

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

# Temperatura w obróbce plastycznej stopowych stali narzędziowych Część I. Warunki odkształcania

## *Temperature of the plastic forming of tool steels Part I: Parameters of the deformation*

### **Streszczenie**

Temperatura odkształcania należy do podstawowych parametrów obróbki plastycznej trudnoodkształcalnych materiałów, w tym stali narzędziowych. Ze wzrostem temperatury zmieniają się mechanizmy plastycznego kształtowania struktury wyrobów. W pracy wyróżniono trzy zakresy obróbki plastycznej w podwyższonej temperaturze: obróbkę plastyczną na ciepło (na półgorąco), obróbkę plastyczną na gorąco oraz kształtowanie powyżej temperatury solidusu (kształtowanie tiksotropowe). Omówiono podstawowe mechanizmy odkształcania i procesy osłabienia, umożliwiające otrzymanie dużej odkształcalności materiałów; dotyczy to dwóch pierwszych zakresów obróbki plastycznej w podwyższonej temperaturze. Wyróżniono przy tym zakres temperatury, w pobliżu przemiany  $\alpha - \gamma$ , w której możliwe jest nadplastyczne kształtowanie stali narzędziowych, także o strukturze ledeburytycznej. W następnej publikacji przedstawione zostaną wyniki badań własnych stali o takiej strukturze.

### **Abstract**

*Temperature of deformation belongs to the most important parameters of the plastic forming of the low deformable materials, for example tool steels. With the increase of temperature mechanisms of plastic deformation of the structure are changing. In the paper it was three scopes of the plastic forming in high temperature: warm and hot plastic forming and thixoforming. Primary mechanisms of deformation and mechanisms of softening causing plasticizing of materials were discussed. It applies twice scopes of plastic deformation in lower temperature. Than it was the scope of temperature (near  $\alpha - \gamma$  transformation), where superplastic deformation of tool steels was possible; also ledeburitic steels. In the next paper results of the own research will be presented.*

**Słowa kluczowe:** kształtowanie, mechanizmy odkształcania, temperatura nadplastyczność, stale narzędziowe

**Key words:** metal forming, mechanisms of deformation, temperature, superplasticity, tool steels

## **1. WSTĘP**

Obróbka plastyczna w podwyższonej temperaturze (zwłaszcza kucie, które należy do najstarszych technologii kształtowania wyrobów metalowych) jest stosowana do kształtowania materiałów, których w temperaturze otoczenia plastycznie obrabiać się nie da. Zalicza się do nich stale narzędziowe, które oprócz podwyższonej zawartości węgla zawierają niekiedy węglilotwórcze składniki stopowe, obniżające ich podatność do obróbki plastycznej.

Praktycznie stale narzędziowe dzielimy na dwie grupy:

- stale narzędziowe węglowe,
- stale narzędziowe stopowe.

Stale narzędziowe węglowe o zawartości węgla od 0,42 do 1,25 (norma EN ISO 4957:1999 obejmuje cztery gatunki węglowych stali narzędziowych) stosuje się przede wszystkim do obróbki plastycznej blach w tłoczniach niezbyt silnie obciążonych. W stanie wyżarzonym stale te zawierają znaczne ilości per-

litu, co uniemożliwia obróbkę plastyczną na zimno tych materiałów.

W grupie stali stopowych narzędziowych wyróżnia się:

- stale narzędziowe do pracy na zimno (norma EN ISO 4957:1999 obejmuje siedemnaście gatunków tych stali), wśród których na wyróżnienie zasługują trzy stale ledeburytyczne, odporne na ścieranie i stosowane także na średnio obciążone narzędzia do obróbki plastycznej, objętościowej na zimno,
- stale narzędziowe do pracy na gorąco (norma EN ISO 4957:1999 obejmuje dziewięć gatunków stali) stosowane na dynamicznie obciążone narzędzia przy plastycznym kształtowaniu wyrobów w podwyższonej temperaturze, zwłaszcza w procesach kucia matrycowego,
- stale szybko tnące (norma EN ISO 4957:1999 obejmuje 16 stali tego gatunku), w obróbce plastycznej stosowane są na silnie obciążone narzędzia przy kształtowaniu objętościowym, zwłaszcza na narzędzia do wyciskania.

Stale te, zawierające podwyższoną zawartość węgla oraz odpowiednio dobrane składniki stopowe, wykazują w temperaturze otoczenia duży opór plastyczny, co uniemożliwia ich obróbkę na zimno. Dotyczy to zwłaszcza obróbki plastycznej objętościowej, podczas której duże lokalne naprężenia skutecznie udaremniają proces. Możliwe jest jednak kształtowanie tych materiałów w podwyższonej temperaturze.

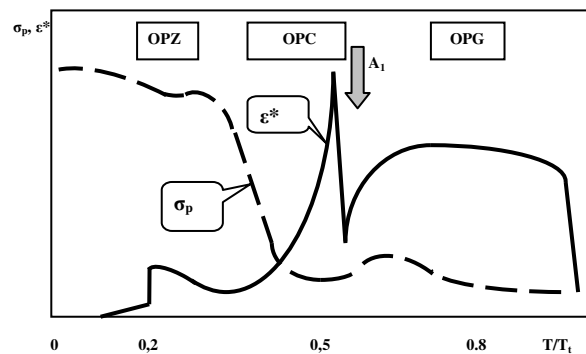
Temperatura jest zatem podstawowym parametrem obróbki plastycznej. W dawnych opracowaniach zakres temperaturowy obróbki plastycznej dzielono na dwa przedziały; obróbkę plastyczną na zimno i obróbkę plastyczną na gorąco, a granicą podziału była temperatura rekrytalizacji obrabianego materiału. Taką klasyfikację można nadal stosować przy rozpatrywaniu obróbki plastycznej stopów metali nieżelaznych. Stale, a zwłaszcza stale narzędziowe, wymagają odmiennego podejścia.

## 2. ZAKRESY TEMPERATUROWE OBRÓBKİ PLASTYCZNEJ STALI

Zależności naprężenia uplastyczniającego  $\sigma_p$  i odkształcenia granicznego  $\epsilon^*$  od homologicznej temperatury obróbki (rys. 1) pozwalają

wyróżnić dla stali trzy zakresy obróbki plastycznej, charakterystyczne odpowiednią podatnością do odkształceń plastycznych. W nowoczesnym ujęciu problemu, do procesów technologicznych obróbki plastycznej zalicza się także kształtowanie materiałów „stanie półpłynnym”. Mamy zatem następujące rodzaje obróbki plastycznej:

- obróbkę plastyczną na zimno – około  $0,2 T/T_t$ ,
- obróbkę plastyczną na półgorąco – około  $0,5 T/T_t$ ,
- obróbkę plastyczną na gorąco – około  $0,8 T/T_t$ ,
- kształtowanie powyżej temperatury solidusu.



Rys. 1. Naprężenie uplastyczniające  $\sigma_p$  i odkształcenie graniczne  $\epsilon^*$  w funkcji temperatury homologicznej. Zakresy obróbki plastycznej: OPZ – na zimno, OPC – na ciepło (na półgorąco), OPG – na gorąco

Fig. 1. Flow stresses  $\sigma_p$  and limits strains as a function of the homologous temperature. Ranges of the plastic deformation: OPZ – cold forming, OPC - warm forming, OPG – hot forming

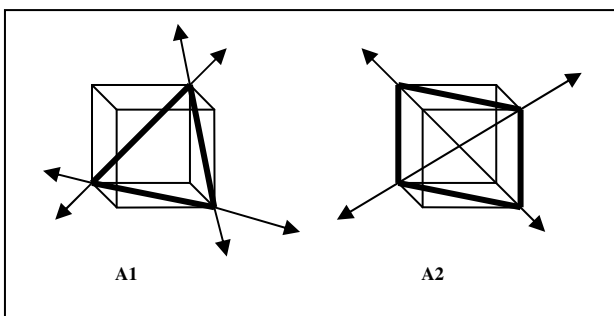
W technologii kształtowania narzędzi dominowała dotąd obróbka plastyczna na gorąco. Interesująca jest także obróbka plastyczna w niższej temperaturze na półgorąco (na ciepło). Z obniżeniem temperatury wiążą się bowiem oszczędności energetyczne, mniejsze utlenianie oraz możliwość dokładnego odwzorowania grawury, co w produkcji narzędzi jest niezwykle ważne.

