



Struktura i własności mechaniczne prętów ze stopu AA7010 w stanach O i T6

The structure and mechanical properties of AA7010 alloy rods in the O and T6 tempers

(1) Krzysztof Pieła, (2) Teresa Sak, (3) Ludwik Błaż, (4) Antoni Woźnicki, (5) Paweł Ostachowski*, (6) Marek Łągoda

AGH Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica, Wydział Metali Nieżelaznych, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

Informacje o artykule

Zgłoszenie: 8.03.2018
Recenzja: 5.04.2018
Akceptacja: 29.06.2018

Wkład autorów

- (1) Autor koncepcji i przeprowadzonych badań
- (2) Autor koncepcji i przeprowadzonych badań
- (3) Wykonawca badań TEM
- (4) Autor koncepcji i przeprowadzonych badań
- (5) Wykonawca badań, przygotowanie manuskryptu (strona edytorska)
- (6) Wykonawca badań

Streszczenie

Wyciskane na gorąco pręty ze stopu aluminium $AlZn_{6,43}Mg_{2,23}Cu_{1,78}$ (AA7010) poddano, kolejno, odkształceniu drogą ciągnięcia, wyżarzaniu na stan miękki (O) oraz procesowi utwardzania wydzieleniowego na stan T6. Próbkę ciągniętych prętów o zróżnicowanej wielkości odkształcenia (5–67%) poddano wyżarzaniu w szerokim zakresie temperatury (300–465°C) i czasu wyżarzania (1–10 h). Zastosowane warunki wyżarzania aktywizują procesy zdrowienia, rekrytalizacji i rozrostu ziarna. Wykazano, że proces rekrytalizacji prętów, wyżarzanych na stan O, jest kontrolowany przez dystrybucję i stabilność termiczną wydzieleni fazy czynnej η ($MgZn_2$). Wyżarzanie w temperaturze niższej od temperatury granicznej rozpuszczalności fazy czynnej (poniżej 400°C) zachowuje liniowy rozkład wydzieleni tej fazy, co utrudnia migrację frontów rekrytalizacji w kierunku promieniowym prętów i prowadzi do formowania ziaren o dużej anizotropii kształtu. Wzrost temperatury wyżarzania powoduje istotne przyspieszenie procesu rozpuszczania wydzieleni fazy czynnej, w wyniku czego następuje uwolnienie frontów rekrytalizacji, a w konsekwencji formowanie ziaren o znacznie mniejszej anizotropii kształtu oraz zmiana dystrybucji i morfologii wydzieleni tej fazy. Stwierdzono ponadto, że – pomimo znaczących różnic strukturalnych – wielkość odkształcenia praktycznie nie wpływa na własności wytrzymałościowe i plastyczne prętów zarówno w stanie O, jak i w większości przypadków w stanie T6. Potwierdzono eksperymentalnie słabą zależność własności wytrzymałościowych Al i jego stopów od wielkości ziarna oraz istotny wpływ rodzaju i dystrybucji wydzieleni (wydzieleni) faz umacniających na własności mechaniczne tych stopów w stanie T6.

Słowa kluczowe: stop AA7010, rekrytalizacja, struktura, własności mechaniczne

Article info

Received: 8.03.2018
Reviewed: 5.04.2018
Accepted: 29.06.2018

Authors' contribution

- (1) Author of concept and research
- (2) Author of concept and research
- (3) TEM testing
- (4) Author of concept and research
- (5) Research contractor, manuscript editing
- (6) Research contractor

Abstract

The hot extruded rods of aluminum alloy $AlZn_{6,43}Mg_{2,23}Cu_{1,78}$ (AA7010) were subjected to, in sequence, deformation by drawing, annealing to the O temper and precipitation hardening to the T6 temper. The samples of rods drawn with the variable strain value (area reduction of 5–67%), were annealed in the wide range of temperatures (300–465°C) and times (1–10 h). The applied annealing conditions activate recovery, recrystallization and grain growth processes. It was shown that recrystallization process of rods annealed to the O temper is controlled by a distribution and thermal stability of active phase η ($MgZn_2$). The annealing at the temperatures lower than the temperature of active phase solubility limit (below 400°C) maintains a linear distribution of this phase precipitates. It hinders recrystallization fronts migration in radial direction of rods and leads to formation of grains with considerable shape anisotropy. The increase of annealing temperature results in significant acceleration of the active phase precipitates

* Autor do korespondencji. Tel.: +48 12 617 26 52; e-mail: pawel.ostachowski@agh.edu.pl

* Corresponding author. Tel.: +48 12 617 26 52; e-mail: pawel.ostachowski@agh.edu.pl

dissolution process, whereby a release of recrystallization fronts and in consequence formation of grains with appreciable lower shape anisotropy, as well as change of distribution and morphology of mentioned phase precipitates take place. Moreover, it was found that – despite considerable structural differences – strain value during drawing hardly influences strength and plastic properties of the rods in the O temper, as well as in the most cases in the T6 temper. The weak relationship between grain size and strength properties of Al and its alloys, as well as significant influence of hardening phases pre-precipitates (precipitates) type and distribution on mechanical properties of these alloys in the T6 temper were experimentally confirmed.

Keywords: AA7010 alloy, recrystallization, structure, mechanical properties

1. WPROWADZENIE

Relatywnie wysoka wytrzymałość właściwa jest jedną z własności determinujących zastosowanie wyciskanych półwyrobów (takich, jak: pręty, kształtowniki, rury) ze stopu AA7010 do produkcji sprzętu sportowego, domowego, a także dla potrzeb przemysłu samochodowego i lotniczego. Końcowa faza produkcji tych wyrobów obejmuje kolejno: wyżarzanie zmiękczające prasówki, kalibrowanie wymiarów i prostowanie prasówki drogą ciągnięcia, kilkugodzinne wyżarzanie ciągniętych prętów na stan miękki (oznaczany jako stan O) oraz finalne formowanie wyrobów (kucie, zakuwanie, gięcie) i ich obróbką cieplną na stan T6 (przesycanie i starzenie sztuczne). Kluczowe dla stosowanej technologii stają się takie prowadzenie procesów odkształcenia plastycznego, aby – w wyniku późniejszego wyżarzania na stan O – półprodukt uzyskał niskie własności wytrzymałościowe przy możliwie wysokiej plastyczności i braku obwódki grubokrystalicznej. Podczas kilkugodzinnego wyżarzania na stan O odkształconych plastycznie półwyrobów, procesy regeneracji struktury (zdrowienia i/lub rekrytalizacji) zachodzą w zakresie temperatury rozpuszczania wydzieleni fazy „czynnej” η ($MgZn_2$) (biorących udział w procesach utwardzania wydzieleniowego), usytuowanej na granicach/podgranicach ziaren, powodując wzbogacanie wnętrza ziaren dodatkami stopowymi. Dodatkowo na przebieg procesów regeneracji struktury wpływa również dystrybucja – stabilnych termicznie – faz „biernych”, np. typu $AlFe$, $AlFeSi$ i $AlMn$ oraz drobnodispersyjnych faz takich, jak Al_3Zr i Al_3Ti . Zadaniem tych ostatnich jest hamowanie migracji granic ziaren, zachodzących w procesach rekrytalizacji i rozrostu ziaren. Ich skuteczność w utrzymaniu drobno-

