

Adam PŁACHTA, Dariusz KUC, Grzegorz NIEWIELSKI

Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej i Metalurgii, Katowice

## OPRACOWANIE CHARAKTERYSTYK TECHNOLOGICZNEJ PLASTYCZNOŚCI STALI KONSTRUKCYJNEJ SUPERDROBNOZIARNISTEJ, KONSTRUKCYJNEJ WIELOFAZOWEJ I WYSOKOWĘGŁOWEJ BAINITYCZNEJ

*W artykule przedstawiono wyniki badań plastometrycznych i ilościowej oceny mikrostruktury trzech gatunków stali: konstrukcyjnej superdrobnoziarnistej, konstrukcyjnej wielofazowej i wysokowęglowej bainitycznej. Stale odkształcano metodą skręcania na gorąco w temperaturze od 600°C do 1100°C z prędkością od 0,1 s<sup>-1</sup> do 10 s<sup>-1</sup>. Na podstawie otrzymanych wyników wyznaczono krzywe płynięcia w układzie naprężenie uplastyczniające-odkształcenie rzeczywiste. Analizie poddano punkty charakterystyczne dla krzywej płynięcia: maksymalną wartość naprężenia uplastyczniającego, odpowiadającą jej wartość odkształcenia oraz wartość odkształcenia granicznego. Wyznaczono energię aktywacji odkształcenia plastycznego. Badania zmian mikrostruktury stali po próbie skręcania na gorąco wykonano przy użyciu techniki mikroskopii świetlnej.*

*Słowa kluczowe:* badania plastometryczne, steel, energia aktywacji struktura, rekrytalizacja

## ELABORATION OF TECHNOLOGICAL PLASTICITY CHARACTERISTICS OF ULTRA-FINE GRAINED STRUCTURAL STEEL, MULTI-PHASE STRUCTURAL STEEL AND HIGH-CARBON BAINITIC STEEL

*The paper presents the results of plastometric investigation and quantitative evaluation of microstructure of new ultra-fine grained structural steel, multi-phase structural steel and high-carbon bainitic steel. The investigation was carried out using torsion plastometer in temperature range from 600°C to 1100°C with a strain rate 0.1, s<sup>-1</sup> and 10 s<sup>-1</sup>. Based on the obtained results, the flow curves in the flow stress – true strain system were determined. The characteristic points of obtained curves: peak stress and corresponding strain as well as limit deformation value were analyzed. The activation energy of plastic deformation was determined. Structural extermination after torsion plastometric tests was carried out using light microscopy.*

*Key words:* torsion plastometric tests, steel, activation energy, microstructure, recrystallization

### 1. WSTĘP

W publikacji przedstawiono charakterystyki technologicznej plastyczności oraz wyniki ilościowej oceny mikrostruktury trzech gatunków stali: konstrukcyjnej superdrobnoziarnistej (oznaczenie A), konstrukcyjnej wielofazowej (oznaczenie B) i wysokowęglowej bainitycznej (oznaczenie C).

Badane stale niskowęglowe niestopowe charakteryzują się mikrostrukturą superdrobnoziarnistą o średnicy ziarna w strukturze końcowej nie większej niż około 2 μm, co zapewnia wysokie właściwości wytrzymałościowe (powyżej 700 MPa) i plastyczne. Superdrobnoziarnistą strukturę w stalach niskowęglowych niestopowych w procesie walcowania na gorąco można uzyskać przez zastosowanie odpowiednio dużych wartości odkształceń w ostatnim przepuszczeniu, który odbywa się w pobliżu temperatury przemiany austenitu lub w zakresie dwufazowym α + γ z następnym przyspieszonym chłodzeniem do temperatury otoczenia.

Badane stale konstrukcyjne wielofazowe CP (*complex phase*) z osnową bainityczną, zawierające również ferryt i martenzyt charakteryzują się bardzo dobrą tłocznością. W statycznej próbie rozciągania, stale te nie wykazują wyraźnej granicy plastyczności oraz charakteryzują się bardzo dużą wartością odkształcenia równomiernego. W przeciwieństwie do stali dwufazowych (DP), w stalach CP nie występuje ferryt poligonalny, który zostaje zastąpiony ferrytem bainitycznym o dużej wytrzymałości. Z uwagi na konieczność kontroli udziału objętościowego ferrytu w strukturze tych stali, maksymalna zawartość węgla w tych stalach jest ograniczona do 0,2%. Spośród stali stosowanych do produkcji samochodów stale typu CP ustępują wytrzymałością jedynie stalom martenzytycznym, jednak plastycznością tych stali jest wyższa w porównaniu ze stalami martenzytycznymi.

Badany gatunek stali wysokowęglowej bainitycznej o zawartości węgla około 0,8% i innych pierwiastków: Si, Mn, Mo, Cr, umożliwiła uzyskanie bardzo wysokiej

twierdności w przedziale 600÷700 HV w wyrobach o dużych grubościach i wysokiej wytrzymałości do 2,5 GPa, przy dobrych właściwościach plastycznych. Szczególną cechą tej stali jest bardzo duża odporność na oddziaływanie udarowe. Mikrostruktura supertwardej stali bainitycznej składa się z bezwęglowego bainitu w postaci listew o grubości poniżej 50 nanometrów i austenitu resztkowego wykazującego efekt TRIP w procesie odkształcenia. Finalne właściwości blach ze stali wysokowęglowej bainitycznej uzyskuje się po długotrwałej niskotemperaturowej obróbce izotermicznej.