## 3. MECHANIZMY ODKSZTAŁCANIA

Pięć mechanizmów odkształcania [1,2] wiąże się z obróbką plastyczną polikryształów w podwyższonej temperaturze: poślizg dyslo-

kacyjny, bliźniakowanie, pełzanie dyslokacyjne, pełzanie dyfuzyjne oraz poślizg po granicach ziaren.

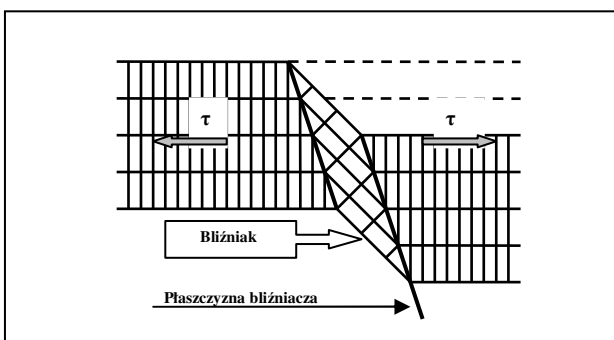
**Poślizg dyslokacyjny** - jest najważniejszym mechanizmem odkształcenia plastycznego, zwłaszcza na zimno, i polega na ścinaniu (na ogół, w najgęściej obsadzonych przez atomy płaszczyznach poślizgu) pod wpływem działania naprężeń stycznych. Położenie tych płaszczyzn i ich liczba zależą od sieci krystalicznej metali i stopów. Na rys. 2 pokazano najgęściej upakowane płaszczyzny i kierunki poślizgu w sieciach typu A1 i A2.



Rys. 2. Najgęściej obsadzone płaszczyzny i kierunki poślizgu w sieciach typu A1 i A2

Fig. 2. Most density slip planes and slip directions in A1 and A2 crystal lattices

**Bliźniakowanie mechaniczne** (spowodowane odkształceniem) - polega na przesunięciu, z udziałem dyslokacji, kolejnych warstw kryształów, równoległych do tzw. płaszczyzny bliźniakowania, tworząc orientację zwierciadlane względem tej płaszczyzny (rys. 3). Ten mechanizm odkształcenia uczestniczy w sposób istotny w kształtowaniu metali i stopów o sieciach typu A2 i A3; zwłaszcza przy obniżonej temperaturze i przy dużych prędkościach odkształcania.

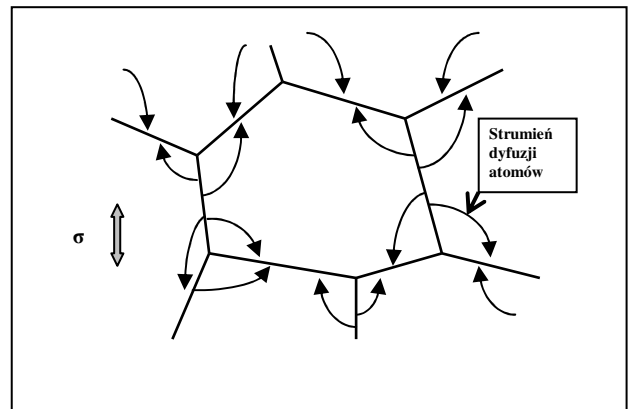


Rys. 3. Schemat bliźniakowania

Fig. 3 Schema of the twinning

**Pełzanie dyslokacyjne** – jest podstawowym mechanizmem odkształcania w podwyższonej temperaturze i polega na tym, że w miarę odkształcania następują procesy aktywowane cieplnie - zdrowienie i rekrytalizacja. W odróżnieniu od zdrowienia statycznego i rekrytalizacji statycznej, które występują podczas wyżarzania po zgnieciu, są to procesy dynamiczne. Mamy więc zdrowienie dynamiczne i rekrytalizację dynamiczną. Rekrytalizacja zapoczątkowana podczas odkształcania, i zachodząca jeszcze po zakończeniu obróbki plastycznej, nosi nazwę rekrytalizacji metadynamicznej.

**Pełzanie dyfuzyjne** – następuje skutkiem przepływu wakansów z obszarów przyległych do granic ziaren, ułożonych prostopadle do kierunku działania naprężeń rozciągających, do granic ziaren, w przybliżeniu zgodnych z tym kierunkiem. Ukierunkowany przeciwnie przepływ masy (rys. 4) powoduje odkształcenie ziaren; ich wydłużenie jest zgodne z kierunkiem obciążenia.



Rys. 4. Przepływ atomów przy pełzaniu dyfuzyjnym polikryształów

Fig. 4. Flow of atoms at the diffusion creep of polycrystals

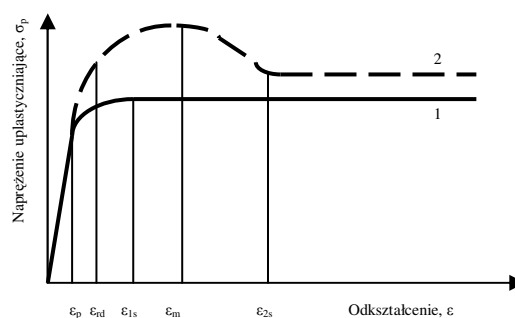
**Poślizg po granicach ziaren** (lub po granicach międzyfazowych) polega na przesuwaniu się i obrotach ziaren, wzdłuż ich granic szerokokątowych. Poślizg po granicach ziaren polega na ruchu wzdłuż granic ziaren tzw. dyslokacji granic ziaren i dyslokacji sieciowych. Mechanizm wymaga ciągłego generowania granic ziaren, a występująca przy tym stała wartość naprężenia uplastyczniającego wskazuje na równowagę między szybkością ich generowania i zaniku. Spójność odkształconego materia-

tu wymaga uruchomienia procesów akomodacyjnych (odkształcenia sprężystego ziaren, pełzania lub poślizgu dyslokacyjnego, pełzania dyfuzyjnego). Mechanizm jest dominujący przy odkształcaniu nadplastycznym.

#### 4. DYNAMICZNE PROCESY OSŁABIENIA

Podczas obróbki plastycznej w wysokiej temperaturze dominują dynamiczne, aktywowane cieplnie procesy osłabiające materiał: zdrowienie dynamiczne i rekrytalizacja dynamiczna. Ich udział zależy od właściwości materiału i warunków obróbki: zgniotu, prędkości odkształcania, a nade wszystko od temperatury obróbki. Informacje o procesach zachodzących podczas odkształcania można uzyskać na podstawie analizy krzywych umocnienia (rys. 5). Charakterystyki te różnią się, zależnie od energii błędu ułożenia (EBU) odkształcanego materiału [1,3 i 4]. Metale i stopy o sieci typu A2 (jak ferryt), o dużej EBU, charakteryzują się małym umocnieniem zgniotowym i początkowo gwałtownym, potem nieco wolniejszym, wzrostem naprężenia do stanu ustalonego (krzywa 1). Dominującym aktywowanym cieplnie procesem, rozpoczynającym się w pobliżu granicy plastyczności (odkształcenie  $\epsilon_p$ ), wpływającym na wartość naprężenia jest zdrowienie dynamiczne.

Podczas zdrowienia dynamicznego przyrost gęstości dyslokacji maleje ze wzrostem odkształcenia. Przyczyną jest częściowa anihilacja dyslokacji, skutkiem wspinania (zależnie od gęstości defektów punktowych), a następnie tworzenie się komórek dyslokacyjnych, przechodzących stopniowo w wąskokątowe granice podziaren. Powyżej odkształcenia  $\epsilon_{1s}$ , od którego wartość naprężenia nie ulega zmianie, struktura materiału stabilizuje się skutkiem repoligonizacji. Substruktura zawiera równosiowe podziarna, których wielkość zależy od warunków obróbki plastycznej, zwłaszcza temperatury i prędkości odkształcania.