1. INTRODUCTION

A relatively high specific strength is one of properties determining an application of the AA7010 alloy extruded products (such as rods, profiles, tubes) in manufacturing of sport and house goodies as well as in automotive and aviation industries. A last phase of these products manufacturing includes in sequence: annealing of extrusions, dimensions calibration and straightening in drawing process, several hours lasting drawn rods annealing to the O temper (“soft” state), as well as final products forming (forging, bending) and their heat treatment to the T6 temper (solution heat treatment and artificial aging). The key factor in applied technology is leading of metal forming processes in a manner enabling obtaining, after subsequent annealing to the O temper, low strength properties, highest possible ductility with simultaneous absence of the peripheral coarse grains layer (PCG). During several hours-lasting annealing of plastically deformed products to the O temper, structure regeneration processes (recovery and/or recrystallization) take place in the same temperature range, in which particles of “active” (taking part in precipitation hardening) phase η ($MgZn_2$) dissolve. This phase particles are located at grains/subgrains boundaries and their dissolution causes enrichment of grains interiors with alloying additions. In addition, a course of structure regeneration processes is influenced by distribution of thermally stable “passive” phases (constituents), for example $AlFe$, $AlFeSi$ and $AlMn$ – types, as well as finely-dispersed phases such as Al_3Zr and Al_3Ti (dispersoids). The role of the latter phases is retarding of grains boundaries migration, taking place during recrystallization and grain growth processes. Their effectiveness in fine-grained

ziarnistości stopu jest zależna m.in. od ich morfologii w strukturze wlewka oraz od warunków homogenizacji i wyciskania. Czynniki te w zasadniczy sposób komplikują przewidywany przebieg procesów regeneracji struktury w porównaniu do tych zachodzących w odkształconych metalach o strukturze jednofazowej (czystych metalach i roztworach stałych), kompozytach o stabilnej strukturze i dystrybucji obcych faz, czy stopach utwardzanych wydzieleniowo, poddanych deformacji plastycznej w stanie przesyconym.

Odkształcenie plastyczne na zimno prowadzi do zmian struktury, widocznych jako zmiany kształtu ziarn, a także formowania podstruktury, tzn. wzrostu gęstości dyslokacji i ich charakterystycznego rozkładu, zależnego od składu chemicznego metali i warunków deformacji. Wymienione powyżej elementy struktury w różnicowany sposób oddziałują z generowanymi i przemieszczającymi się dyslokacjami podczas zadawanego odkształcenia plastycznego na zimno. Informacje literaturowe wskazują, że drobne, koherentne wydzielenia Al_3Zr są pokonywane przez dyslokacje mechanizmem Fridela (tzn. ścinanie) [1], a utworzone w wyniku zdrowienia (dynamicznego lub statycznego) poligonalne podgranice na ogół nie stanowią silnych przeszkód dla przemieszczających się dyslokacji. Daleko większe znaczenie – także z punktu widzenia późniejszego zabiegu wyżarzania na stan O – ma wielkość ziarna, wielkość, rodzaj i dystrybucja niekoherentnych wydzieleni faz czynnych i biernych, formowanych podczas krystalizacji i wyżarzania, nie tylko na granicach/podgranicach, ale również wewnątrz ziaren, a także utworzona w danych warunkach odkształcenia substruktura dyslokacyjna.

Wiadomo, że rozkład dyslokacji w odkształconym stopie jest niejednorodny i nawet wówczas, gdy nie dochodzi do lokalizacji odkształcenia (w pasmach ugięcia, pasmach ścinania czy bliźniakach deformacji), miejscami o podwyższonej energii (gęstości dyslokacji) w stopie jednofazowym są obszary przy granicach ziaren, zwłaszcza na styku trzech ziaren [2]. W strukturach takich, jak wyżarzona prasówka stopu AA7010, miejscami o podwyższonej gęstości dyslokacji są również te sąsiadujące z relatywnie dużymi, niekoherentnymi wydzieleniami fazowymi, o wielkości na ogół większej niż $1 \mu m$. Zgodnie

alloy structure retaining is dependent on, among others, their morphology in billet microstructure, conditions of homogenization and extrusion processes. The mentioned factors essentially complicate the predicted course of structure regeneration processes, in comparison to those taking place in deformed single-phase metallic materials (pure metals and solid solutions), composites having stable structure and second phase distribution, or precipitation hardenable alloys deformed directly after solution heat treatment.

A cold deformation leads to structure changes observable as grains shape changes as well as substructure formation i.e. increase of dislocation density and their characteristic distribution generation, dependent on material chemical composition and deformation conditions. The above-mentioned structure components in different manner interact with dislocations, generating and moving during cold deformation. The literature data indicate that fine, coherent Al_3Zr dispersoids are overcome by dislocations with the Friedel mechanism (shearing) [1] and polygonal subgrains, formed in a result of recovery (dynamic or static), usually are not strong obstacles for moving dislocations. Significantly more important – also from subsequent annealing to the O temper point of view – are: grain size, dimensions, type and distribution of incoherent active and passive phases particles, formed during crystallization and annealing not only at grains/subgrains boundaries, but also in grains interiors, as well as dislocation substructure formed in given deformation conditions.

It is known that dislocations distribution in a deformed alloy is inhomogeneous and even if deformation localization (in kink bands, shear bands or deformation twins) does not occur, the places with increased energy (dislocations density) in single-phase alloy, are areas adjacent to grain boundaries, especially regions, where three grains contact [2]. In structures like observed in annealed extrudates of the AA7010 alloy, places with increased dislocations density are also areas neighbouring to relatively large, incoherent phase particles, with dimensions usually larger than $1 \mu m$. According to Orowan mechanism, moving dislo-

mechanizmem Orowana, przemieszczające się dyslokacje, kolejno, opasują wydzielania, a następnie formują wokół nich pętle. Jak wykazał Humphreys [3, 4], przy większych odkształceniach, w wyniku gromadzenia się dyslokacji, wokół wydzielen powstają „strefy deformacji” (strefy o podwyższonej gęstości dyslokacji). Strefy te mają grubość bliską wymiaru wydzielenia i wykazują o 1 rząd wielkości wyższą gęstość dyslokacji niż ta w otaczającej matrycy. Zachodzące w takim obszarze procesy zdrowienia prowadzą do formowania drobnoziarnistej struktury podziarnowej (poligonalnej) o dużym kącie dezorientacji, który sięga nawet 30–40° w pobliżu interfejsu wydzielenie/strefa i jest tym większy, im większe jest wydzielenie i odkształcenie plastyczne.

Badania tych obszarów, prowadzone przez Jazaeri i Humphreysa [5, 6], wykazały silne zróżnicowanie struktury, tekstury osnowy i „stref deformacji” wokół dużych wydzielen w stopach aluminium walcowanych z dużym gniosem. Podczas gdy włóknista struktura osnowy stopu wykazuje teksturę typową dla walcowanego metalu o sieci RSC, to obszar wokół wydzielen cechuje niemal przypadkowy rozkład orientacji ziaren. Z kolei Sztwiertnia i współautorzy [7], badając strukturę walcowanego (ze zgniotem 75% i 90%) stopu aluminium AA6013 (AlMgSiCu), poddanego uprzednio przesycaniu i długotrwałemu starzeniu sztucznemu, stwierdzili, iż w „strefach deformacji” występują ultradrobne ziarna o wielkości 50–200 nm i wzajemnej dezorientacji, przekraczającej 15°, co kwalifikuje granice takich podziaren do granic szerokokątowych. Obecność stref deformacji wokół wydzielen ma zasadnicze znaczenie dla przebiegu procesów regeneracji struktury, zachodzących podczas wyżarzania stopów aluminium. Jednakże kluczowe znaczenie ma dystrybucja tych wydzielen w stopie. W przypadku gęstej dystrybucji stabilnych termicznie wydzielen ma miejsce kotwiczenie przemieszczających się granic ziaren/frontów rekrytalizacji (efekt określany w jęz. ang. jako *Zener pinning*), co skutkuje opóźnieniem procesu rekrytalizacji. Z kolei w obszarach wokół dużych, rzadko dystrybuowanych wydzielen, lokalnie duże odkształcenie (gęstość dyslokacji) skutkuje przyśpieszeniem procesu rekrytalizacji w wyniku zwiększenia intensywności zarodkowania nowych ziaren (ang. *particles stimulated nucleation* – PSN)

cations, in sequence, looping particles and subsequently form rings around them. As it was shown by Humphreys [3, 4], in the case of larger deformations, around particles “deformation zones” (zones with an enlarged dislocation density) are formed, as a result of dislocations accumulation. These zones have thickness close to particle dimension and exhibit the dislocation density greater by order of magnitude, than observed in a surrounding matrix. The recovery processes occurring in mentioned regions, lead to formation of fine subgrain (polygonal) structure, with large misorientation angle, even up to 30–40° in vicinity of particle/zone interface. The larger particle and strain value, the greater is misorientation angle.