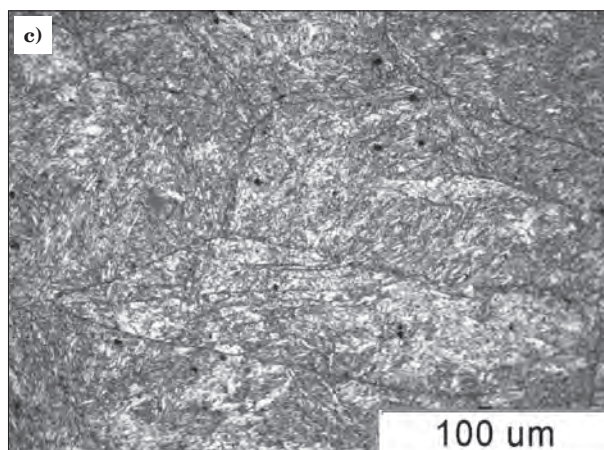
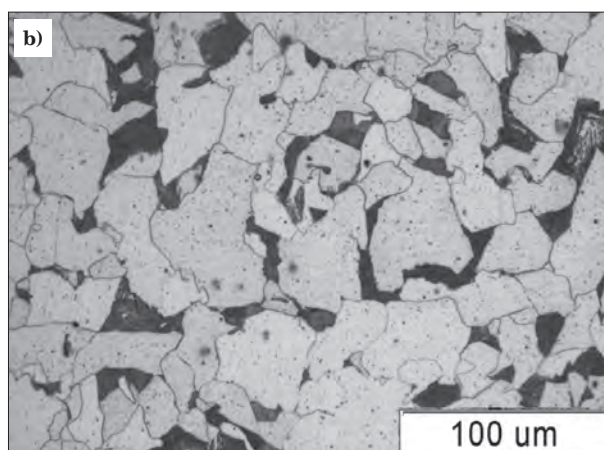
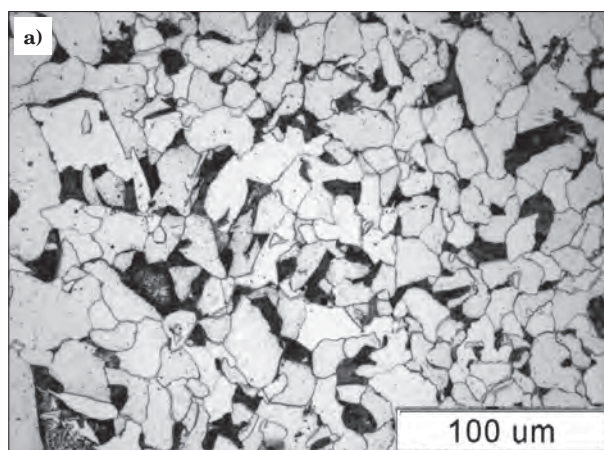
Materiał badań został wytworzony w Instytucie Metalurgii Żelaza w postaci prętów kutyh. Opracowano charakterystyki technologicznej plastyczności badanych gatunków stali. Mikrostrukturę stali analizowano w stanie wyjściowym oraz po skręcaniu na gorąco. Szczegółowe wyniki badań zostały zamieszczone w sprawozdaniach z realizacji projektu badawczego rozwojowego nr N R07 0008 04 pt. „Opracowanie podstaw przemysłowych technologii kształtowania struktury i właściwości wyrobów z metali i stopów z wykorzystaniem symulacji fizycznej i numerycznej [1–3].

## 2. MIKROSTRUKTURA W STANIE WYJŚCIOWYM PRZED ODKSZTAŁCENIEM

Badana stal konstrukcyjna drobnoziarnista w stanie wyjściowym po kuciu na gorąco odznaczała się strukturą ferrytyczno-perlityczną z obszarami bainitu górnego (rys. 1a). Stal po kuciu w zakresie temperatury 1100–900°C i normalizowaniu w temperaturze 970°C przez 30 minut ze swobodnym chłodzeniem na powietrzu zawierała 26,8% perlitu (łącznie z obszarami bainitu górnego) oraz miała średnią wielkość ziarna ferrytu, scharakteryzowaną za pomocą średniej średnicy zastępczej płaskiego przekroju, równą 26 µm, zaś wskaźnik zmienności płaskiego przekroju ziarna  $v(\bar{A})$  równy 120%. Podobnie stal wielofazowa w stanie wyjściowym po kuciu na gorąco miała strukturę ferrytyczno-perlityczną z obszarami bainitu (rys. 1b). Struktura ferrytu w stali była drobnoziarnista, a wyspy perlitu były równomiernie rozmieszczone. Stal po kuciu w warunkach 1100–850°C i chłodzeniu z piecem z temperatury 690°C odznaczała się zawartością 22,1% perlitu, średnim rozmiarem ziarna ferrytu równym 42 µm oraz wskaźnikiem zmienności płaskiego przekroju ziarna  $v(\bar{A})$  równym 143%. Badana stal w stanie wyjściowym po kuciu na gorąco ze studzeniem w piasku odznaczała się złożoną mikrostrukturą, z przewagą perlitu. W mikrostrukturze ujawniono duże pierwotne ziarna austenitu o wydłużonym kształcie.

## 3. BADANIA PLASTOMETRYCZNE

Do badań plastometrycznych został wykorzystany materiał w postaci prętów kutyh o średnicy  $\phi$  12 mm. Analizowane stale różnią się od siebie składem chemicznym, tak zawartością węgla, jak i dodatków stopowych. Szczegółowy skład chemiczny podano w sprawozdaniach [1–3]. Stosowano standardowe próbki plastometryczne o długości części pomiarowej  $L = 10$  mm i średnicy  $D = 6$  mm. Próbki skręcane w temperaturze od 600 do 1100°C z prędkością odkształcenia  $0,1 \text{ s}^{-1}$ ,



Rys. 1. Struktura badanej stali konstrukcyjnej w stanie wyjściowym po kuciu na gorąco z chłodzeniem na powietrzu; a) stal A, b) stal B, c) stal C (studzenie w piasku)

Fig. 1. Structure of investigated structural steel in initial state after hot forging with air cooling, a) steel A, b) steel B, c) stal C (cooling in sand)