Rys. 5. Krzywe umocnienia materiałów o dominującym znaczeniu zdrowienia dynamicznego (1) i rekrytalizacji dynamicznej (2)

*Fig. 5. Flow curves of materials for dominating of the dynamic recovery (1) and of the dynamic recrystallization (2)*

Krzywe umocnienia metali i stopów o sieci typu A1 (jak austenit) wykazują maksimum naprężenia, a dominującym procesem osłabienia jest rekrytalizacja dynamiczna [1, 3 - 8]. W początkowej fazie odkształcania – podobnie jak w poprzednim przypadku – zachodzi zdrowienie dynamiczne, lecz z małą prędkością. Skutkiem tego gęstość dyslokacji (choć nierównomiernie) gwałtownie rośnie, osiągając w pewnych obszarach wartość krytyczną, konieczną do zapoczątkowania rekrytalizacji dynamicznej. Wartość odkształcenia  $\epsilon_{rd}$ , konieczna do rozpoczęcia procesu, zmniejsza się z obniżeniem temperatury i wzrostem prędkości odkształcania. Od tego punktu rekrytalizacja dynamiczna nabiera znaczenia. Maksymalne naprężenie przy odkształceniu  $\epsilon_m$  określa stan równowagi między umocnieniem odkształceniowym, a mechanizmami osłabienia: zdrowieniem dynamicznym i rekrytalizacją dynamiczną. Wzrost odkształcenia zwiększa udział osłabiającego wpływu rekrytalizacji dynamicznej. Przy wartości odkształcenia  $\epsilon_{2s}$  udział procesów dynamicznych stabilizuje się i dalszy wzrost odkształcenia nie powoduje już zmian naprężenia uplastyczniającego i struktury.

Zarodkowanie nowych ziaren podczas rekrytalizacji dynamicznej następuje skutkiem miejscowego zagęszczenia dyslokacji na granicach istniejących ziaren oraz na pasmach poślizgu i w obszarach podwyższonych naprężeń wokół cząstek drugiej fazy (węglików), jeśli

ich średnica przekracza  $1 \mu\text{m}$ . Powstanie i rozrost nowych ziaren wiąże się z migracją szerokokatowych granic, które absorbują dyslokacje w obszarach ich małej gęstości. Ziarna utworzone w wyniku przejścia frontu rekrytalizacji, skutkiem odkształcenia nasycają się ponownie dyslokacjami. Ich gęstość przy  $\varepsilon_{2s}$  stabilizuje się skutkiem ograniczonego zarodkowania i rozrostu. Materiały charakteryzujące się dużym spadkiem naprężenia od  $\varepsilon_m$  do stanu ustalonego  $\varepsilon_{2s}$  wykazują jedną „falę rekrytalizacji”; kolejne cykle rekrytalizacji nakładają się i rekrytalizacja jest ciągła. Krzywa umocnienia ma jeden pik, a zmiany naprężenia  $\sigma$  w zależności od odkształcenia  $\varepsilon$  zachodzą jak na rys. 5 (krzywa 2). Wtedy też ziarno, utworzone podczas rekrytalizacji dynamicznej  $D_s$ , spełnia warunek [3 i 4]

$$D_s < D_o/2 \quad (1)$$

gdzie:

$D_o$  – średnica ziaren materiału wyjściowego.

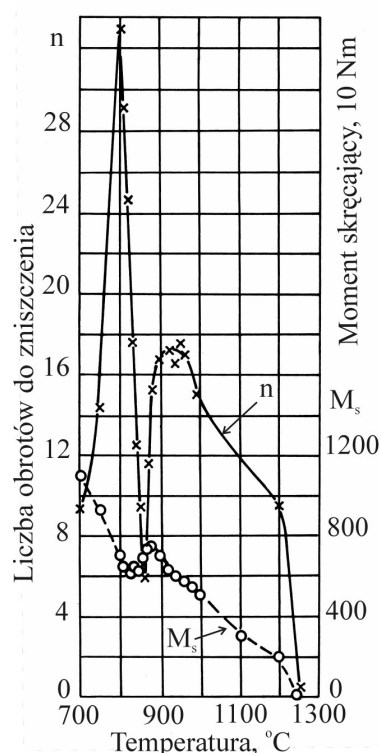
Kolejne cykle rekrytalizacji mogą być rozdzielone. Wtedy krzywa umocnienia wykazuje periodyczne zmiany naprężenia. W przypadku krzywej wykazującej kilka „fal rekrytalizacji”  $D_s > D_o/2$ .

W ferrycie możliwe jest niekiedy działanie dwóch mechanizmów osłabienia jednocześnie. W pracy [9], w której badano stal ferrytyczną typu IF (Interstitial Free) odkształconą w temperaturze  $850 \text{ }^\circ\text{C}$ , stwierdzono, że występujący przy tym zabiegu proces osłabienia zależy od prędkości; podczas odkształcenia z mniejszą prędkością miała miejsce (w znacznej części) rekrytalizacja dynamiczna, z większą – zdrowienie dynamiczne. Obserwacje wykazały, że niektóre ziarna ferrytu są odporne na rekrytalizację dynamiczną, co utrudnia interpretację zachodzących zjawisk. Podobne wyniki zaprezentowano w pracy [10]. Wykazano ponadto, że cementyt w stalach o podwyższonej zawartości węgla opóźnia rekrytalizację dynamiczną ferrytu.

W pobliżu przemiany fazowej stale wykazują pewien stan nadplastyczności, zdolność do dużego odkształcenia (bez naruszenia spójności) pod wpływem działania wyraźnie obniżonych naprężeń. Uzyskane przy tym wydłużenie

próbki może osiągnąć wartość kilkuset procent. Przyczyną tak znacznej poprawy plastyczności jest zmiana mechanizmów odkształcania. Dominującymi mechanizmami stają się pełzanie dyfuzyjne i poślizg po granicach ziaren [11–15]. Procesy te rozwijają się na granicach ziaren lub granicach międzyfazowych [11 i 13]. Pełzanie dyslokacyjne zanika jeśli średnia średnica ziaren przekroczy wartość  $4,5 \mu\text{m}$  [11].

O nadplastyczności decydują: temperatura, struktura materiału, jego czułość na prędkość odkształcania i warunki obróbki plastycznej. Temperatura obróbki plastycznej i związany z tym wąski zakres kształtowania nadplastycznego, który według [14–17] mieści się w przedziale  $\{A_{c1} - (15 \text{ do } 25)^\circ\text{C}\}$  do  $A_{c1}$ , zależą od składu chemicznego stali. Na rys. 6 przedstawiono zależność własności plastycznych i wytrzymałościowych (odpowiednio, liczbę obrotów przy skręcaniu oraz zmieniającą się wartość momentu skręcającego) od temperatury badania stali R6M3.



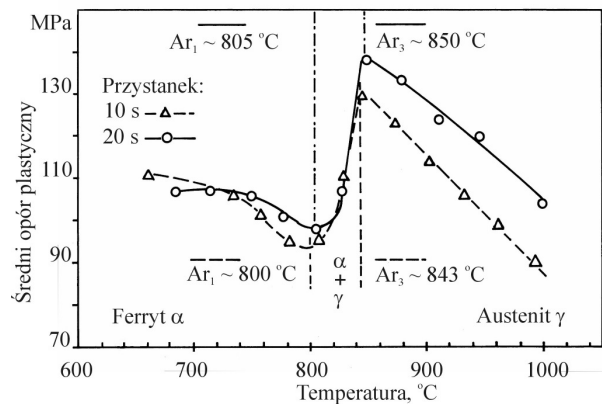
Rys. 6. Wpływ temperatury badania na liczbę obrotów  $n$  (linia ciągła) i wartość momentu skręcającego  $M_s$  (linia przerywana) stali R6M3 [17]

Fig. 6. Influence of the temperature on the number revolutions  $n$  (full line) and the torsional moment  $M_s$  of the R6 $\Phi$ 1 steel [17]

Węglotwórcze składniki w stalach stopowych przesuwają przemianę  $\alpha$ - $\gamma$  w stronę wyższej temperatury i tworzą fazy (węgliki), które przy odpowiednim rozmieszczeniu i dyspersji sprzyjają lub utrudniają odkształcanie w wąskim przedziale podwyższonej plastyczności [17]. Dużą czułość na prędkość odkształcania wykazywała narzędziowa stal wysokowęglowa zawierająca aluminium [18]. W pracy [19] podano, że podczas badań własności stali szybko tnącej, w próbie rozciągania z prędkością  $2,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , otrzymano w temperaturze 1000 °C (a więc znacznie powyżej temperatury  $A_{c1}$ ) wydłużenie około 300 %.