The investigations of these areas, carried out by Jazaeri i Humphreys [5, 6], shown a strong differentiation of structure and texture between matrix and “deformation zones” around large particles, in aluminum alloys rolled with large strain. Whereas fibrous structure of a matrix exhibits texture typical of rolled FCC metal, the areas surrounding particles are characterized by nearly random grains orientation distribution. In turn, Sztwiertnia and co-authors [7], investigating the structure of rolled (with reduction of 75% and 90%) AA6013 (AlMgSiCu) alloy, subjected previously to solution heat treatment and prolonged ageing, found that in “deformation zones” ultrafine grains are observed, with 50–200 nm in size and misorientation angle above 15°, which allows to qualify such a subgrains boundaries to high-angle boundaries. A presence of “deformation zones” around particles, has an essential effect on structure regeneration processes, taking place during aluminum alloy annealing. However, the factor of key importance is the distribution of mentioned particles in alloy microstructure. In the case of densely distributed thermally stable particles, moving grain boundaries/recrystallization fronts are pinned (Zener pinning effect), which results in a retardation of recrystallization process. In contrary, in areas surrounding large, rarely distributed particles, a large local deformation (dislocations density) causes an acceleration of recrystallization process, which results from increased intensity of new grains nucleation (so-called particles stimulated nucleation – PSN) [2, 8, 9]. However, the condition of

[2, 8, 9]. Warunkiem przyspieszenia procesu rekrystalizacji w wyniku PSN jest jednak dostatecznie duża odległość między wydzieleniami, tzn. taka, która umożliwia zarodkowanie równoczesne i niezależne w obszarach wokół każdego wydzielenia. Gdy jednak odległość między wydzieleniami jest zbyt mała, zarodkowanie w ich sąsiedztwie jest utrudnione, a jego szybkość drastycznie maleje [8, 9].

Przyspieszenie procesów zarodkowania i wzrostu „nowych” ziarn wokół dużych wydzieleni obserwowano już od dawna. Przykładowo badania w tym obszarze prowadził m.in. Humphreys [3, 4]) i na ich podstawie wnioskuje, że efekt PSN jest wynikiem szybkiej poligonizacji i migracji podgranic, a utworzony zarodek – po „skonsumowaniu” strefy deformacji – napotyka na barierę dalszego wzrostu, wynikającą ze znacznie mniejszej siły pędnej (mniejszej gęstości dyslokacji) procesu rekrystalizacji w osnowie stopu, oddalonej od dużego wydzielenia. Taki proces powoduje nieciągłość procesu rekrystalizacji i jest określany jako „rekrystalizacja nieciągła”, gdyż wyraźnie poprzedza proces rekrystalizacji osnowy stopu, który jest charakterystyczny dla „rekrystalizacji ciągłej”. Eksperymenty Jazaeri i Humphreysa [5, 6] potwierdziły z kolei fakt, iż rekrystalizacja ciągła jest promowana przez małą wielkość początkową ziarna, duże odkształcenia (powyżej 90%) i duże cząstki faz.

Obserwacje prowadzone przy użyciu transmisyjnej mikroskopii elektronowej (TEM) przy wykorzystaniu techniki pomiaru dezorientacji OIM (ang. *Orientation Imaging Microscopy*) wykazały, że w czasie wyżarzania starzonego i odkształconego przez walcowanie stopu AA6013 (AlMgSiCu) rozrost zarodków rekrystalizacji utworzonych w wyniku PSN ma charakter anizotropowy. Wzrost ten początkowo następuje w kierunkach niskich gradientów orientacji, co prowadzi do formowania ziaren w kształcie płytek, których krótsza oś jest równoległa do kierunku normalnego blachy, w dalszym zaś etapie następuje – ograniczony przez odległości między dużymi wydzieleniami – wzrost nowych ziaren w kierunku dużych gradientów orientacji [10].

Istotny wpływ na proces rekrystalizacji i formowaną w jej wyniku strukturę w stopach aluminium ma obecność wspomnianych już stabilnych wydzieleni faz takich, jak Al_3Zr czy Al_3Ti ,

recrystallization process acceleration in a result of the PSN, is a large enough particles spacing, i.e. spacing, which enables simultaneous and independent nucleating in areas surrounding each particle. If a distance between particles is too small, a nucleation in their vicinity is hindered and its rate decreases drastically [8, 9].

An acceleration of “new grains” nucleation and growth processes around large particles was observed for a long time. For example, the investigations concerning this subject were carried out by Humphreys [3, 4], who concluded that the PSN effect is a result of fast polygonization and migration of sub-boundaries, and the formed nucleus – after deformation zone “consuming” – encounters a barrier for further growth, resulting from a significantly lower driving force (lower dislocations density) for recrystallization process in alloy matrix distant from large particle. This process causes a cessation of recrystallization and it is called “discontinuous recrystallization”, since it clearly precedes a recrystallization process of alloy matrix, which is characteristic of “continuous recrystallization”. The experiments of Jazaeri and Humphreys [5, 6] confirmed in turn that continuous recrystallization is promoted by a small initial grain size, large deformation degrees (above 90%) and large phase particles.

The transmission electron microscopy (TEM) observations, performed with the use of orientation imaging microscopy (OIM) technique, enabling misorientation measurements, revealed that during annealing of the aged and rolled AA6013 (AlMgSiCu) alloy, a growth of recrystallization nuclei formed in a result of the PSN, has an anisotropic character. Initially, this growth occurs in low orientation gradients directions, which leads to forming of plate-shaped grains, shorter axis of which is parallel to normal direction of the sheet. In the subsequent stage, new grains growth in large orientation gradients direction takes place and it is limited by distances between large particles [10]. A presence of already mentioned, stable particles of phases like Al_3Zr or Al_3Ti , which hinder grains/subgrains boundaries migration and in consequence promote fine-grained structure in a recrystallized alloy (Zener mechanism), has

które hamują migrację granic ziaren/podziaren i w konsekwencji promują strukturę drobnozarnistą w rekrystalizowanym stopie (mechanizm Zenera). Ich żadaną dyspersję uzyskuje się podczas procesu homogenizacji, poprzez właściwy dobór prędkości nagrzewania oraz temperatury i czasu homogenizacji. Długotrwałe wyżarzanie stopów w wysokich temperaturach może osłabić skuteczność działania tych faz jako antyrekrystalizatorów wskutek zmiany ich dystrybucji (postępującej koagulacji).

Przebieg procesów zdrowienia, rekrystalizacji i rozrostu ziaren w utwardzanych wydzieleniowo stopach aluminium jest wciąż aktualnym tematem prac badawczych ze względu na zróżnicowany skład chemiczny stopów, a przede wszystkim na złożoność czynników strukturalnych decydujących o wpływie wydzieleni niestabilnych termicznie.