$1 \text{ s}^{-1}$ ,  $10 \text{ s}^{-1}$  do zniszczenia. Zarejestrowane sygnały pomiarowe: moment skręcający, liczba skręceń, siła osiowa, temperatura zostały przeliczone na zależność naprężenie uplastyczniające – odkształcenie zgodnie z procedurą obliczeniową przedstawioną w pracy [5, 6]. Dla ujawnienia struktury w stanie wyjściowym stosowano trawienie chemiczne nitaliem. Strukturę stali po skręcaniu badano na przekroju równoległym do osi próbki plastometrycznej, w obszarze przy powierzchni próbki, gdzie odkształcenie lokalne odpowiada wielkości odkształcenia przy obliczaniu funkcji naprężenia



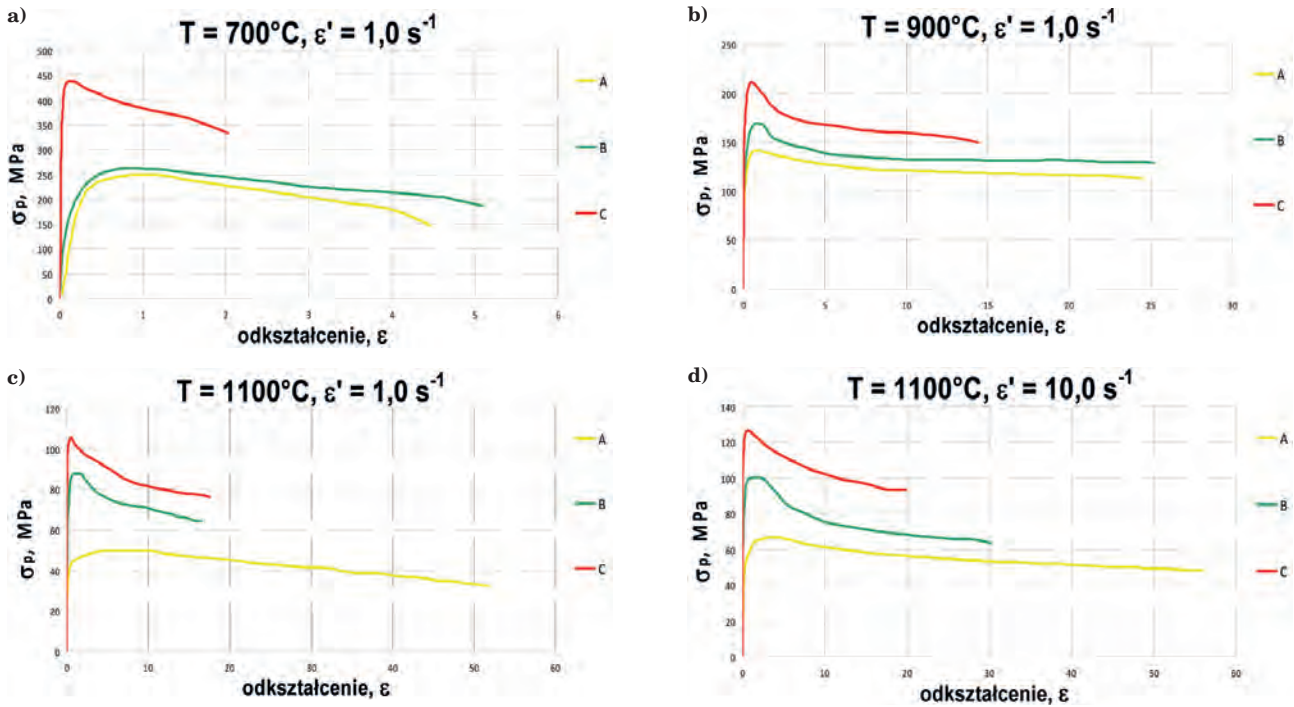
uplastyczniającego od odkształcenia. Dla ujawnienia struktury austenitu pierwotnego stosowano specjalną procedurę opisaną w pracy [7].

## 4. WYNIKI BADAŃ

### 4.1. WYNIKI BADAŃ PLASTOMETRYCZNYCH

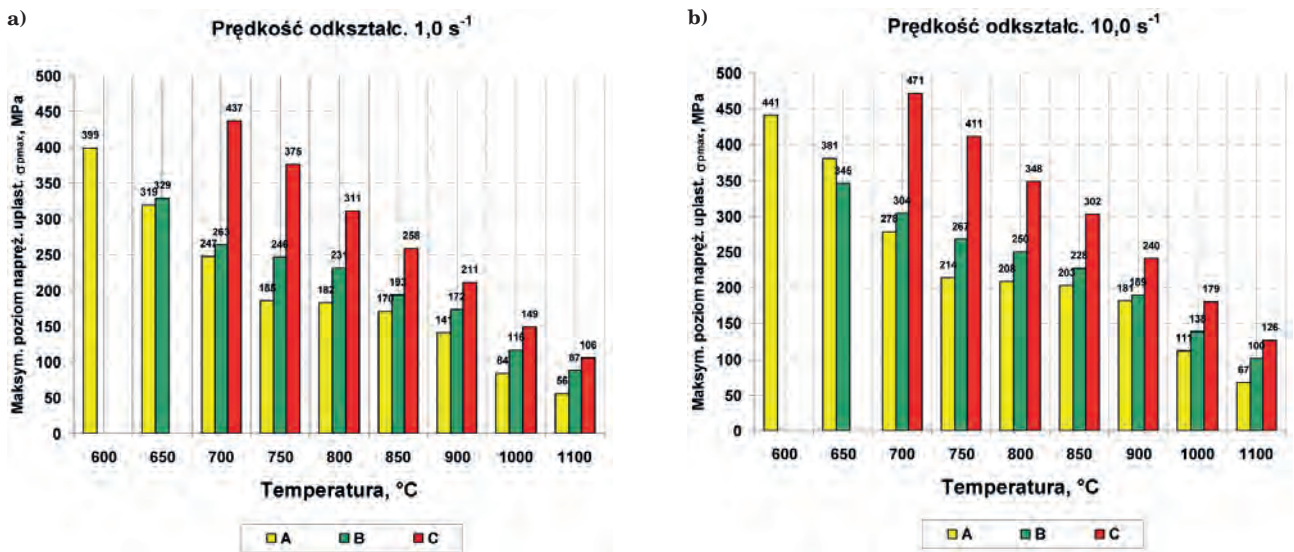
Na rys. 2 przedstawiono porównanie naprężenia uplastyczniającego badanych stali dla temperatur  $T = 700^\circ\text{C}$ ,  $900^\circ\text{C}$  i  $1100^\circ\text{C}$ , dla prędkości odkształcenia