Struktura materiału, a zwłaszcza wielkość ziaren, odgrywa ważną rolę podczas obróbki plastycznej w przedziale podwyższonej plastyczności [12, 17, 20, 21]; wpływa na wartość naprężenia uplastyczniające i wydłużenie. Na przykład, badania [11] wykazały, że dla osiągnięcia dużej plastyczności (wydłużenie około 1000 %) średnia średnica ziaren stali winna wynosić 3,2 – 4,5  $\mu\text{m}$ . Ważna jest także wielkość cząstek drugiej fazy. W pracy [17] wykazano, że na odkształcalność stali szybko tnącej w obszarze podwyższonej plastyczności wpływają również układ włókien, utleniona powierzchnia i, w mniejszym stopniu, niejednorodność węglików.

W pracach [10 i 22], w których obniżenie oporu plastycznego przypisuje się przemianom zachodzącym w ferrycie, stwierdzono istotne znaczenie cementytu, którego wzrost udziału i morfologia (perlit lamelarny) tłumią efekt nadplastyczny. Na rys. 7 przedstawiono wyniki badania plastometrycznego niskowęglowej stali głębokotłocznej [20]; zależność „średniego oporu plastycznego” od temperatury badania przy przerywanym skręcaniu. Zastosowano przy tym różny czas przerwy do kolejnego fragmentu odkształcania. Z wykresu wynika, że wzrost udziału austenitu w przedziale  $A_{r3}$  -  $A_{r1}$  powoduje wzrost oporu plastycznego, a jego minimum ma miejsce w temperaturze  $A_{r1}$ . Badania tego zjawiska na stopowych stalach narzędziowych wykazały [23], że efekt podwyższonej plastyczności można osiągnąć także w pobliżu punktu Curie ferrytu. Wtedy ważnym parametrem jest szybkość podgrzewania stali do temperatury obróbki.



Rys. 7. Krzywe zależności „średniego oporu plastycznego” od temperatury badania przy przerywanym skręcaniu stali niskowęglowej [20]

Fig. 7. Curves as a function of the mean flow stresses from the temperature obtained during intermittent torsion of the low carbon steel [20]

## 5. OBRÓBKA PLASTYCZNA STALI NARZĘDZIOWYCH

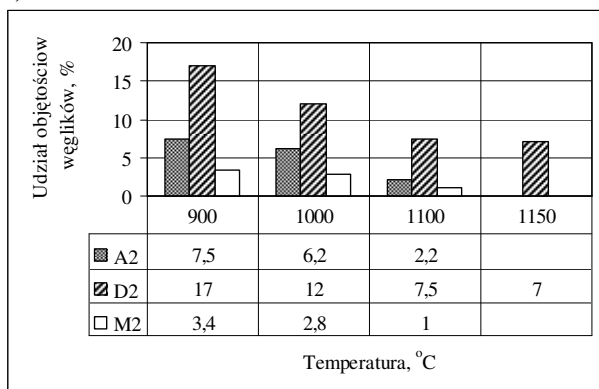
Z uwagi na duży opór plastyczny, kształtowanie wyrobów ze stali narzędziowych odbywa się w podwyższonej temperaturze. Przyjmując za granicę podziału temperaturę przemiany  $\alpha$  -  $\gamma$  ( $A_1$ ), w pobliżu której stale wykazują wąski przedział podwyższonej plastyczności, wyróżnia się dwa zakresy temperatury obróbki plastycznej stali narzędziowych. Kształtowanie w temperaturze powyżej  $A_1$  to obróbka plastyczna na gorąco, poniżej – na półgorąco (na ciepło).

### 5.1. Obróbka plastyczna na gorąco

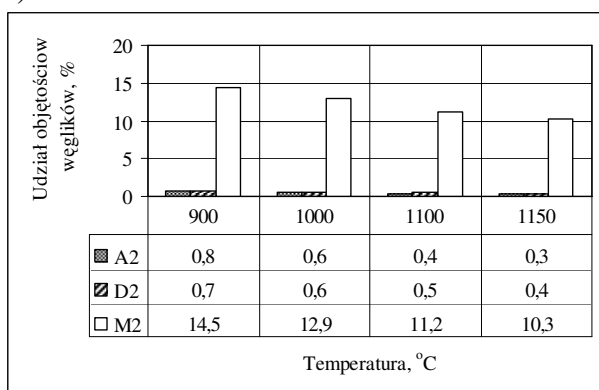
Do niedawna obróbka plastyczna na gorąco była jedynym sposobem kształtowania wyrobów ze stali narzędziowych. Dotyczyło to zarówno stali narzędziowych do obróbki plastycznej na gorąco, jak również stali o dużej zawartości węgla i składników stopowych, stali o strukturze ledeburycyjnej. W stalach tych duży udział twardych faz (węglików) utrudniał obróbkę plastyczną w obniżonej temperaturze, powodując kruchość. Właściwość ta powodowana była ścinaniem po granicy międzyfazowej lub występowaniem mikropęknięć dużych węglików. O zachowaniu stali podczas obróbki plastycznej na gorąco decydują zjawiska zachodzące przy odpowiednich warunkach odkształcania. Kształtowanie na gorąco wyrobów

ze stali narzędziowej przebiega w warunkach, kiedy jej stan strukturalny zawiera austenit i węgliki, których udział maleje ze wzrostem temperatury obróbki. Na rys 8 przedstawiono zmianę udziałów podstawowych węglików stopowych w wybranych stalach narzędziowych A2, D2 i M2 [5 i 7].

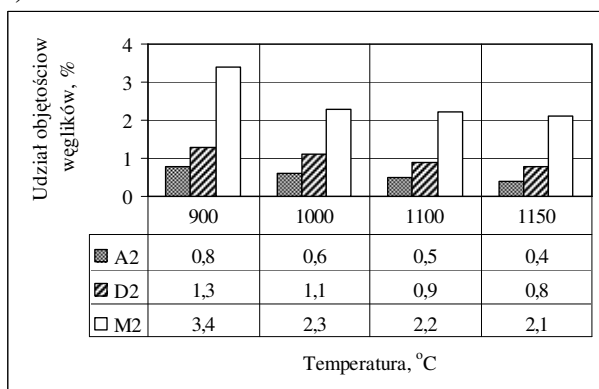
a)



b)



c)



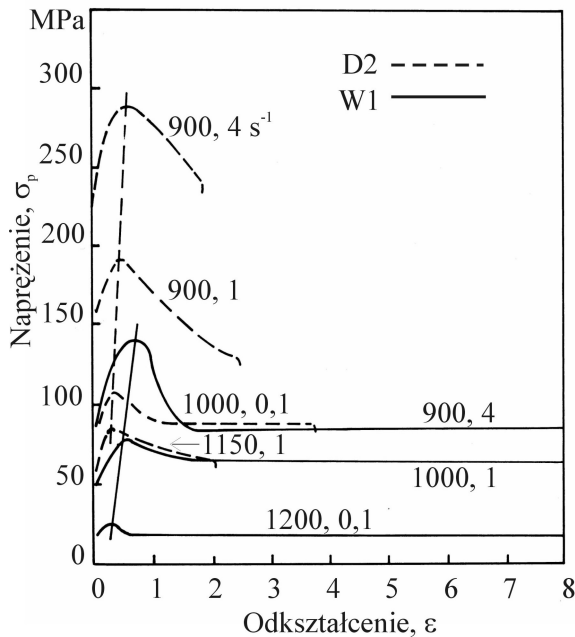
Rys. 8. Udział objętościowy węglików  $M_{23}C_6$  (a),  $M_6C$  (b) and MC (c) w stalach A2, D2 i M2 austenitizowanych w różnej temperaturze [5 i 7]

