), and the manner of their distribution in the material depends on manufacturing methods, which are modified over time. The best technique for manufacturing ledeburite steels is powder metallurgy, which makes it possible to obtain isotropic materials with low content of non-metallic inclusions and voids causing deterioration of the properties of steel. Cheaper materials obtained conventionally at the steel mill have a non-uniform structure that requires the application of additional methods in many cases, which improves the quality of these materials but also raises the costs of manufacturing them. Several methods for technological improvement of the carbide structure of selected tool steels with a ledeburite structure have been assessed at the Metal Forming Institute.

The difference between properties of the processed material and the material of the tool, as well as its resistance to permanent deformation, are of fundamental significance in plastic working. This is why plasticizing stresses play an

kształtowania wyrobów ważną rolę odgrywają naprężenie uplastyczniające, w przypadku materiału obrabianego oraz granica plastyczności (sprężystości) materiału narzędzia. W materiałach przeznaczonych na narzędzia pracujące w warunkach dużych, dynamicznych obciążen pewną rolę spełnia tak zwany „zapas plastyczności” wyrażony, np. w próbach uderzeniowych stali narzędziowych niewielką energią odkształcenia plastycznego. Zakładając, że odporność na odkształcenie trwałe stali zależy od stopnia niejednorodności (segregacji) stali narzędziowej, wyznaczono (w próbie zginania) zależność granicy plastyczności R_{g01} od średniej szerokości pasma węglików. Mając na uwadze fakt, że znaczne obszary pomiędzy skupiskami węglików sprzyjają rozrostowi ziaren, podczas austenitizowania w podwyższonej temperaturze, można przypuszczać, że duża segregacja powoduje pośrednio zwiększenie kruchości za hartowanej stali.

Wyroby ze stali o ledeburytycznej strukturze produkowanej tradycyjnie, zwłaszcza o większych wymiarach, wykazują niejednorodną strukturę i zawierają sporo zanieczyszczeń. Wady te można znacznie ograniczyć metodami metalurgicznymi (metalurgia proszków), doprowadzającymi do otrzymania struktur prawie jednorodnych. Metody plastycznego odkształcania są mniej skuteczne; pozostawiają pewną anizotropię materiału, przy czym udział objętościowy wtrąceń niemetalicznych pozostaje bez zmian.

W badaniach skutków wyciskania trzech stali o ledeburytycznej strukturze wykazano, że odkształcenie plastyczne z dużą redukcją przekroju zgniotu (około 86%) powoduje wzrost wytrzymałości na zginanie o około 20% i pojawienie się umownej granicy plastyczności $R_{g0,1}$, co sprawia, że stal taka jest bardziej „ciągliwa”.

Przetapianie elektrożuźlowe, oprócz struktury i właściwości, powoduje zmianę składu chemicznego stali SW7M, zawartość węglidotwórczego molibdenu uległa zmniejszeniu o 0,5%. Przetapianie elektrożuźlowe powoduje ponadto wzrost wytrzymałości na ściskanie o 4%, a dodatkowe przekuwanie o dalsze 2%. Natomiast granica wytrzymałości w próbie rozciągania, dla tego przypadku, wzrosła o około 11%, a tylko po przetopieniu – zmalała. „Trwałość” stali w badaniach zmęczeniowych określona: np. liczbą

important role in the design of technologies for plastic forming of products, in the case of the processed material and yield point (elastic limit) of the tool's material. In materials intended for tools working under conditions of high, dynamic loads, the so-called “plasticity reserve”, expressed e.g. in impact resistance tests of tool steels as the low plastic deformation energy, also plays a certain role. Assuming that steel's resistance to permanent deformation depends on the level of non-uniformity (segregation) of the tool steel, the dependency between the yield point R_{g01} and average carbide band width was determined (in the bending test). Considering the fact that large areas between carbide agglomerations foster grain growth, it can be presumed that high segregation indirectly causes increased brittleness of hardened steel during austenitization at elevated temperature.

Products made from conventionally manufactured ledeburite steel, particularly those of large dimensions, exhibit a non-uniform structure and contain many impurities. These defects can be limited significantly by metallurgical methods (powder metallurgy) that lead to the achievement of structures that are nearly homogeneous. Methods of plastic deformation are less effective; they leave a certain degree of anisotropy in the material, and the content of non-metallic inclusions in the material's volume remains unchanged.

In tests of the effects of extrusion of three ledeburite steels, it was demonstrated that plastic deformation with large cross-section reduction (by approx. 86%) causes an increase of bending strength by approx. 20% and the appearance of conventional yield point $R_{g0,1}$, making such steel more “ductile”.