$\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$  i  $10\text{ s}^{-1}$ . Przebiegi krzywych dla poszczególnych wytopów różnią się od siebie. Stal wysokowęglowa bainityczna (stal C) charakteryzuje się najwyższymi wartościami naprężenia uplastyczniającego w całym analizowanym zakresie zmienności parametrów skrzywania. Stal ta osiąga maksymalny poziom naprężenia uplastyczniającego dla najmniejszego odkształcenia, jak również charakteryzuje się najmniejszą wartością odkształcenia granicznego. Najwolniej umacnia się stal konstrukcyjna drobnoziarnista (stal A) i jednocześnie najłagodniejszy przebieg wykresu naprężenie



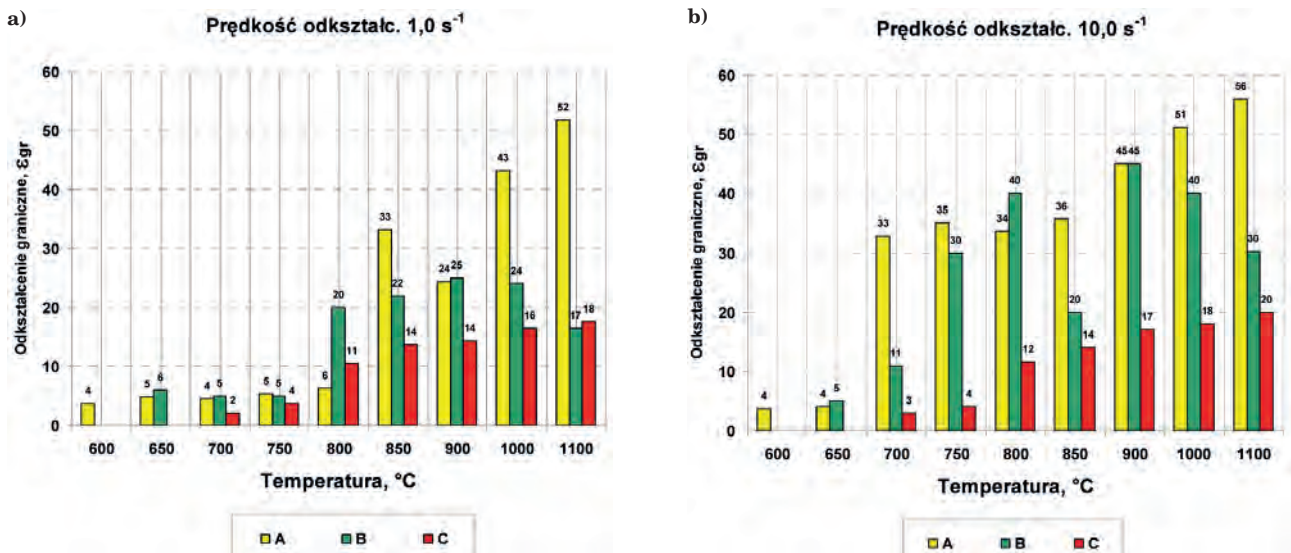
Rys. 2. Porównanie naprężenie uplastyczniające badanych stali wyznaczonego na podstawie próby skrzywania, a)  $T = 700^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ , b)  $T = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1$ , c)  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$ , d)  $T = 1100^\circ\text{C}$   $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$

Fig. 2. Comparison of flow stress for investigated steels determine base od torsion test, a)  $T = 700^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ , b)  $T = 900^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 1$ , c)  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$ , d)  $T = 1100^\circ\text{C}$   $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$



Rys. 3. Maksymalne naprężenie uplastyczniające ( $\sigma_p$ ) dla badanych gatunków stali, prędkość odkształcenia: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{ s}^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$

Fig. 3. Maximum yield stress ( $\sigma_p$ ) for investigated steels, strain rate: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0\text{ s}^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$



Rys. 4. Odształcenie graniczne ( $\epsilon_{gr}$ ) dla badanych gatunków stali, prędkość odkształcania: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$   
 Fig. 4. Limit deformation value ( $\epsilon_{gr}$ ) for investigated steels, strain rate: a)  $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$ , b)  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

uplastyczniające – odkształcenie rzeczywiste ma stal A (konstrukcyjna superdrobnoziarnista). Stal A charakteryzuje się najniższym poziomem osiągalnych wartości naprężenia uplastyczniającego spośród wszystkich trzech wytopów, ale jednocześnie osiąga największe wartości odkształcenia granicznego. Stal B (konstrukcyjna wielofazowa) charakteryzuje się bardzo dobrą odkształcalnością (wartości odkształcenia granicznego zbliżone do stali A) oraz pośrednim poziomem naprężenia uplastyczniającego. Dla wszystkich gatunków badanych stali wraz ze wzrostem prędkości odkształcania oraz wraz z obniżaniem temperatury skręcania rośnie wartość naprężenia uplastyczniającego (rys. 3).

Na rys. 4 przedstawiono wartości odkształcenia granicznego dla każdego z wytopów w zależności od prędkości odkształcania. Wartość odkształcenia granicznego dla plastometrycznej próby skręcania wyliczono z liczby skręceń próbki do jej zniszczenia. Najbardziej monotoniczną zależność uzyskano dla stali wysokowęglowej bainitycznej (rys. 4). Dla stali wysokowęglowej bainitycznej stwierdzono, że ze wzrostem prędkości odkształcania i temperatury rośnie wartość odkształcenia granicznego. Podobna prawidłowość widoczna jest dla stali konstrukcyjnej superdrobnoziarnistej A, natomiast dla stali B (stali konstrukcyjnej wielofazowej) prawidłowość ta jest zaburzona dla temperatury 850 i 900°C. Należy jednak zaznaczyć, iż wartość odkształcenia rzeczywistego na poziomie  $> 10$  jest wyraźnym sygnałem świadczącym o bardzo dobrej odkształcalności i podatności tych stali do procesów przeróbki plastycznej, w związku z tym występująca nieprawidłowość nie ma wpływu na uzyskane wyniki badań z perspektywy procesu technologicznego.