Fig. 8. Volume fractions of carbides  $M_{23}C_6$  (a),  $M_6C$  (b) i MC (c) in A2, D2 and M2 steels after austenitizing at different temperature [5 and 7]

Z wykresów wynika, że w stalach A2 i M2 (o zawartości Cr do około 5%) w temperaturze 1150 °C, węgliki chromowe  $M_{23}C_6$  rozpuszczają się całkowicie. Natomiast w stali D2, w której zawartość chromu przekracza 10%, część węglika  $M_{23}C_6$  w tej temperaturze pozostaje nierozpuszczona. Możliwe, że w stali D2 występują dwa węgliki ( $M_7C_3$  i  $M_{23}C_6$ ), z których jeden pozostaje nierozpuszczony. Znany jest bowiem pogląd [24], że podstawowym węglikiem, w ledeburtycznych stalach chromowych, jest właśnie węgiel  $M_7C_3$ . Węgliki  $M_6C$  i MC wykazywały mniejszą rozpuszczalność w austenicie; w temperaturze 1150 °C znaczna ich część pozostała nierozpuszczona (rys. 8b i c). Duża zawartość węgla i chromu w stali narzędziowej wiąże się z wąskim zakresem temperatury obróbki plastycznej na gorąco [25].

Węgiel w stali narzędziowej powoduje wyraźne pogorszenie ciągliwości, a ponadto obniża linię solidusu, hamuje wspinanie się i poślizg dyslokacji, a granice ziaren mają utrudnioną migrację [5]. Węglilotwórcze składniki Cr, W, Mo i V decydują o budowie i właściwościach węglików, zwłaszcza o ich twardości; twardość węglika  $M_{23}C_6$  wynosi około 1200 HV, węglika  $M_6C$  – 1500 HV, a MC – ponad 2000 HV [6 i 7]. Węgliki drobne koncentrują wokół siebie dyslokacje, a jeśli są większe od 1,0  $\mu\text{m}$  stanowią miejsca zarodkowania nowych ziaren i sprzyjają rekrytalizacji dynamicznej [3]. Natomiast atomy domieszek opóźniają procesy aktywowane cieplnie i powodują umocnienie [7].

O podatności stali do kształtowania wyrobów na gorąco decydują parametry obróbki: temperatura i prędkość odkształcania oraz struktura, zwłaszcza ziarnowa, obrabianego materiału [4, 5, 8, 23 i 26]. Duże znaczenie ma także prędkość podgrzewania do temperatury obróbki [23]. Strukturę wyjściową materiału można korzystnie modyfikować przez odpowiednią obróbkę cieplną w temperaturze bliskiej solidusu. Efekt takiej obróbki rośnie ze wzrostem zawartości C i Cr w stali oraz z udziałem węglików i ich segregacją [25]. Charakterystykę stali można również poprawić przez odpowiednią, wstępną obróbkę cieplną i walcowanie [19].



Rys. 9. Krzywe umocnienia stali W1 i D2 uzyskane podczas skręcania na gorąco w temperaturze 900 – 1200 °C, z prędkością 0,1; 1 i 4 s<sup>-1</sup> [4]

Fig. 9. Flow curves of D2 and W1 tool steels in torsion in temperature range 900 – 1200 °C at strain rates of 0,1; 1 and 4 s<sup>-1</sup> [4]

Na rys. 9 pokazano krzywe umocnienia, otrzymane w próbie skręcania na gorąco, dwóch stali narzędziowych D2, o podwyższonej zawartości chromu i stali węglowej W1 [4]. Z rysunku wynika istotne znaczenie podstawowych parametrów obróbki plastycznej – temperatury i prędkości odkształcania. Napężenie płynięcia  $\sigma_p$  maleje ze wzrostem temperatury odkształcania obydwu badanych stali, natomiast maksymalne odkształcenie największą wartość osiąga podczas odkształcania (przy różnej prędkości) w temperaturze 1000 °C. Widać ponadto, że wartość odkształcenia do chwili pęknięcia stali węglowej W1 jest większa aniżeli stali D2. Powyżej tej temperatury wartość odkształcenia granicznego wyraźnie się obniża skutkiem rozrostu ziaren; w stali D2 możliwe jest także tworzenie nadtopień.

Krzywa umocnienia stali narzędziowej, otrzymana skutkiem odkształcania na gorąco składa się z kilku części. W początkowej fazie umocnienie zgmiotowe, spowodowane wzrostem gęstości dyslokacji, powoduje wzrost naprężenia uplastyczniającego proporcjonalny do odkształcenia. Umocnienie jest szybko redukowane przez zdrowienie dynamiczne, przyspieszone wzrostem temperatury i prędkości

odkształcania. Ze zdrowieniem wiąże się anihilacja dyslokacji i tworzenie się podgranic. Przy większym odkształceniu, jeszcze przed maksymalną wartością  $\sigma_p$ , rozpoczyna się rekrytalizacja dynamiczna; tworzenie nowych ziaren na granicach już istniejących, na pasmach poślizgów lub w pobliżu dużych cząstek twardej fazy. Udział rekrytalizacji wzrasta z odkształceniem do osiągnięcia, przy danych warunkach obróbki (temperatura i prędkość odkształcania), stanu równowagi. Struktura wyjściowa materiału ma w tym przypadku mniejsze znaczenie.

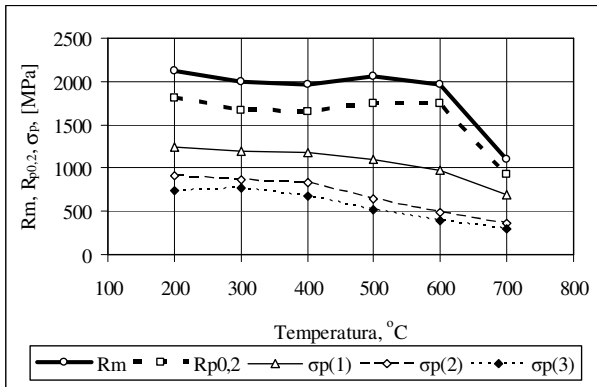
## 5.2. Obróbka plastyczna na półgorąco (na ciepło)

Celem obróbki plastycznej na półgorąco jest obniżenie oporu plastycznego, a zatem kształtowanie wyrobów przy obniżonych naciśkach. W przypadku obróbki plastycznej stali wyróżnia się dwa zakresy temperaturowe takiej obróbki:

- pierwszy szeroki, do temperatury około 700 °C,
- drugi wąski, obejmujący przemianę fazową  $\alpha$ - $\gamma$ .