W stopach serii 7xxx rozpuszczanie wydzieleni faz czynnych typu $MgZn_2(Cu)$ rozpoczyna się w temperaturze ok. 250°C, a czas niezbędny do ich rozpuszczenia zależy nie tylko od temperatury, ale również od kształtu, dystrybucji i wielkości wydzieleni. Można więc przypuszczać, że przynajmniej część tych wydzieleni czynnych, które nie uległy całkowitemu rozpuszczeniu, może brać udział w procesie PSN. Z kolei przy wyższej temperaturze i dłuższym czasie wyżarzania – wraz w postępującym procesem rozpuszczania – ich działanie blokujące przemieszczanie frontów rekrystalizacji powinno zanikać. Należy podkreślić, że obecność dyslokacji zwiększa szybkość dyfuzji atomów stopowych i przyspiesza rozpuszczanie wydzieleni. Z drugiej jednak strony, proces rozpuszczania wydzieleni prowadzi do wzbogacania osnowy stopu w dodatki stopowe, co może spowalniać procesy regeneracji struktury. Nie można także pominąć innych znanych czynników, które mają istotne znaczenie dla procesu regeneracji struktury, w tym również stopów serii 7xxx. Są to, w szczególności:

- prędkość nagrzewania – im większa, tym większa siła napędowa procesu rekrystalizacji (ograniczenie procesów zdrowienia poprzez skrócenie czasu nagrzewania i ograniczenie procesów dyfuzyjnych);
- wielkość odkształcenia – im większe, tym większa zgromadzona energia odkształcenia, ale i większa szybkość dyfuzji atomów stopowych;

an essential influence on recrystallization process and formed in its result structure of aluminum alloys. A required dispersion of these particles is obtained during billets homogenization process, by suitable selection of heating rate as well as soaking temperature and time. A prolonged annealing of alloys at high temperature, may reduce these phases effectiveness as recrystallization inhibitors, as a result of change in their distribution (progressive coagulation).

A course of recovery, recrystallization and grain growth processes in precipitation hardenable aluminum alloys, is still current research topic in view of differentiated alloys chemical composition and most of all, complexity of structural factors determining an influence of thermally unstable precipitates on discussed processes.

In the 7xxx series alloys, a dissolution of active phases $MgZn_2(Cu)$ -type precipitates, begins at the temperature of about 250°C, and the time necessary for their dissolution depends not only on temperature, but also on precipitates shape, distribution and size. Thus, it may be expected that at least part of those active precipitates, which did not dissolve completely, might take part in the PSN process. In turn, in the case of higher temperatures and longer annealing times – with progressing dissolution process – their effect of recrystallization fronts movement hindering should decline. It should be noted that dislocations presence increases alloying atoms diffusion rate and accelerates precipitates dissolution. From the other hand, however, a dissolution process leads to enrichment of matrix in alloying additions, which may slowing down structure regeneration processes. Also other known factors of essential importance for structure regeneration processes, including those occurring in the 7xxx series alloys, cannot be omitted. In particular, these are:

- heating rate – the higher it is, the greater is driving force for recrystallization process (recovery processes limiting due to heating time shortening and diffusion processes reducing);
- strain value – the higher it is, the greater is stored deformation energy, but also higher is alloying atoms diffusion rate;

– temperatura i czas żarzenia – ich wzrost sprzyja dyfuzyjności atomów stopowych.

Celem prezentowanej pracy było uzyskanie możliwie wyczerpującej informacji o tym, które w wymienionych czynnikach decydują o przebiegu rekrytalizacji w stopie AA7010 oraz czy – i w jakim stopniu – determinują one jego strukturę i własności mechaniczne.

2. PROCEDURA EKSPERYMENTU

Materiałem badawczym była wyciskana przeciwbieżnie komercyjna prasówka ze stopu AA7010 w postaci pręta o średnicy 13 mm i składzie chemicznym przedstawionym w tab. 1. Prasówkę poddano kilkugodzinnemu wyżarzaniu w temperaturze 380°C i powolnemu chłodzeniu z prędkością 20°C/h do temperatury otoczenia, a następnie ciągnięciu ze stopniem odkształcenia 5%, 23%, 37% i 67%. Gniot określono jako zmianę przekroju poprzecznego ΔS do przekroju początkowego pręta S_0 . Próbkę pobrane z ciągniętych prętów (oznaczone odpowiednio: G5, G23, G37 i G67) wyżarzano w zakresie temperatury 180–465°C.

Tab. 1. Skład chemiczny stopu aluminium AA7010 użytego w badaniach (w % mas.)

Tab. 1. Chemical composition of AA7010 aluminum alloy used in experiment (in wt. %)

Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Mn	Ti	Cr	Ni	Al
6,43	2,23	1,78	0,12	0,11	0,1	0,08	0,05	0,01	0,01	Reszta / Balance

Zastosowano dwa warianty nagrzewania (rys. 1):

- wariant 1 – nagrzewanie z prędkością $\sim 100^\circ\text{C}/\text{h}$ do temperatury odpowiadającej 80% zadanej temperatury wyżarzania oraz $18^\circ\text{C}/\text{h}$, aż do osiągnięcia końcowej temperatury nagrzewania, w której wyżarzano badane próbki, a następnie chłodzenie z prędkością $<20^\circ\text{C}/\text{h}$ do temperatury 230°C ;
- wariant 2 – nagrzewanie z prędkością $\sim 3000^\circ\text{C}/\text{h}$ do temperatury wyżarzania (próbki umieszczano w nagrzanym uprzednio piecu), wyżarzanie i chłodzenie z prędkością $<20^\circ\text{C}/\text{h}$ do temperatury 230°C .

– annealing temperature and time – their increase enhances alloying atoms diffusivity.

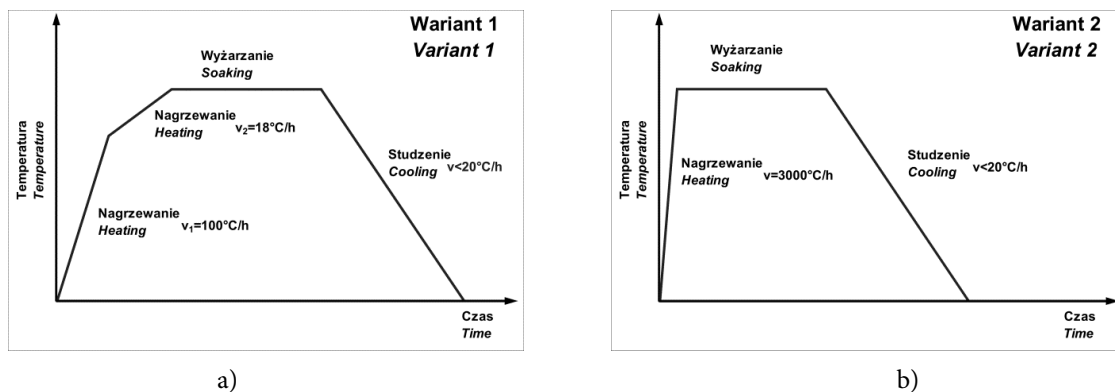
The goal of presented work was obtaining possibly comprehensive knowledge, which of mentioned factors control the recrystallization process in the AA7010 alloy, as well as if – and to what extent – they determine its structure and mechanical properties.

2. EXPERIMENTAL

The material used for investigation was the commercial, obtained in indirect extrusion process, AA7010 alloy extrudate in form of rods with diameter of 13 mm and chemical composition presented in the Tab. 1. The extrudate was subjected to several hours-lasting annealing at the temperature of 380°C , with slow cooling at $20^\circ\text{C}/\text{h}$ to ambient temperature. Subsequently it was drawn with the deformation degree of 5%, 23%, 37% and 67%. The strain value was expressed as an area reduction – the change of cross-section area ΔS divided by the initial rod cross-section area S_0 . The specimens sectioned from drawn rods (denoted as G5, G23, G37 and G67, respectively) were annealed at the temperature range of 180–465°C.

The two heating variants were applied (Fig. 1):

- variant 1 – heating at $\sim 100^\circ\text{C}/\text{h}$ to the temperature of 80% of the set temperature, and subsequently at $18^\circ\text{C}/\text{h}$ to the final soaking temperature. After soaking, specimens were cooled at $<20^\circ\text{C}/\text{h}$ to the temperature of 230°C ;
- variant 2 – heating at $\sim 3000^\circ\text{C}/\text{h}$ to the set temperature (the specimens were placed in already heated furnace), soaking and cooling at $<20^\circ\text{C}/\text{h}$ to the temperature of 230°C .