Dla uzyskanych wyników badań z plastometrycznej próby skręcania wyznaczono współczynniki równania (1). Postać matematyczna równania jest identyczna dla wszystkich badanych gatunków stali. Stałe równania A, B, C, D, E, F dla poszczególnych gatunków stali zestawiono w tabelicy 1.

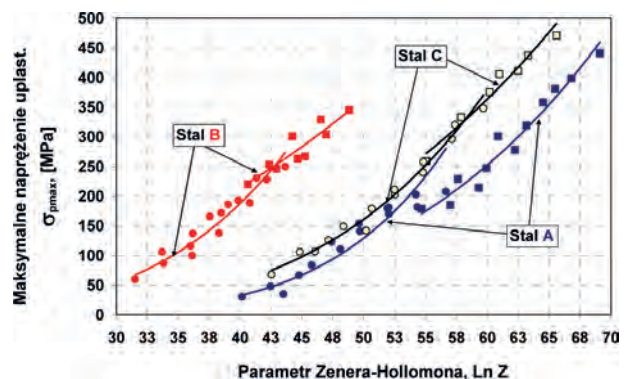
$$\sigma_p = A\epsilon^B \exp(C\epsilon)\dot{\epsilon}^{D+E/T} \exp\left(\frac{F}{T}\right) \quad (1)$$

Tablica 1. Stałe równania (1) dla poszczególnych gatunków badanych stali

Table 1. Constants of equation (1) for investigated steel grades

| Stałe | Stal A | Stal B | Stal C |
|-------|--------|--------|--------|
| A     | 6,58   | 10,9   | 8,2    |
| B     | 0,27   | 0,0001 | 0,28   |
| C     | -0,039 | 0,009  | -0,09  |
| D     | 0,491  | 0,19   | 0,46   |
| E     | -308,9 | -116,7 | -305,7 |
| F     | 2424,3 | 1934,9 | 2 858  |

Tak określona matematyczna postać funkcji naprężenia uplastyczniającego w funkcji parametrów odkształcenia może zostać zaimplementowana do programów wykorzystujących metodę elementów skończonych w matematycznym modelowaniu procesów technologicznych. Należy zauważyć, iż współczynniki kierunkowe funkcji (1) przedstawione w tabelicy 1 są określane metodą liniowej regresji wielokrotnej, czyli obarczone



Rys. 5. Maksymalna wartości naprężenia uplastyczniającego w funkcji parametru Zenera-Hollomona dla badanych gatunków stali

Fig. 5. Maximum yield stress as a function of Zener-Hollomon parameter for investigated steel grades



pewnym błędem. W programach do matematycznego modelowania procesów technologicznych bardziej dokładne wydaje się stosowanie tabelarycznej postaci funkcji naprężenia uplastyczniającego dla określonych parametrów odkształcenia tj.: temperatury, prędkości odkształcenia i wartości odkształcenia.

Na rys. 5 pokazano relację pomiędzy maksymalnym naprężeniem uplastyczniającym  $\sigma_{pp}$  a parametrem Zenera-Hollomona. Zależność można opisać funkcją potęgową. Dokładniejszą zależność można zaobserwować po rozdzieleniu zależności na dwie części w zależności od temperatury próby, w zakresie  $< 800^{\circ}\text{C}$ , oraz dla zakresu przeróbki plastycznej na gorąco  $800\text{--}1100^{\circ}\text{C}$ .

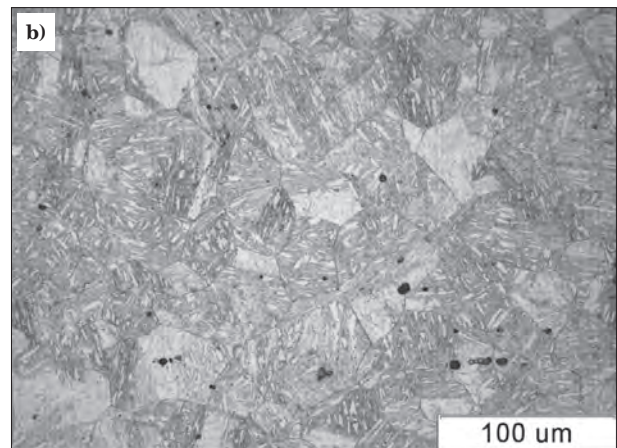
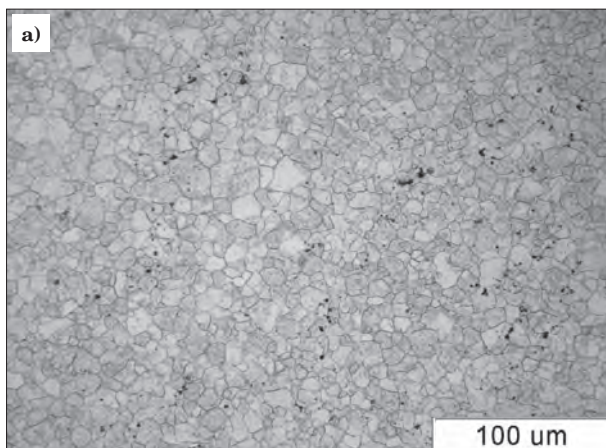
#### 4.2. WYNIKI BADAŃ STRUKTURALNYCH

Przykładowe mikrostruktury stali po skręcaniu, z ujawnionymi granicami ziarn pierwotnych pokazano na rys 6÷8. Wraz z podwyższeniem temperatury skręcania, do  $1100^{\circ}\text{C}$  dla wszystkich stali obserwowano wzrost wielkości ziarn austenitu. Szczególnie drobne ziarna ma stal A i C odkształcana w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$ .