Electroslag remelting changes the chemical composition of SW7M steel, besides its structure and properties, and the content of carbide-forming molybdenum is reduced by 0.5%. Furthermore, electroslag remelting increases compression strength by 4%, and additional reforging increases it by a further 2%. In this case, the yield point in the tensile test increased by about 11% and was reduced only after remelting. The “durability” of steel determined in fatigue tests as: number of cycles until destruction (at loading

cykli do zniszczenia (przy amplitudzie obciążenia 1096 MPa), po przetopieniu elektrośluzowym wzrosła o 114%, a po dodatkowym przekuciu – tylko o 81%.

Przekuwanie stali NC11 spowodowało poprawę wytrzymałości zmęczeniowej po trzykrotnym przekuwaniu; nastąpił wzrost liczby cykli do zniszczenia próbki o 166% i znaczne zmniejszenie segregacji węglików. Natomiast jednokrotne przekuwanie spowodowało zmniejszenie liczby cykli do zniszczenia próbki o około 34%. Wykazano ponad dwukrotne zmniejszenie uderności po przekuciu od około 200 do około 75 kJ/m².

Segregacja węglików w stalach ledeburytycznych produkowanych tradycyjnie wpływa znacząco na trwałość narzędzi wykonanych z tych materiałów. Niejednorodność struktury węglikowej wiąże się również z anizotropią własności mechanicznych, zróżnicowaną w strefach wyrobów, zwłaszcza o większych gabarytach. Badania wykazały, że całkowite usunięcie segregacji nie jest możliwe. Szansę daje metalurgia proszków, sposób wytwarzania stali oparty na odmiennych zasadach, umożliwiając otrzymanie materiałów prawie izotropowych.

amplitude of 1096 MPa), increased by 114% after electroslag remelting, and after additional reforging – by only 81%.

Reforging of NC11 steel improved fatigue resistance after triple reforging; the number of cycles until sample destruction increased by 166% and carbide segregation was significantly reduced. Single reforging, however, reduced the number of cycles until sample destruction by about 34%. A more than two-fold decrease in impact resistance was demonstrated after reforging – from about 200 to approx. 75 kJ/m².

Carbide segregation in conventionally manufactured ledeburite steels has a significant impact on the durability of tools made from these materials. Inhomogeneity of the carbide structure is also linked to anisotropy of mechanical properties, varying over areas of products, particularly those with large overall dimensions. Tests demonstrated that total removal of segregation is impossible. Powder metallurgy, a method of manufacturing steel based on different principles, provides the opportunity to obtain materials that are nearly isotropic.

LITERATURA

- [1] Berkowski Leopold. 1981. Analiza wpływu umocnienia cieplno-plastycznego na strukturę i własności wyciskanych na gorąco stali narzędziowych, 174. Poznań: INOP.
- [2] Berkowski Leopold. 1983. „Wpływ warunków odkształcania na strukturę i własności stali szybko tnącej”. *Obróbka Plastyczna* 22 (2): 85–92.
- [3] Berkowski Leopold, Beata Pachutko. 1995. „Wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i właściwości stali SW7M. Część I: Informacje ogólne, wpływ parametrów struktury na właściwości”. *Obróbka Plastyczna Metali VI* (5): 5–17.
- [4] Berkowski Leopold, Beata Pachutko. 1997. „Wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i właściwości stali SW7M. Część II: Wpływ parametrów obróbki cieplnej na właściwości”. *Obróbka Plastyczna Metali VIII* (2): 23–33.
- [5] Pachutko Beata, Leopold Berkowski. 1997. „Wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i właściwości stali SW7M. Część III: Segregacja i jej wpływ na strukturę ziarnowa hartowanej stali SW7M”. *Obróbka Plastyczna Metali VIII* (5): 41–55.

REFERENCES

- [1] Berkowski Leopold. 1981. Analiza wpływu umocnienia cieplno-plastycznego na strukturę i własności wyciskanych na gorąco stali narzędziowych, 174. Poznań: INOP.
- [2] Berkowski Leopold. 1983. „Wpływ warunków odkształcania na strukturę i własności stali szybko tnącej”. *Obróbka Plastyczna* 22 (2): 85–92.
- [3] Berkowski Leopold, Beata Pachutko. 1995. „Wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i właściwości stali SW7M. Część I: Informacje ogólne, wpływ parametrów struktury na właściwości”. *Obróbka Plastyczna Metali VI* (5): 5–17.
- [4] Berkowski Leopold, Beata Pachutko. 1997. „Wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i właściwości stali SW7M. Część II: Wpływ parametrów obróbki cieplnej na właściwości”. *Obróbka Plastyczna Metali VIII* (2): 23–33.
- [5] Pachutko Beata, Leopold Berkowski. 1997. „Wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i właściwości stali SW7M. Część III: Segregacja i jej wpływ na strukturę ziarnowa hartowanej stali SW7M”. *Obróbka Plastyczna Metali VIII* (5): 41–55.