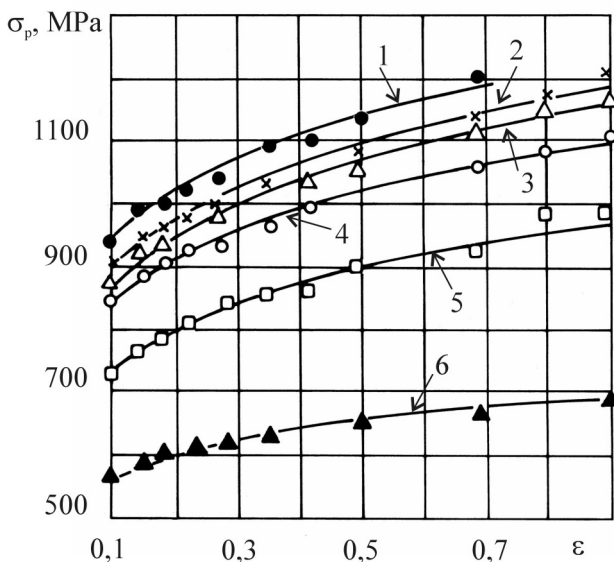
Obróbka plastyczna na półgorąco, w pierwszym przedziale odkształcania, wiąże się z wykorzystaniem zmian oporu plastycznego kształtowanego materiału i odpowiednią wytrzymałością materiału narzędzi. Problem ilustrują zmiany własności wytrzymałościowych stali narzędziowej do pracy na gorąco, zwłaszcza zmiany umownej granicy plastyczności  $R_{p0,2}$  oraz odpowiadające im zmiany naprężenia uplastyczniającego, pod wpływem odpuszczającego działania temperatury, obrabianych stali (rys. 10). Z rysunku wynika, że obróbkę plastyczną na ciepło łatwo prowadzić na stalach C45 i C15. Wtedy różnica pomiędzy umowną granicą plastyczności  $R_{p0,2}$  stali narzędziowej, a naprężeniem uplastyczniającym tych stali jest dostatecznie duża (zwłaszcza w przedziale temperatury 400–600 °C), aby oddziaływanie materiału kształtowanego nie spowodowało trwałej deformacji narzędzi. Kształtowania na półgorąco narzędzi ze stali X12Φ1 może być problematyczne.





Rys. 10. Własności wytrzymałościowe  $R_m$  i  $R_{p0,2}$  narzędziowej stali WLK [27] oraz naprężenia uplastyczniające stali obrabianych plastycznie na ciepło;  $\sigma_p(1)$  - X12 $\Phi$ 1 [28],  $\sigma_p(2)$  - C45 i  $\sigma_p(3)$  - C15 [29]

Fig. 10. Mechanical properties  $R_m$  and  $R_{p0,2}$  of WLK tool steel [27] and flow stresses of steels in warm plastic forming;  $\sigma_p(1)$  - X12 $\Phi$ 1 steel [28],  $\sigma_p(2)$  and  $\sigma_p(3)$  - properly - C45 and C15 steels [29]



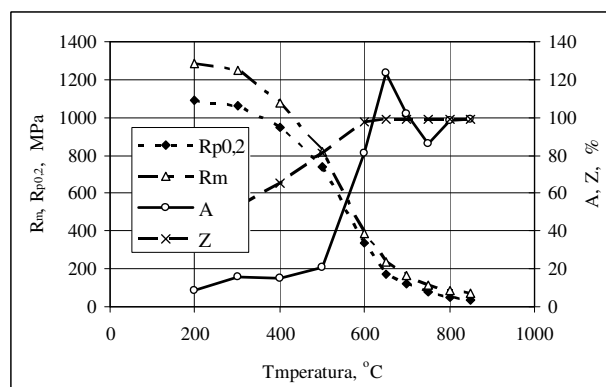
Rys. 11. Krzywe umocnienia otrzymane w próbie ściskania stali X12 $\Phi$ 1. Oznaczenie temperatury 1, 2, 3, 4, 5, 6 odpowiednio 20, 100, 200, 300, 400, 500 °C [28]

Fig. 11. Flow curves of the X12 $\Phi$ 1 steel made in pressing test. Designation of the temperature 1, 2, 3, 4, 5, 6 properly 20, 100, 200, 300, 400, 500 °C [28]

Na rys. 11 przedstawiono krzywe umocnienia stali X12 $\Phi$ 1 [28]. Porównując odpowiednie charakterystyki widać, że dopiero od temperatury 500 °C następuje wydatny spadek naprężenia uplastyczniającego stali, umożliwiając jej obróbkę narzędziami wykonanymi z materiałów o dużej odporności na odpuszczające działanie temperatury. Kształt krzywych wskazuje, że podczas odkształcania stali mają miejsce podobne mechanizmy jak podczas obróbki pla-

stycznej na zimno: umocnienie zgmiotowe spowodowane wzrostem gęstości dyslokacji, oraz zdrowienie dynamiczne, jako podstawowy mechanizm osłabienia ferrytu, materiału o sieci A2. Duże znaczenie dla skutków umocnienia stali, w wyniku kształtowania na ciepło, ma jej skład fazowy i budowa granic ziaren [9, 22].

Wyniki badania własności podczas skręcania próbek ze stali szybko tnących, w zakresie temperatury obejmującym przemianę fazową, przedstawiono w pracy [17]. Wynika z nich, że niezależnie od składu chemicznego stali, nieco poniżej przemiany  $\alpha - \gamma$ , zaobserwowano wydatny wzrost plastyczności stali [13, 23]. Na rys. 6 przedstawiono charakterystyki stali szybko tnącej R6M3, a na rys. 12 wyniki badania własności mechanicznych, w próbie rozciągania, stali do obróbki plastycznej na gorąco WNL. Z porównania rysunków wnika, że różniące się gatunkowo stale – niezależnie od zastosowanej metody badania własności – wykazują zakres podwyższonej plastyczności. Zakres ten jest bardzo wąski i zależy od struktury wyjściowej materiałów [14, 17, 30]; utlenianie powierzchni próbek zmieniło charakterystyki plastyczności [17]. Badania [14] wykazały ponadto, że stale szybko tnące otrzymane metodą metalurgii proszków mają większe wydłużenie aniżeli stale otrzymane w konwencjonalnym procesie hutniczym [14, 16]. Z tablicy 1 wynika istotne znaczenie czułości na prędkość odkształcania m stali R6M3; czułość ta jest większa w przypadku stali proszkowej, mimo większej wartości naprężenia uplastyczniającego.



Rys. 12. Wpływ temperatury badania na własności mechaniczne wyznaczone podczas rozciągania stali WNL [27]

Fig. 12. Influence of the temperature on mechanical properties in the tensile test of the WNL steel [27]

Tablica 1. Porównanie skutków nadplastycznego odkształcania w próbie rozciągania stali R6M5 wyprodukowanych różnymi metodami [14]

Table 1. Comparison of the results of superplastic deformation at the tensile test of the R5M3 made by different methods [14]

Stal	T °C	$\dot{\epsilon}$ , s <sup>-1</sup>	$\sigma$ MPa	m	A %
R6M5	820	1,2x10 <sup>-4</sup>	65	0,22	107
R6M5(MP)	803	3,6x10 <sup>-4</sup>	88	0,42	144

gdzie:

- MP – metalurgia proszków,  
 T – temperatura rozciągania,  
 $\dot{\epsilon}$  – prędkość odkształcania,  
 $\sigma_p$  – naprężenie uplastyczniające,  
 m – czułość na prędkość odkształcania,  
 A – wydłużenie.

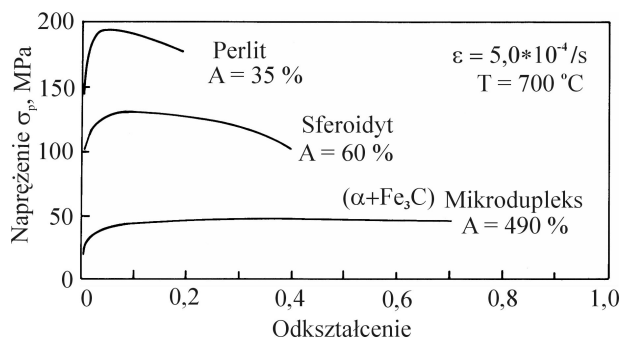
Skutki kształtowania nadplastycznego zależą od stanu naprężeń (znaku i sposobu obciążania), temperatury (około 0,5 T<sub>h</sub>) oraz właściwości materiału [15]. Rozciąganie sprzyja korzystnym zmianom struktury w temperaturze obniżonego oporu plastycznego, natomiast ściskanie, hamując dyfuzję, zmniejsza udział pełzania dyfuzyjnego, który jest jednym z ważnych mechanizmów odkształcania w tej temperaturze.