Rys. 1. Schemat stosowanych wariantów procesu wyżarzania stopu AA7010

Fig. 1. The scheme of applied annealing variants of the AA7010 alloy

Czas wyżarzania wynosił: 1 h, 5 h i 10 h. Obróbka cieplna próbek na stan T6 obejmowała przesycaanie z temperatury 465°C/1h chłodzenie w zimnej wodzie i następnie starzenie w temperaturze 145°C/8h.

Badania własności mechanicznych próbek stopu wykonano, korzystając z pomiarów twardości oraz statycznej próby rozciągania, które o wykonano w temperaturze otoczenia. Próby twardości przeprowadzano na wypolerowanych zglądach metalograficznych, na przekrojach poprzecznych prętów w połowie długości promienia (zgodnie z normą PN-EN ISO 6507-1:2007). W badaniach posłużono się mikrotwardościomierzem Schimadzu HVM-2. Zastosowano obciążenie 9,81 N, a przedstawione wyniki reprezentują średnią z 10 pomiarów. Testy rozciągania przeprowadzano zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2010 na maszynie wytrzymałościowej Zwick/Roell Z050. Początkowa prędkość odkształcenia wynosiła $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Próby przeprowadzano na toczonych próbkach o wymiarach części pomiarowej $\varnothing 6 \times 30 \text{ mm}$. Każdy z prezentowanych wyników reprezentuje średnią wartość z 2–3 testów rozciągania. Wyznaczono umowną granicę plastyczności ($R_{0.2}$), wytrzymałość na rozciąganie (R_m) i wydłużenie (A).

Badania strukturalne prowadzono przy użyciu mikroskopów elektronowych: skaningowego (SEM) firmy Hitachi SU70 i transmisyjnego (TEM). Obserwacje z użyciem SEM wykonano na przekrojach wzdłużnych prętów (w połowie długości promienia), na wypolerowanych, nietrawionych zglądach. Strukturę (wielkość ziarna) obserwowano przy użyciu obrazu, uzyskanego metodą BSE (Back Scattered Electrons) przy napięciu 5 kV.

The soaking time was 1 h, 5 h and 10 h. The heat treatment of the specimens to the T6 temper comprised the solution heat treatment at the temperature of 465°C for 1h, with quenching in cold water and subsequent ageing at the temperature of 145°C for 8h.

The mechanical properties of the specimens were investigated in room temperature hardness and static tensile tests. The hardness was measured on polished perpendicular rods cross-sections, in half of radius areas (in accordance with PN-EN ISO 6507-1:2007 standard). A hardness tester Schimadzu HVM-2 was used, the nominal test force of 9,81 N was applied and the presented results are average values of 10 measurements. The tensile tests were accomplished in accordance with PN-EN ISO 6892-1:2010 standard, using a testing machine Zwick/Roell Z050. The initial strain rate was $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The tests were performed using turned specimens with gauge dimensions of $\varnothing 6 \times 30 \text{ mm}$. Each of presented results represents the average value from 2–3 tensile tests. The proof strength (YS), ultimate tensile strength (UTS) and elongation (E) were determined.

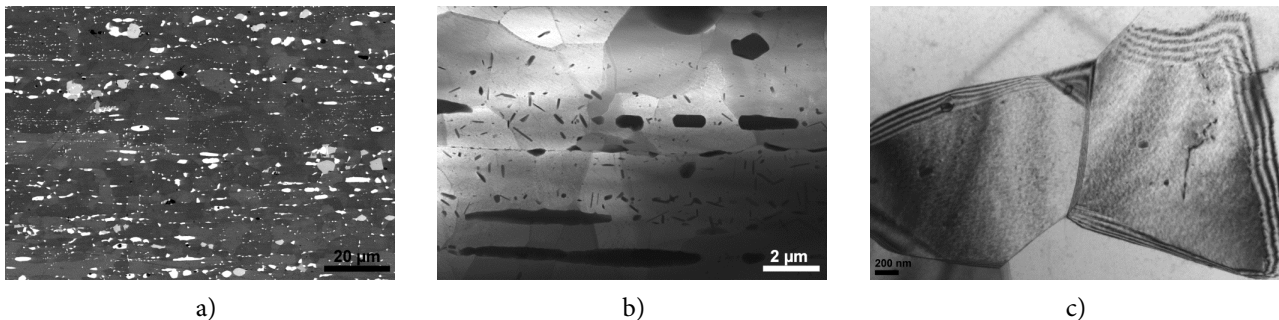
The microstructural investigations were accomplished using a scanning electron microscope (SEM) Hitachi SU-70 and a transmission electron microscope (TEM) JEOL JEM-2010. The SEM observations were performed on longitudinal, polished, unetched rods cross-sections (in half of radius areas). The structure (grain size) was observed using back-scattered electrons (BSE) detector, with applied accelerating voltage of 5 kV.

Przeprowadzono również obserwacje przekrojów poprzecznych wyżarzonych próbek celem sprawdzenia ewentualnej obecności obwódki grubokrystalicznej. Obserwacje przy użyciu TEM oraz skaningowej transmisyjnej mikroskopii elektronowej (STEM – *Scanning Transmission Electron Microscopy*) zostały wykonane na mikroskopie JEM-2010 firmy JEOL o napięciu przyspieszającym 200 kV.

3. WYNIKI I ICH ANALIZA

3.1. Struktura prasówki

Struktura wyżarzonej prasówki AA7010 wykazuje charakter włóknisty (rys. 2a), w której relatywnie duże wydzielania faz biernych oraz większość drobniejszych wydzieleni fazy czynnej rozmieszczone są równoległe do osi prętów (wzdłuż pierwotnych granic ziaren); jedynie część wydzieleni fazy czynnej jest statystycznie rozmieszczona po granicach ziaren/podziaren stopu (rys. 2b). Ziarna/podziarna cechuje niewielka gęstość dyslokacji (rys. 2c). Taka struktura zapewnia dostateczną plastyczność stopu podczas jego późniejszej przeróbki plastycznej.



Rys. 2. Mikrostruktura prasówki ze stopu AA7010 w stanie O; obserwacje: SEM BSE (a), STEM (b) i TEM (c)

Fig. 2. Microstructure of the AA7010 alloy extrudate in the O temper; observations: SEM BSE (a), STEM (b) and TEM (c)

3.2. Struktura prętów po ciągnięciu

Podstawową konsekwencją wzrostu wielkości odkształcenia plastycznego drogą ciągnięcia prasówki AA7010 jest zmiana wymiarów ziarna w kierunku promieniowym i w kierunku równoległym do kierunku wyciskania/ciągnięcia, powodująca w konsekwencji zmniejszenie odległości między – usytuowanymi równoległe do jej osi – „rzędkami” wydzieleni (rys. 3a, 3b). Frag-

The observations of annealed samples perpendicular cross-sections were also performed, in order to verify the possible presence of the peripheral coarse grain layer. The TEM as well as scanning transmission electron microscopy (STEM) observations were performed at accelerating voltage of 200 kV.