Wpływ temperatury skręcania na średnią średnicę zastępczą płaskiego przekroju ziarna austenitu

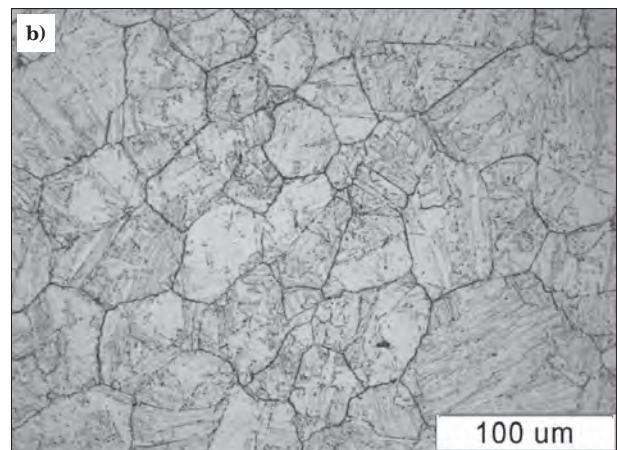
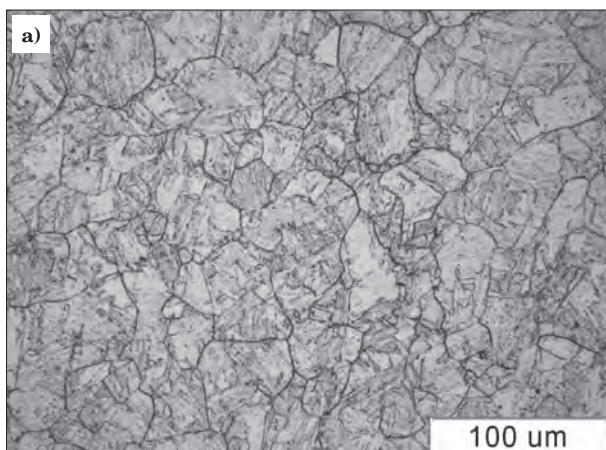
pierwotnego badanych stali skręcanych z prędkością 1 i  $10\text{ s}^{-1}$  pokazano na rys. 9. Na prezentowanych wykresach nie uwzględniono próbek stali B skręcanych w temperaturze  $800^{\circ}\text{C}$ , gdzie obserwowano strukturę złożoną z odkształconych ziarn pierwotnych i zrekrytalizowanych. Wraz ze wzrostem temperatury skręcania obserwuje się wzrost średniego rozmiaru dla badanych stali. W zakresie temperatury odkształcenia od  $900$  do  $1000^{\circ}\text{C}$  największe ziarna ma stal B, zarówno dla prędkości 1 i  $10\text{ s}^{-1}$ . Po skręcaniu w temperaturze  $1100^{\circ}\text{C}$  następuje rozrost ziarn, szczególnie intensywny dla stali C.

Przykładowe rozkłady wielkości ziarna, charakteryzowanej średnią średnicą zastępczą płaskiego przekroju ziarna, dla stali konstrukcyjnej drobnoziarnistej pokazano na rys. 10. Rozkłady wykonano z podziałem na 20 klas wielkości ustalając każdą klasę na  $2\text{ }\mu\text{m}$ . Uzyskane rozkłady wielkości ziarna po odkształceniu dla zadanych parametrów są zbliżone do rozkładów normalnych. Wraz ze wzrostem temperatury obserwuje się przesunięcie maksimum rozkładu dla klas o większej wielkości ziarna, co wiąże się z obserwowanym rozrostem.



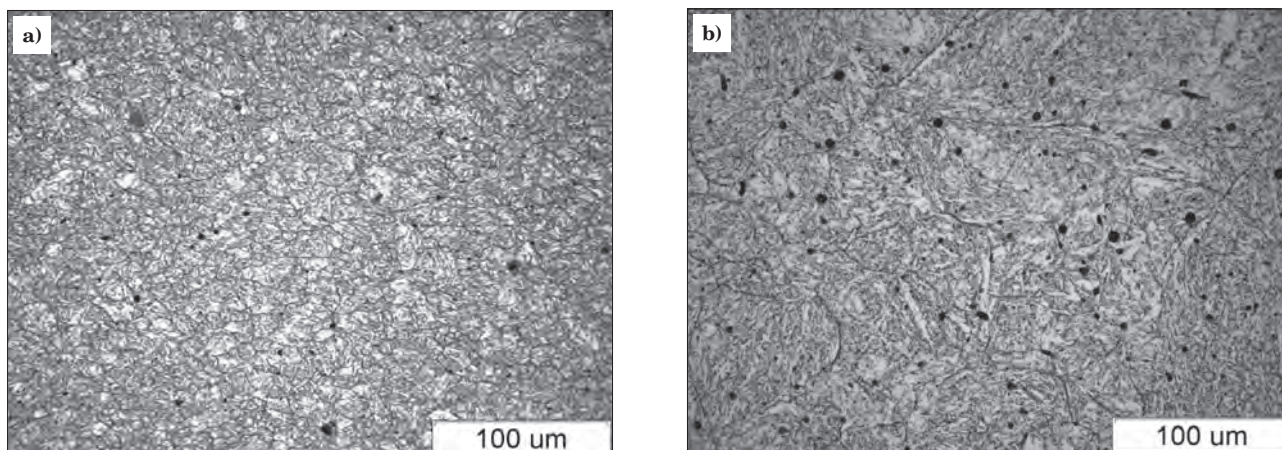
Rys. 6. Pierwotne ziarna austenitu w stali konstrukcyjnej drobnoziarnistej (stal A) po odkształceniu w temperaturze: a)  $900^{\circ}\text{C}$ , b)  $1100^{\circ}\text{C}$ , z prędkością  $10\text{ s}^{-1}$