Istotne znaczenie przy kształtowaniu nadplastycznym ma czułość materiału na prędkość odkształcania m, definiowanego jako stosunek względnych przyrostów naprężenia uplastyczniającego  $\sigma_p$  do prędkości odkształcania  $\dot{\epsilon}$

$$m = \frac{\partial \sigma_p}{\partial \dot{\epsilon}} \left( \frac{\partial \dot{\epsilon}}{\sigma_p} \right)^{-1} \quad (2)$$

Materiały o sieci typu A2 mają większą czułość m od materiałów o sieci A1, mimo większej liczby systemów poślizgów w tej ostatniej. Powodem są odmienne bariery dla ruchu dyslokacji [30]. Zjawisko nadplastyczności pojawia się w stalach, gdy wartość wskaźnika m jest większa od 0,3 [11, 12, 18, 21]. Przy m równe 0,4 – 0,5 wartość  $\sigma_p$  wyraźnie maleje [11, 21]. Na podstawie analizy zmian wartości m można dokładnie wyznaczyć temperaturę nadplastycznego kształtowania stali [31].

Warunkiem podwyższonej plastyczności jest drobnoziarnista struktura (ziarno ferrytu w granicach 0,4–0,5  $\mu\text{m}$ ) i odpowiednio mała prędkość odkształcania rzędu 10<sup>-4</sup> [11, 12, 18, 32]. Odpowiednią dla kształtowania nadplastycznego strukturę można uzyskać przez zastosowanie odpowiedniej obróbki cieplnoplastycznej [18, 21]. W pracy [32] zaproponowano także technologię, polegającą na odpowiednim, trzykrotnym grzaniu specjalnej stali perlitycznej stopowanej aluminium (1,72% C; 1,52% Cr i 2,39% Al.). Celem było otrzymanie submikroskopowych wydzieleni cementytu (około 0,2  $\mu\text{m}$ ) i ziaren ferrytu o średnicy około 0,5  $\mu\text{m}$ . W ten sposób uzyskano dużą gęstość szerokokatowych granic  $\alpha/\alpha$  i granic międzyfazowych Fe<sub>3</sub>C/ $\alpha$ . Rozciąganie stali o takiej strukturze (microduplex) pozwoliło osiągnąć wydłużenie 490 %. Na rys. 13 pokazano krzywe umocnienia stali z dodatkiem Al, o różnej strukturze, wyznaczone w próbie rozciągania w temperaturze 700 °C z prędkością 5x10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>.



Rys. 13. Krzywe umocnienia stali z dodatkiem Al, o różnej strukturze, wyznaczone w temperaturze 700 °C i z prędkością rozciągania 5x10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup> [31]

Fig. 13. Flow curves of Al added steel, in different structure, tested at 700 °C and at 5x10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup> [31]

Dwa mechanizmy decydują o nadplastyczności stali w pobliżu przemiany fazowej: poślizg po granicach ziaren, związany z obrotem poszczególnych ziaren i akomodacją spiętrzonych, lokalnych naprężeń, oraz pełzanie dyfuzyjne [11,12]; przy tym dynamiczne procesy osłabienia (zdrowienie i rekrytalizacja) kreuja drobnoziarnistą strukturę równowagi [12]. W temperaturze obróbki, nieco poniżej A<sub>1</sub> [17, 21, 22, 33 ], podczas kształtowania ledeburytycznych stali narzędziowych mają miejsce korzystne zmiany wielkości i dyspersji węglików; poprawia się ich rozkład i kształt. Zmiany

te są większe w stalach z wytopów konwencjonalnych, o dużej niejednorodności strukturalnej [14, 15, 16] i mogą być częściowo dziedziczne po kolejnej obróbce cieplnej [14]. Badania wykazały ponadto, że twardość takich stali po kształtowaniu nadplastycznym jest mała, co ułatwia obróbkę ubytkową.

Kształtowanie z wykorzystaniem zjawiska nadplastyczności w pobliżu przemiany fazowej wykorzystano w wielu technologiach dokładnej obróbki plastycznej; w procesach kucia, walcowania, kształtowania blach, ciągnięcia drutu i innych [16, 31, 33]. Interesujący jest proces wgłębiania grawury matryc przeznaczonych do bicia monet [21, 31], oraz izotermicznego prasowania [16]. Interesujące jest również kształtowanie nadplastyczne kompozytów laminowanych, złożonych z warstw stali wysokowęglowych i stali typu IF [34].

## 6. PODSUMOWANIE

Znaczenie temperatury w procesach plastycznego kształtowania wyrobów nie podlega dyskusji. Temperatura należy do podstawowych parametrów obróbki plastycznej; powoduje zmiany oporu plastycznego, wpływa na otrzymanie odpowiedniej podatności materiałów do plastycznego kształtowania i na zmiany ich właściwości. Umiejętne dobranie warunków obróbki, w tym temperatury, i ich utrzymanie w zawężonych granicach stanowi o poziomie produkcji kształtowanych plastycznie wyrobów.

Temperatura umożliwia kształtowanie plastyczne materiałów, których na zimno obrabiać się nie da. Należą do nich między innymi stale wysokowęglowe, a przede wszystkim stale narzędziowe o strukturze ledeburycyjnej. Tradycyjna technologia obróbki tych stali to kucie w temperaturze powyżej 1000 °C, dobranej zależnie od zawartości węgla; im więcej węgla, tym – zgodnie z wykresami równowagi – niższa temperatura obróbki. Proces kucia odbywa się na ogół w piecach gazowych, gdzie dokładne utrzymanie warunków obróbki i sterowanie zmianami strukturalnymi materiałów jest bardzo utrudnione.

Analiza procesów kształtowania w podwyższonej temperaturze wykazała, że kształ-

towanie na ciepło stali o strukturze ledeburycyjnej, w temperaturze obniżonego oporu plastycznego, w pobliżu przemiany A1 (znacznie niższej od temperatury kucia), jest możliwe. Podczas badania stali szybkoociekających [35] stwierdzono, że obróbka plastyczna w tych warunkach rozdrabnia strukturę i obniża twardość, ułatwiając obróbkę ubytkową. Badania wykazały ponadto, że korzystne zmiany struktury spowodowane obróbką na półgorąco mogą być dziedziczone po obróbce cieplnej.

W następnej publikacji przedstawione będą wyniki badań własnych, prowadzonych na stalach narzędziowych wysokochromowych o strukturze ledeburycyjnej NC10 i NC11LV. Celem tych badań było dokładne określenie przedziałów temperaturowych podwyższonej plastyczności, co jest przydatne przy projektowaniu technologii precyzyjnego kształtowania półwyrobów narzędzi z tych materiałów.

## LITERATURA

- [1] Adamczyk J.: Metaloznawstwo teoretyczne. Część 3. Własności mechaniczne. Materiały monograficzne. Wyd. Politechnika Śląska, Gliwice 1989, s. 463, 248 rys., 78 tab. bibliogr. 441 poz.
- [2] Przybyłowicz K.: Metaloznawstwo teoretyczne. Skrypt AGH nr 628. Kraków 1978. s. 433, 357 rys., 17 tab., bibliogr. 64 poz.
- [3] Imbert C.A.C., McQueen H.J.: Dynamic recrystallization of A2 and M2 tool steels. *Materials Science and Engineering A* 313, 2001, s. 104–116, 9 rys., 1 tab. bibliogr. 55 poz.
- [4] Imbert C.A.C., McQueen H.J.: Dynamic recrystallization of D2 and W1 tool steels. *Materials Science and Technology* 2000, t. 16, nr 5, s. 532–538, 9 rys., 2 tab., bibliogr. 72 poz.
- [5] Ryan N.D., McQueen H.J.: Effect of alloying upon the hot workability of carbon, microalloyed, tool, and austenitic stainless steels. *Journal of Mechanical Working Technology* 1986, t. 12, s. 279–296, 10 rys., 2 tab. bibliogr. 36 poz.
- [6] McQueen H.J., Imbert C.A.C.: Dynamic recrystallization: plasticity enhancing structural development. *Journal Alloys and Compounds* 378, 2004, s. 35–43, 7 rys., bibliogr. 84 poz.
- [7] Imbert C.A.C., McQueen H.J.: Peak strength, strain hardening and dynamic restoration of A2 and M2 tool steels in hot deformation. *Materials Science and Engineering A* 313, 2001, s. 88–103, 10 rys., 2 tab., bibliogr. 125 poz.
- [8] Imbert C.A.C., Ryan N.D., McQueen H.J.: Workability of three Grades of tool steel. *Metallurgical Transactions A*, 1984, t. 15A, s. 1855–1864, 10 rys., 3 tab., bibliogr. 33 poz.