- [6] Berkowski Leopold. 1976. „Próby określenia segregacji węglików w stali szybko tnącej przy pomocy komputerowego analizatora obrazu Quantimet 720”. *Hutnik* 3: 107.
- [7] Pachutko Beata, Leopold Berkowski. 1998. „Wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i właściwości stali SW7M. Część IV: Wpływ segregacji i struktury ziarnowej na własności mechaniczne”. *Obróbka Plastyczna Metali IX* (2): 23–35.
- [8] Pachutko Beata. 1991. *Analiza wpływu segregacji węglików ledeburytycznych na parametry ziaren i właściwości obrobionej cieplnie stali szybko tnącej typu 6-5-2*, 163. Poznań: Politechnika Poznańska (praca doktorska).
- [9] Kęsy B., K. Pietrzak, J. Straus. 1981. „Ilościowe określenie segregacji węglików w stalach szybko tnących”. *Metaloznawstwo i Obróbka Ciepła* 5: 7–11.
- [10] Geller Ū.A. 1963. „Ob. ulučšenii struktury bystrorežušej stali v slitke, prokatke i pokovkah”. *Stal’* 9: 831–834.
- [11] Saltykow S.A. 1970. *Stereometričeskaâ metallografiâ*, 175. Moskwa: Izd. Metallurgii.
- [12] Krisch A., W. Schmidt. 1962. „Verleigh der verschiedenen Verfahren zur Ermittlung der Zähigkeit von Stählen hoher Härte in statischen Biegeversuch und Richtlinien für die zweckmäßige Durchführung und Auswertung derartiger Versuche”. *Arch. Aisenhüttenwes.* 33 (7): 476–483.
- [13] Kaliszewski E., C. Witek, S. Hadasik. 1979. *Badania prowadzone w Hucie Bailon nad modyfikacją składu chemicznego stali SW7M*. W mat. konf. III Konferencji N-T SITPH pt. Postęp w badaniach i technologii produkcji stali szybko tnących, Katowice, 13–20.
- [14] Dobrzański L.A., E. Hajduczek, J. Marciniak, R. Nowosielski. 1990. *Metaloznawstwo i obróbka cieplna materiałów narzędziowych*, 746. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne.
- [15] Plewiński A. 1976. „Badania nad przydatnością stali przetopionej elektrożużlowo na stemple do wyciskania”. *Obróbka Plastyczna* 15 (nr): 181–196.
- [16] Ohrimenko Â.M., L.N. Mironov. 1971. „Povyšenje stojkosti štampov, polučennyh ëlektrošlakowym poreplavom”. *Kuznečno-Štampovočnoe Proizvodstvo* 9: 7–8.
- [17] Dybiec C. 1973. „Anizotropia własności statycznych i zmęczeniowych stali z wytopów konwencjonalnych i po przetopie”. *Metaloznawstwo i Obróbka Ciepła* 6: 55.
- [18] Feldmann H.D., H.K.F. Honnens. 1966. “Development of tools for the cold forming process”. *Sheet Metal Industries* 466: 95–109.
- [19] Afanaševa G.I., V.A. Evstpalov. 1974. “O vadah i pričinah vyhoda iz stroâ puansonov dlâ holodnogo vydavlivania stalnyh detalej”. *Kuznečno-Štampovočnoe Proizvodstvo* 4: 7–10.
- [20] Berkowski Leopold. 1971. „Technologiczne próby wyciskania na gorąco wysokochromowej stali narzędziowej”. *Obróbka Plastyczna* 10 (3): 41–49.
- [6] Berkowski Leopold. 1976. „Próby określenia segregacji węglików w stali szybko tnącej przy pomocy komputerowego analizatora obrazu Quantimet 720”. *Hutnik* 3: 107.
- [7] Pachutko Beata, Leopold Berkowski. 1998. „Wpływ warunków obróbki cieplnej na strukturę i właściwości stali SW7M. Część IV: Wpływ segregacji i struktury ziarnowej na własności mechaniczne”. *Obróbka Plastyczna Metali IX* (2): 23–35.
- [8] Pachutko Beata. 1991. *Analiza wpływu segregacji węglików ledeburytycznych na parametry ziaren i właściwości obrobionej cieplnie stali szybko tnącej typu 6-5-2*, 163. Poznań: Politechnika Poznańska (PhD thesis).
- [9] Kęsy B., K. Pietrzak, J. Straus. 1981. „Ilościowe określenie segregacji węglików w stalach szybko tnących”. *Metaloznawstwo i Obróbka Ciepła* 5: 7–11.
- [10] Geller Ū.A. 1963. „Ob. ulučšenii struktury bystrorežušej stali v slitke, prokatke i pokovkah”. *Stal’* 9: 831–834.
- [11] Saltykow S.A. 1970. *Stereometričeskaâ metallografiâ*, 175. Moscow: Izd. Metallurgii.
- [12] Krisch A., W. Schmidt. 1962. „Verleigh der verschiedenen Verfahren zur Ermittlung der Zähigkeit von Stählen hoher Härte in statischen Biegeversuch und Richtlinien für die zweckmäßige Durchführung und Auswertung derartiger Versuche”. *Arch. Aisenhüttenwes.* 33 (7): 476–483.
- [13] Kaliszewski E., C. Witek, S. Hadasik. 1979. *Badania prowadzone w Hucie Bailon nad modyfikacją składu chemicznego stali SW7M*. In conf. proceedings III Konferencji N-T SITPH pt. Postęp w badaniach i technologii produkcji stali szybko tnących, Katowice, 13–20.
- [14] Dobrzański L.A., E. Hajduczek, J. Marciniak, R. Nowosielski. 1990. *Metaloznawstwo i obróbka cieplna materiałów narzędziowych*, 746. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne.
- [15] Plewiński A. 1976. „Badania nad przydatnością stali przetopionej elektrożużlowo na stemple do wyciskania”. *Obróbka Plastyczna* 15 (nr): 181–196.
- [16] Ohrimenko Â.M., L.N. Mironov. 1971. „Povyšenje stojkosti štampov, polučennyh ëlektrošlakowym poreplavom”. *Kuznečno-Štampovočnoe Proizvodstvo* 9: 7–8.
- [17] Dybiec C. 1973. „Anizotropia własności statycznych i zmęczeniowych stali z wytopów konwencjonalnych i po przetopie”. *Metaloznawstwo i Obróbka Ciepła* 6: 55.
- [18] Feldmann H.D., H.K.F. Honnens. 1966. “Development of tools for the cold forming process”. *Sheet Metal Industries* 466: 95–109.
- [19] Afanaševa G.I., V.A. Evstpalov. 1974. “O vadah i pričinah vyhoda iz stroâ puansonov dlâ holodnogo vydavlivania stalnyh detalej”. *Kuznečno-Štampovočnoe Proizvodstvo* 4: 7–10.
- [20] Berkowski Leopold. 1971. „Technologiczne próby wyciskania na gorąco wysokochromowej stali narzędziowej”. *Obróbka Plastyczna* 10 (3): 41–49.