Fig. 6. Primary austenite grains in ultra-fine grained structural steel (steel A) after deformation at a)  $900^{\circ}\text{C}$ , b)  $1100^{\circ}\text{C}$ , with a rate of  $10\text{ s}^{-1}$



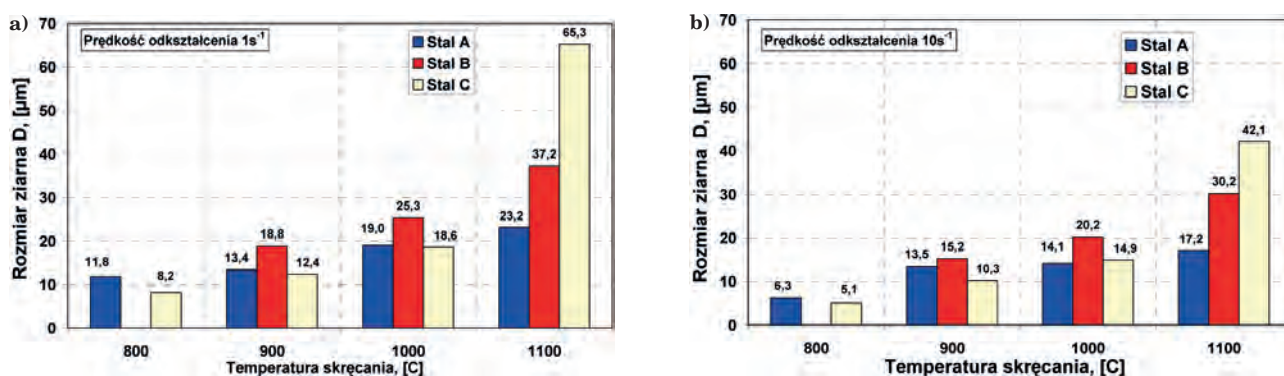
Rys. 7. Pierwotne ziarna austenitu w stali konstrukcyjnej wielofazowej (stal B) po odkształceniu w temperaturze a)  $900^{\circ}\text{C}$ , b)  $1100^{\circ}\text{C}$ , z prędkością  $10\text{ s}^{-1}$

Fig. 7. Primary austenite grains in multi-phase structural steel (steel B) after deformation at a)  $900^{\circ}\text{C}$ , b)  $1100^{\circ}\text{C}$ , with a rate of  $10\text{ s}^{-1}$



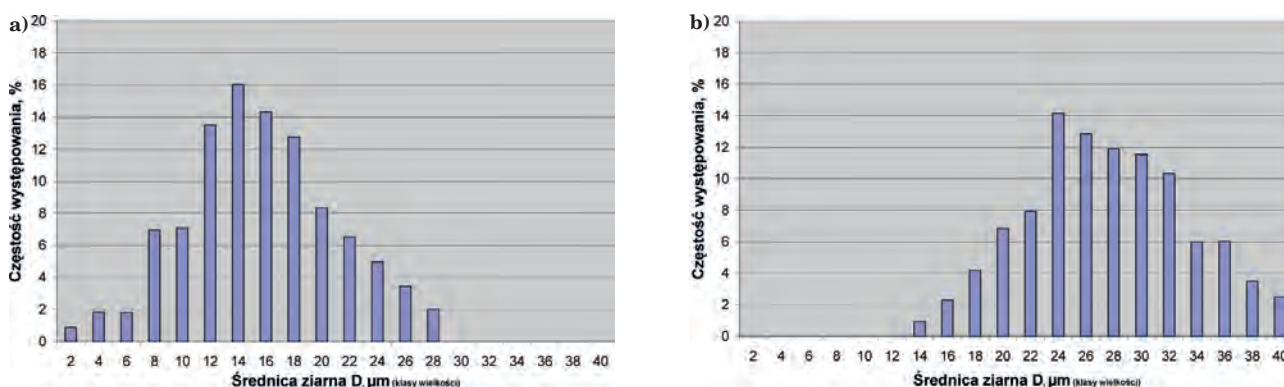
Rys. 8. Pierwotne ziarna austenitu w stali konstrukcyjnej bainitycznej (stal C) po odkształceniu w temperaturze: a) 900°C, b) 1100°C, z prędkością  $10 \text{ s}^{-1}$

Fig. 8. Primary austenite grains in high-carbon bainitic steel (steel C) after deformation at a) 900°C, b) 1100°C, with a rate of  $10 \text{ s}^{-1}$



Rys. 9. Wpływ temperatury skręcania na średni rozmiar ziarna badanych stali odkształcanych z prędkością: a)  $1 \text{ s}^{-1}$  i b)  $10 \text{ s}^{-1}$

Fig. 9. Influence of torsion temperature on average grain size of investigated steels deformed at a rate of: a)  $1 \text{ s}^{-1}$  and b)  $10 \text{ s}^{-1}$



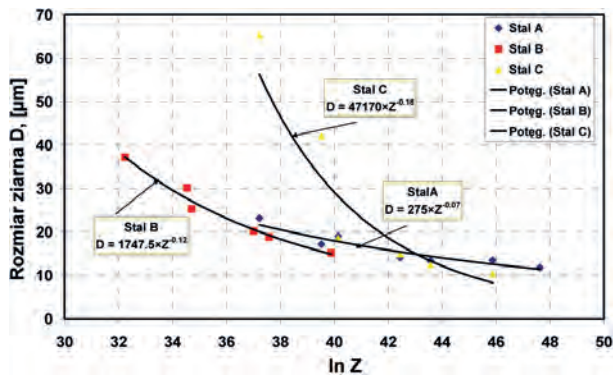
Rys. 10. Rozkład rozmiaru ziarna po skręcaniu w temperaturze: a) 900°C, b) 1100°C z prędkością  $10 \text{ s}^{-1}$

Fig. 10. Distribution of grain size after torsion at temperature: a) 900°C, b) 1100°C with a rate of  $10 \text{ s}^{-1}$