- [9] *Tsuji N., Matsubara Y., Saito Y.*: Dynamic recrystallization of ferrite in interstitial free steel. *Scripta Materialia* 1997, t. 37, nr 4, s. 477–484, 6 rys., bibliogr. 12 poz.
- [10] *Samolczyk J., Barbacki A.*: Wpływ temperatury odkształcenia na mikrostrukturę stali niestopowych kształtowanych na ciepło. *Inżynieria Materiałowa* 2006, nr 1, s. 28–32, 12 rys., 1 tab., bibliogr. 14 poz.
- [11] *Hildebrand H., Michalzik G., Simmen B.*: Properties of superplastic Cr-Ni steel. *Metals Technology* 1977, nr 1, s. 32–36, 9 rys., 3 tab., bibliogr. 28 poz.
- [12] *McQueen H. J., Baudalet B.*: Comparison and contrast of mechanisms, microstructures, ductilities in superplasticity and dynamic recovery and reclistalization. Strength of metals and alloys. 5-th International Conference Aachen, Germany, 27–31 września 1979, t. 1, s. 329–336, 2 rys., 6 tab., bibliogr. 30 poz.
- [13] *Tichonov A.C.*, [i in.]: K teorii strukturalnej sverchplastičnosti i sverchplastičnosti pri fazowych perechodach. *Fizika i Chimia Obrabotki Metalov* 1984, nr 5, s. 132–135, 2 rys. 1 tab., bibliogr. 7 poz.
- [14] *Černyševa T.A., Gvozdev A.E., Bazzyk A.C.*: Vlijanie sverchplastičeskoj deformacii pri različnyh schemach napražennogo coctojanija na strukturu bystrozrežuščich stalej. *Metalloved. i Term. Obrab. Metallov* 1989, nr 5, s. 30–34, 1 rys., 2 tab., bibliogr. 19 poz.
- [15] *Černyševa T.A.* [i in.]: Vlijanie sverchplastičeskoj deformacii na strukturu bystrozrežuščich stalej raznoj matallurgičeskoj prirody. *Metalloved. i Term. Obrab. Metallov* 1988, nr 11, s. 53–56, 2 rys., 3 tab., bibliogr. 22 poz.
- [16] *Šoršorov M.Ch.*: Anwendung der superplastizität für die umformung gegossener und gesinterter schnellarbeitsstähle. *Neue Hütte* 1985, t. 30, nr 11, s. 422–424, 1 rys., 3 tab., bibliogr. 5 poz.
- [17] *Guljaev A.P., Sarmanova L.M.*: Technologičeskaja plastičnost' bystrozrežuščich stalej. *Metalloved. i Term. Obrab. Metallov* 1969, nr 7, s. 2–9, 7 rys., bibliogr. 2 poz.
- [18] *Orhan N., Kurt B.*: The effect of small amounts of Al. and Si on the superplastic behavior of a hypoeutectoid high carbon steel. *Materials Processing Technology* 2003, t. 136, s. 174–178, 8 rys., 3 tab., bibliogr. 11 ppoz.
- [19] *Torisaka Y.* [i in.]: High-speed tool steel having reclistallized hyperfine grains and its application. *Journal Iron Steel Inst. Japan* 1985, t. 71, nr 6, s. 735–742, 17 rys., 1 tab., bibliogr. 2 poz.
- [20] *Marek M.* [i in.]: Transformation temperatures determined by laboratory hot forming. *Konf. FORMING 2003, Podlesie k. Kroczyk. Politechnika Śląska, Katowice* 2003, s. 105–110, 4 rys., 1 tab. bibliogr. 5 poz.
- [21] *Miller E.W.J., Pearce R.*: Superplastic hobbing. *Metallurgia* 1981, nr 5, s. 206–210, 6 rys., 3 tab.
- [22] *Samolczyk J., Baer J., Barbacki A.*: Próba wyjaśnienia mechanizmu obniżenia oporu plastycznego w stalach odkształcanych na ciepło. *Konf. FORMING 2000 „Plastyczność materiałów”* 19–22 września 2000. *Politechnika Śląska, Katowice*, s. 39–44, 6 rys., 1 tab., bibliogr. 5 poz.
- [23] *Pasečnik N.V.* [i in.]: Plastičnost' instrumental'nych stalej v zavisimosti ot uslovij nagreva pri deformacii. *Metalloved. i Term. Obrab. Metallov* 2003, nr 9, s. 31–35, 4 rys., bibliogr. 9 poz.
- [24] *Malkiewicz T.*: Metaloznawstwo stopów żelaza. *PWN, Warszawa-Kraków (wyd.3)* 1978, s. 379, 222 rys., 71 tab., bibliogr. 58 poz.
- [25] *Potapov I.N.*: Deformiruemost' litych vysokouglerodistych chromistych stalej. *Kuzn. Sztampov. Proizv. Obrabotka Metalov Dawleniem* 2004, nr 7, s. 11–16, 5 rys., 2 tab., bibliogr. 3 poz.
- [26] *Karpov S.V., Vražkin A.S.*: Analiz krivyh tekučesti sredneuglerodistych stalej pri temperaturach gorjačej deformacii. *Izv. VUZ Čern. Metallurgija* 2001, nr 6, s. 20–23, 3 rys., 1 tab., bibliogr. 5 poz.
- [27] *Berkowski L., Koniecznyński M., Wroczyński K.*: Charakterystyki wytrzymałościowe stali WWS1, WLK i WWN1. *Obróbka Plast.* 1974, t. 13, nr 4, s. 176–190, 18 rys., 4 tab. bibliogr. 6 poz.
- [28] *Krocha V.A.*: Deformacionnoe povedenie štampovoj stali X12Φ1 pri rozlanych temperaturach. *Kuznečno-Stampovočnoe Proizvodstvo* 1998, nr 3, s. 7–9, 5 rys. bibliogr. 12 poz.
- [29] *Doege E., Meyer-Nolkemper H., Saeed J.*: Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe. *Hanser Verlag München – Wien* 1986, s. 223, 82 rys., 73 charakterystyki, 6 tab. bibliogr. 106 poz.
- [30] *Bator A.* [i in.]: Modelowanie naprężenia uplastyczniającego stali niskowęglowych i mikrostopowych odkształcanych w zakresie przemiany austenit ferryt. *Przegląd Mechaniczny* 2005, nr 7–8, s. 28–31, 3 rys., 3 tab., bibliogr. 5 poz.
- [31] *Pearce R., Miller W. J.*: Die manufacture by superplastic hobbing. *Czas i miejsce konferencji - nieznanie*, s. 217–222, 11 rys., 1 tab., bibliogr. 6 poz.
- [32] *Tsuzaki K.* [i in.]: Formation of ( $\alpha + \theta$ ) microduplex structure without thermomechanical processing in superplastic ultrahigh steels. *Scripta Materialia* 1999, t. 40, nr 6, s. 675–681, 6 rys., 2 tab., bibliogr. 12 poz.
- [33] *Pearce R., Swanson C.J.*: Superplasticity and metal forming. *Sheet Metal Industries* 1970, nr 7, s. 599–603, 7 rys., 7, bibliogr. 20 poz.
- [34] *Snyder B.C., Wadsworth J., Sherby O.D.*: Superplastic behavior in ferrous laminated composites. *Acta Metallurgica* 1984, t. 32, nr 6, s. 919–932, 17 rys., 1 tab., bibliogr. 28 poz.
- [35] *Berkowski L.*: The effect of warm plastic deformation on the structure and properties of high-speed steel. *International Conference of Industrial Tools. Słowenia 21–22. 04. 1997. Celje: TECOS Slovenian Tool and Development Center. T. 1: Conference Proceedings*, s. 269–272, 6 rys, bibliogr. 12 poz.