3. RESULTS AND THEIR ANALYSIS

3.1. Extrudate structure

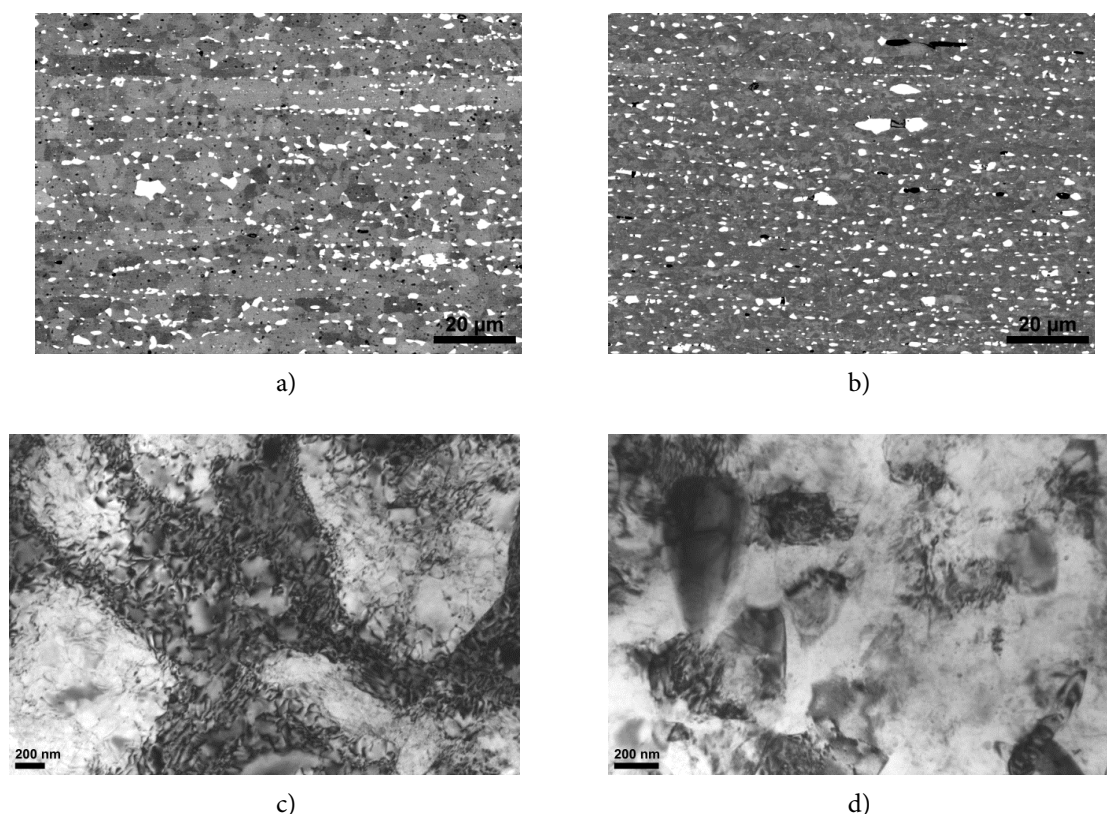
The structure of the annealed AA7010 alloy extrudate exhibits fibrous character (Fig. 2a). The relatively large particles of passive phases, as well as the majority of active phase finer precipitates, are distributed parallel to rods axis (along primary grains boundaries); only part of active phase precipitates is statistically distributed along grains/subgrains boundaries of the alloy (Fig. 2b). The grains/subgrains are characterized by small dislocations density (Fig. 2c). Such a structure ensures sufficient alloy ductility during its subsequent plastic deformation.

3.2. Drawn rods structure

The basic consequence of a strain value increase in the process of the AA7010 alloy extrudate drawing, is a change of grain dimensions in the directions radial and parallel to extrusion/drawing, causing in consequence lowering of distance between – located parallel to extrudate axis – particles „rows” (Fig. 3a, 3b). The particles fragmentation, induced by cracking in large defor-

mentacja wydzielen, wywołana pękaniem w warunkach dużego odkształcenia, może powodować wzrost odległości między nimi. Wraz ze wzrostem wielkości odkształcenia maleje wielkość komórek dyslokacyjnych i rośnie gęstość dyslokacji w podgranicach (rys. 3c, 3d), a zatem – jak wiadomo – rośnie także sumaryczna zmagazynowana energia odkształcenia plastycznego.

mation conditions, may cause the increment of distance between them. With the rising deformation degree, the size of dislocation cells decreases and the dislocation density in sub-boundaries increases (Fig. 3c, 3d). Thus – as it is known – the total stored energy of plastic deformation also increases.



Rys. 3. Mikrostruktura prasówki ze stopu AA7010 odkształconej drogą ciągnięcia ze 5% (a, c) i 67% (b, d); obserwacje SEM BSE (a, b) i TEM (c, d)

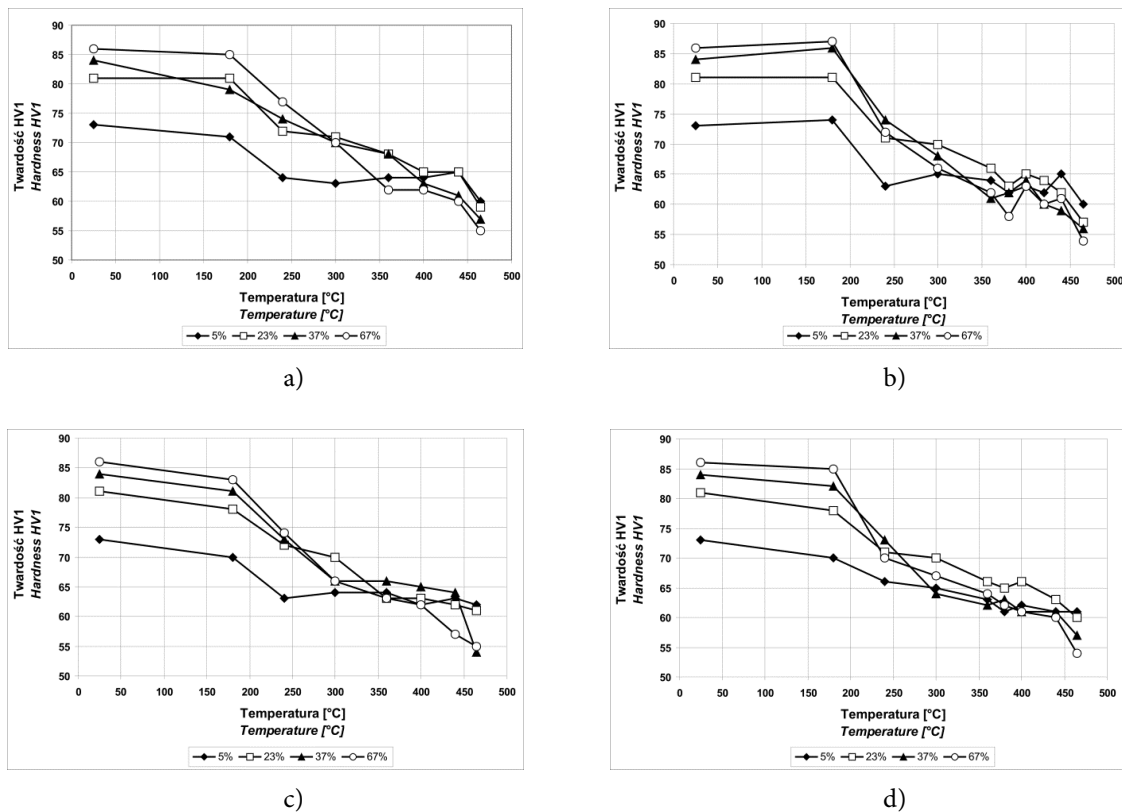
Fig. 3. Microstructure of the AA7010 alloy extrudate deformed in drawing process with area reduction of 5% (a, c) and 67% (b, d); observations: SEM BSE (a, b) and TEM (c, d)

3.3. Własności mechaniczne i struktura wyżarzonych prętów

Wstępne badania wpływu gniotu i temperatury wyżarzania na własności mechaniczne próbek z prętów AA7010 wykonano przy użyciu testów twardości. Na rys. 4 przedstawiono rezultaty pomiarów twardości dla obu wariantów wyżarzania i jedynie dwu – krańcowych – czasów wyżarzania (1 h i 10 h), pomijając dane dla 5 h ze względu na znaczne podobieństwo pokazanych zależności.

3.3. Mechanical properties and microstructure of the annealed rods

The preliminary investigations of the strain value and annealing temperature influence on the mechanical properties of the AA7010 rods samples, were based on hardness tests. In the Fig. 4, the hardness measurements results for both annealing variants and two extreme soaking times (1 h and 10 h) are presented, the data for samples soaked for 5 h were omitted due to considerable similarity to shown relationships.