Relację pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona a średnią średnicą zastępczą płaskiego przekroju ziarna austenitu pierwotnego badanych stali pokazano na rys. 11. Analiza statystyczna wskazuje, istotną zależność, pomiędzy tymi parametrami. Najmniejszą „czułością” na zmiany parametrów procesu odznacza się stal A, dla której wzrost parametru Z (zmniejszenie temperatury lub podwyższenie prędkości odkształcenia) prowadzi do niedużych zmian średniej wielkości

ziarna. Zmiany te większe dla stali B, a najbardziej znaczące w przypadku stali C. Na wykresie pokazano również matematyczny zapis zależności. Zależności te, wraz z prezentowanymi wcześniej relacjami pomiędzy parametrami charakteryzującymi technologiczną plastyczność a parametrami procesu, pozwalają w prosty sposób na prognozowanie i dobór parametrów obróbki cieplno-plastycznej.





Rys. 11. Relacja pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona a średnim rozmiarem ziarna (średnia średnica zastępcza płaskiego przekroju ziarna) badanych stali

Fig. 11. Relation between Zener-Hollomon parameter and average grain size (average equivalent diameter of grain plane section) for investigated steels

## 5. PODSUMOWANIE

Stale konstrukcyjne A i B po kuciu na gorąco i chłodzeniu na powietrzu mają mikrostrukturę ferrytyczno-perlityczną, zaś stal wysokowęglowa (stal C) perlityczną. Opracowano charakterystyki technologicznej plastyczności badanych stali. Stale wykazują wzrost odkształcenia granicznego wraz z podwyższeniem temperatury. Jednocześnie wzrost temperatury odkształcenia powoduje spadek wartości naprężenia uplastyczniającego, zaś podwyższenie prędkości odkształcenia jego wzrost (rys. 2). Od temperatury ponad 900°C skrawana stal konstrukcyjna superdrobnoziarnista wykazuje bardzo wysoką odkształcalność dla całego zakresu parametrów zmienności odkształcenia. Najwyższe wartości naprężenia uplastyczniającego przy najniższej odkształcalności ma stal C. Stwierdzono jednoznaczną zależność, o charakterze potęgowym, maksymalnego naprężenia uplastyczniającego od warunków procesu ujętych parametrem Zenera-Hollomona. Wykonane

badania umożliwiły opracowanie funkcji zmian naprężenia uplastyczniającego w zależności od parametrów procesu – równanie (1).

Przeprowadzone badania struktury wskazują na monotoniczny wzrost średniej wielkości ziarna ze wzrostem temperatury skrawania od 800 do 1000°C. Po skrawaniu w temperaturze 800°C pierwotne ziarna austenitu dla stali konstrukcyjnej drobnoziarnistej i wielofazowej są drobne, szczególnie po skrawaniu z dużą prędkością 10 s<sup>-1</sup>. Natomiast po odkształceniu w temperaturze 1100°C stwierdzono intensywny rozrost ziarna dla stali konstrukcyjnej wielofazowej i bainitycznej dla obu zadanych prędkości odkształcenia. Wykazano, że dla badanej stali występuje zależność o charakterze potęgowym pomiędzy średnią wielkością ziarna austenitu w zakresie temperatury odkształcania od 900 do 1100°C a parametrem Zenera-Hollomona. Rozkłady wielkości ziarna są zbliżone do rozkładów normalnych, co również potwierdza efekt pełnej rekrytalizacji stali dla zadanych parametrów. Wykazano występowanie zależności o charakterze potęgowym pomiędzy parametrem Zenera-Hollomona a średnim rozmiarem ziarna badanych stali. Uzyskane w opisanych badaniach wyniki, opisujące technologiczną plastyczność i mikrostrukturę, były podstawą do opracowania zaleceń do obróbki cieplno-plastycznej w linii walcowniczej LPS analizowanych gatunków stali.

*Publikacja została opracowana na podstawie pracy wykonanej w projekcie badawczym rozwojowym nr N R07 0008 04 pt. „Opracowanie podstaw przemysłowych technologii kształtowania struktury i właściwości wyrobów z metali i stopów z wykorzystaniem symulacji fizycznej i numerycznej” finansowanym przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju, realizowanym przez Instytut Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica w Gliwicach (koordynator), Akademię Górniczo-Hutniczą, Politechnikę Częstochowską, Politechnikę Śląską i Politechnikę Warszawską.*

## LITERATURA

1. Sprawozdanie częściowe z realizacji projektu badawczego rozwojowego nr N R07 0008 04, etap 3.3. – „Opracowanie charakterystyk technologicznej plastyczności stali konstrukcyjnej superdrobnoziarnistej”
2. Sprawozdanie częściowe z realizacji projektu badawczego rozwojowego nr N R07 0008 04, etap 3.4. – „Opracowanie charakterystyki technologicznej plastyczności stali konstrukcyjnej wielofazowej”
3. Sprawozdanie częściowe z realizacji projektu badawczego rozwojowego nr N R07 0008 04, etap 3.5. – „Opracowanie charakterystyki technologicznej plastyczności stali wysokowęglowej bainitycznej”
4. Kuc D.: Zmiany struktury podczas odkształcenia plastycznego na gorąco stali, Praca doktorska, Wydział Inżynierii Materiałowej i Metalurgii, Katowice, 2000.
5. Grosman F., Płachta A.: Zunifikowana metoda wyznaczania charakterystyk technologicznej plastyczności w próbie skrawania. Hutnik – Wiadomości Hutnicze, maj 2006, nr 5, s. 220-225.
6. Płachta A.: Metodyka wyznaczania funkcji naprężenia uplastyczniającego w próbie skrawania na gorąco. Materiały Konferencji „Plastyczność materiałów” Ustroń, 22-25 wrzesień 1998, s.129-136.
7. Vander Voort G.F.: Metalography: Principles and Practice, McGraw-Hill Book Co., Inc, New York, 1984.