- [21] Kruk A.T., A.D. Hvan. 2013. „Vliánie plastičeskoj deformacii na stojkosť instrumentalnoj satali H12M”. Kuznečno – Štampovočnoe Proizvostvo 2: 17.
- [22] Hvan A.D., A.V. Popov, A.V. Tokarev. 2008. „Vliánie mehano-termičeskoj obrabotki na sniženie balla karbidnoj neodnorodnosti instrumentalnoj stali”. Obrabotka Materialov Davleniem 7: 29.
- [23] Gregev M. [i in.]. 2009. „Vliv parametru kovani na strukturu oceli X160CrMV12.1”. Kovárenstvi 34: 36.
- [24] Harvey R.F. 1967. „The ‘Kross Roll’ process”. Metal Forming 4: 106.
- [25] Koniecznyński M., K. Wroczyński. 1977. Technologia obróbki cieplno-mechanicznej stempli o wysokiej twardości i odporności na uderzenia. Praca 77/BM/P 6.2/III/2506/ INOP/MPM, 40. Poznań (praca niepublikowana).
- [26] Filimonov Ū.F., L.A. Poznák. 1964. Štampovka pressovanem, 188. Moskwa: Izd.Mašinostroenie.
- [21] Kruk A.T., A.D. Hvan. 2013. „Vliánie plastičeskoj deformacii na stojkosť instrumentalnoj satali H12M”. Kuznečno – Štampovočnoe Proizvostvo 2: 17.
- [22] Hvan A.D., A.V. Popov, A.V. Tokarev. 2008. „Vliánie mehano-termičeskoj obrabotki na sniženie balla karbidnoj neodnorodnosti instrumentalnoj stali”. Obrabotka Materialov Davleniem 7: 29.
- [23] Gregev M. [et al.]. 2009. „Vliv parametru kovani na strukturu oceli X160CrMV12.1”. Kovárenstvi 34: 36.
- [24] Harvey R.F. 1967. „The ‘Kross Roll’ process”. Metal Forming 4: 106.
- [25] Koniecznyński M., K. Wroczyński. 1977. Technologia obróbki cieplno-mechanicznej stempli o wysokiej twardości i odporności na uderzenia. Praca 77/BM/P 6.2/III/2506/ INOP/MPM, 40. Poznań (praca niepublikowana).
- [26] Filimonov Ū.F., L.A. Poznák. 1964. Štampovka pressovanem, 188. Moscow: Izd.Mašinostroenie.