Rys. 4. Wpływ gniotu, temperatury i czasu wyżarzania na twardość prętów ze stopu AA7010; wyżarzanie wg. wariantu 1 (a, b) i wariantu 2 (c, d); czas wyżarzania: (a, c) 1 h; (b, d) 10 h

Fig. 4. The influence of strain value (reduction area) as well as soaking temperature and time on the hardness of the AA7010 alloy rods; annealing variants: 1 (a, b) and 2 (c, d); soaking time: (a, c) 1 h; (b, d) 10 h

Z przedstawionych relacji twardość–temperatura wyżarzania (HV1 vs T) można stwierdzić, że:

- twardość prętów po ciągnięciu rośnie z ~ 73 do ~ 86 HV1 przy wzroście odkształcenia z 5% (pręty G5) do 67% (pręty G67);
- zmiany twardości w funkcji temperatury wyżarzonych prętów mają dwu- lub trzystopniowy przebieg zmienności;
- bez względu na zastosowany wariant wyżarzania, twardość prętów znacząco maleje po wyżarzaniu w temperaturze powyżej 200°C , stabilizuje się przy ok. 63–65 HV1 w wyniku wyżarzania w zakresie temperatury $360\text{--}440^{\circ}\text{C}$, zaś ponowny spadek twardości do ~ 55 HV1 występuje zazwyczaj dopiero po wyżarzaniu w temperaturze wyższej (465°C);
- ani istotne zróżnicowanie prędkości nagrzewania (wariant 1 i 2), ani znacząco różny czas wyżarzania (1 h i 10 h) praktycznie nie wykazały istotnego wpływu na przebieg krzywych HV1 vs T i wartość mikrotwardości badanych prętów.

On the basis of presented relationships hardness–annealing temperature (HV1 vs T) it may be stated that:

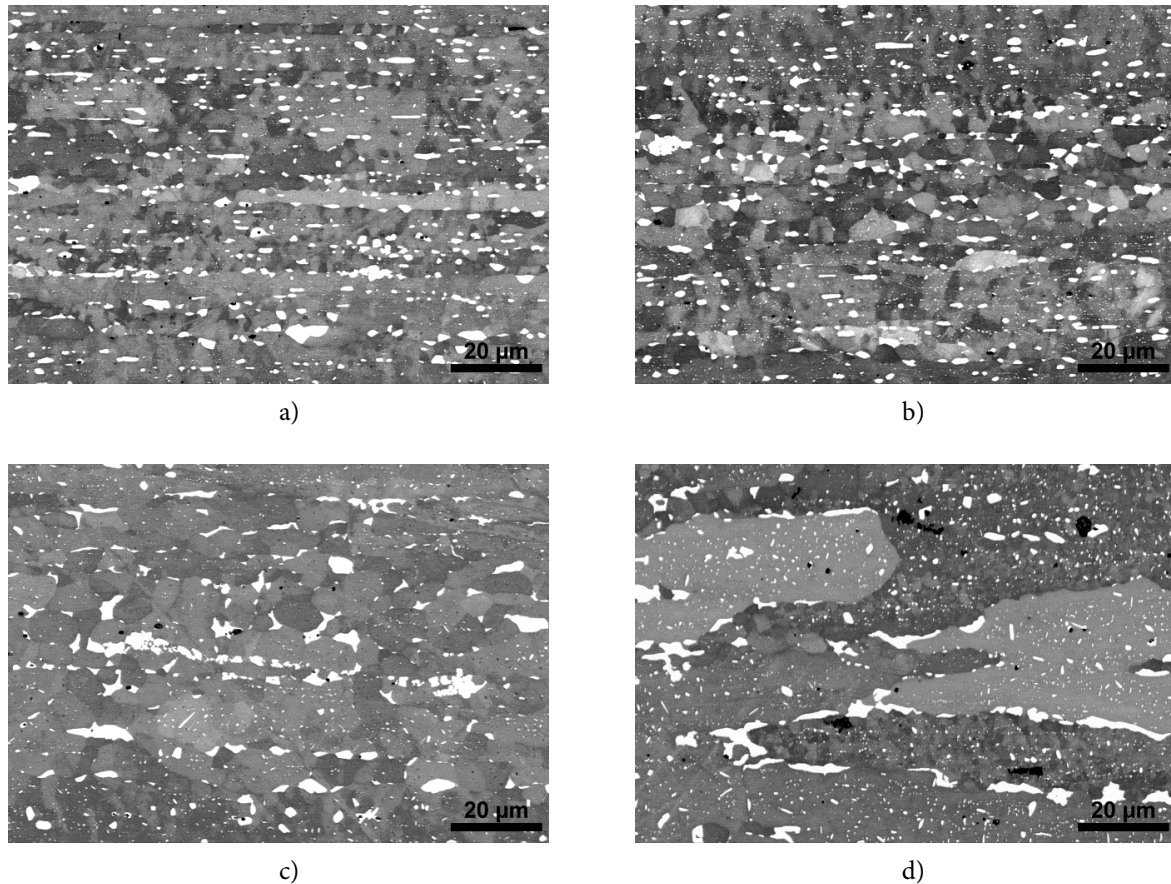
- the drawn rods hardness rises from ~ 73 to ~ 86 HV1 with the area reduction increment from 5% (G5 rods) to 67% (G67 rods);
- the annealed rods hardness changes in relationship to temperature, have two- or three-stage course;
- regardless of the annealing variant, the rods hardness considerably decreases after annealing at the temperature above 200°C , stabilizes at about 63–65 HV1 in a result of annealing in the temperature range of $360\text{--}440^{\circ}\text{C}$, and the second hardness drop, to ~ 55 HV1, occurs usually after annealing at the higher temperature (465°C);
- neither substantial variation in heating rate (variant 1 and 2) nor considerably different soaking time (1 h and 10 h) show significant influence on the course of HV1 vs T relationships and the investigated rods microhardness value.

Jednoznaczna interpretacja przebiegów HV1 vs T, w szczególności występujące plateau twardości i spadki twardości prętów wyżarzonych w wysokich temperaturach – wymagały weryfikacji strukturalnej. Na rys. 5–7 przedstawiono wyniki obserwacji strukturalnych (BSE) przekrojów wzdłużnych prętów stopu AA7010 wyżarzonych wg wariantu 2. Jakościowo są one w pełni zbieżne z tymi, jakie uzyskano dla próbek żarzonych wg wariantu 1.

W przypadku pręta G5, wyżarzanie w zakresie temperatury do 300–360°C prowadzi zasadniczo jedynie do procesów zdrowienia i charakterystycznej w stopach aluminium „fragmentaryzacji” ziaren. Formowanie poligonalnych podgranic struktury odbywa się m.in. w kierunku prostopadłym do osi pręta i często obserwuje się podgranicie, które sugerują ich pozornie ciągły przebieg przez kilka sąsiadujących „starych ziaren” (rys. 5a). Wyżarzanie w temperaturze z zakresu 400–440°C, prowadzi do radykalnej zmiany struktury pręta G5 (rys. 5b, 5c); polega ona na istotnym wzroście udziału w strukturze ziaren równoosiowych – od niewielkiego po żarzeniu w 400°C, aż po dominację równoosiowych ziaren po wyżarzeniu w 440°C. Wzrost ziaren następuje głównie w kierunku promieniowym pręta, co w konsekwencji skutkuje zmianą dystrybucji równowagowych faz czynnych – wydzielenia są widoczne nie tylko na granicach ziaren równoległych do osi pręta. Towarzyszy temu znaczące zmniejszenie ilości „rzędków” wydzieleni (rys. 5b, 5c). Formowanie ziaren równoosiowych jest efektem rekrytalizacji, zachodzącej prawdopodobnie drogą koalescencji podziaren (poligonów) i lokalnej migracji granic szerokokątowych, hamowanej przez wydzielenia (rys. 5b, 5c). Podwyższenie temperatury wyżarzania do 465°C intensyfikuje rozrost ziaren zarówno w kierunku osiowym (wymiar ziaren w tym kierunku przekracza nawet 100 μm), jak i promieniowym pręta (rys. 5d). Rozpuszczanie drobnych wydzieleni czynnych ułatwia migrację granic, a ich koagulacja na granicach ziaren skutkuje dalszą heterogenizacją dystrybucji wydzieleni fazy czynnej. Warto jednak zwrócić uwagę, że nawet w gruboziarnistej strukturze próbki G5, wyżarzanej w 465°C, część z ziaren wciąż zawiera wyraźnie widoczną poligonalną podstrukturę (rys. 5d).

The univocal interpretation of HV1 vs T courses, in particular observed hardness plateau as well as hardness drops after rods high-temperature annealing, demanded the structural verification. In the Fig. 5–7, the structural (BSE) observations results of longitudinal cross-sections of the AA7010 alloy rods annealed in variant 2, are presented. Qualitatively they are fully consistent with those obtained for samples annealed in variant 1.

In the case of G5 rod, annealing in the temperature range up to 300–360°C induces actually only recovery processes and grains ‘fragmentation’, characteristic of aluminum alloys. The polygonal sub-boundaries formation occurs among others in the direction perpendicular to rod axis and often sub-boundaries are observed, which may be seemingly found to be continuous through several neighbouring „old grains” (Fig. 5a). The annealing at the temperature range of 400–440°C, leads to an essential change of G5 rod microstructure; it is manifested by the considerable increase of equiaxial grains fraction in the structure – from slight after annealing at the temperature of 400°C, to a domination of equiaxial grains after annealing at 440°C. The grains growth takes place mainly in the radial direction of the rod, which in consequence results in the change of equilibrium active phases distribution – the precipitates are observed not only at the grains boundaries parallel to rod axis. It is accompanied by a significant decrease of precipitates „rows” number (Fig. 5b, 5c). The equiaxial grains formation is an effect of recrystallization, probably taking place through the subgrains (polygons) coalescence and local wide-angle boundaries migration, restrained by precipitates (Fig. 5b, 5c). The increase of annealing temperature to 465°C intensifies grains growth in both directions of the rod, axial (grains dimension along this direction exceeds even 100 μm) and radial (Fig. 5d). The fine active precipitates dissolution facilitates boundaries migration, and their coagulation at grains boundaries results in further heterogenization of active phase precipitates distribution. However, it is worth mentioning that even in the coarse-grained structure of the G5 sample, annealed at 465°C, part of the grains still contains clearly visible polygonal substructure (Fig. 5d).



Rys. 5. Mikrostruktura pręta G5 ze stopu AA7010 po wyżarzeniu w temperaturze 300°C (a); 400°C (b); 440°C (c) i 465°C (d); wariant 2 nagrzewania; czas żarzenia 5 h

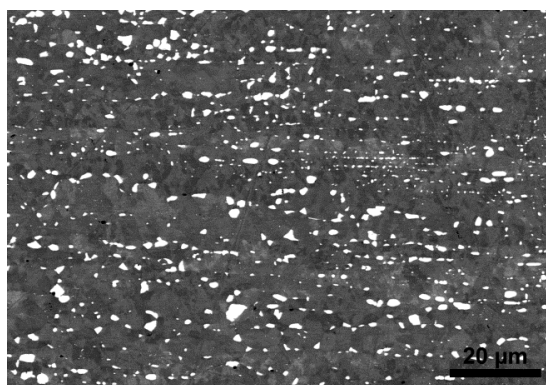
Fig. 5. Microstructure of the G5 sample of AA7010 alloy, annealed at the temperature of 300°C (a); 400°C (b); 440°C (c) and 465°C (d); heating variant 2; soaking time 5 h

Sekwencja zmian struktury wyżarzanych próbek ze stopu AA7010, poddanych większym deformacjom (23% i 37%) jest odmienna od tej dla próbek G5. Na rys. 6 pokazano typowe przykłady obrazów struktury prętów G23 wyżarzonych w temperaturze 300, 360, 440 i 465°C. Efekty częściowej rekrytalizacji stopu obserwuje się w tych prętach już po wyżarzeniu w temperaturze 360°C (rys. 6b). Pojedyncze, tworzące się wyniku rekrytalizacji ziarna mają cylindryczny kształt, ich długość sięga nawet 100 µm, a wymiar poprzeczny nie przekracza 10 µm. Widoczny lokalnie falisty przebieg granic jest ewidentnie wynikiem blokowania migracji granic przez wydzielania, utworzone przed procesem wyciskania. Duże wydzielania obecne są również we wnętrzu tych ziaren (rys. 6b). Wydłużony kształt ziaren może być wynikiem dwu procesów: skutecznego hamowania migrującej granicy na „rzędkach” gęsto ułożonych wydzieleni, usytuowanych równo-

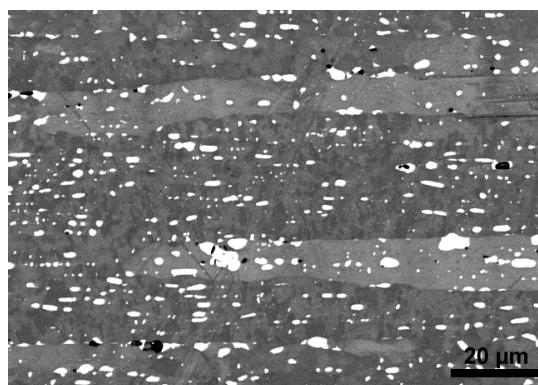
The sequence of structure changes of the annealed AA7010 alloy samples, subjected to higher deformation degrees (area reduction of 23 and 37%), is different from described for the G5 samples. In the Fig. 6, the typical structure images examples of the G23 rods, annealed at the temperatures of 300, 360, 440 and 465°C, are shown. The effects of partial alloy recrystallization are observed in these rods already after annealing at the temperature of 360°C (Fig. 6b). The single grains, forming in a result of recrystallization, have a cylindrical shape, their length reaches even 100 µm and perpendicular dimension does not exceed 10 µm. The locally visible, corrugated boundaries shape, is evidently a result of boundaries migration blocking by the particles formed prior to extrusion process. The large particles are also present in these grains interiors. The elongated grains shape may be a result of the two processes. One of them is an efficient retarding of migrating

legle do kierunku wyciskania/ciągnięcia oraz procesu zarodkowania rekrytalizacji przez lokalną migrację krótkich odcinków granicy dużego, silnie odkształconego ziarna, co powoduje, że zarodki rekrytalizacji charakteryzują się podobną orientacją krystalograficzną. Po ich połączeniu się powstaje obraz dużego, wydłużonego ziarna, bez zauważalnych na zglądzie metalograficznym podgranic, które mogą rozdzielać sąsiednie obszary ziarna. Udział ziaren zrekrystalizowanych w takiej „mieszanej” (częściowo zrekrystalizowanej) strukturze stopniowo rośnie wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania do 400°C (rys. 6c). Wyżarzanie w wysokiej temperaturze (440 i 465°C) prowadzi do formowania dużych ziaren, o długości przekraczającej 100 µm i szerokości 20–30 µm (rys. 6d). Warto zwrócić uwagę na znaczącą różnicę między obrazami struktury przedstawionymi na rys. 6c i 6d. Porównanie tych struktur prowadzi do wniosku, że wyżarzanie w 465°C powoduje niemal całkowity zanik „rzędków” wydzielań, wcześniej obserwowanych równoległe do osi pręta, a także do zauważalnej zmiany ich dystrybucji – dominacji dużych wydzielań o kształcie płytek usytuowanych na granicach ziaren zrekrystalizowanych. Można przyjąć, iż takiej zmianie morfologii ulegają wydzielenia fazy czynnej, w odróżnieniu od wydzielań faz biernych, jakie występuje we wnętrzu tych ziaren w postaci wspomnianych „rzędków” (np. rys. 6d). Wciąż jeszcze, mimo tak wysokiej temperatury wyżarzania, pozostają w strukturze niewielkie obszary, które nie uległy rekrytalizacji, chociaż wykazują one zmiany struktury typowe dla procesu poligonizacji (np. rys. 6d).

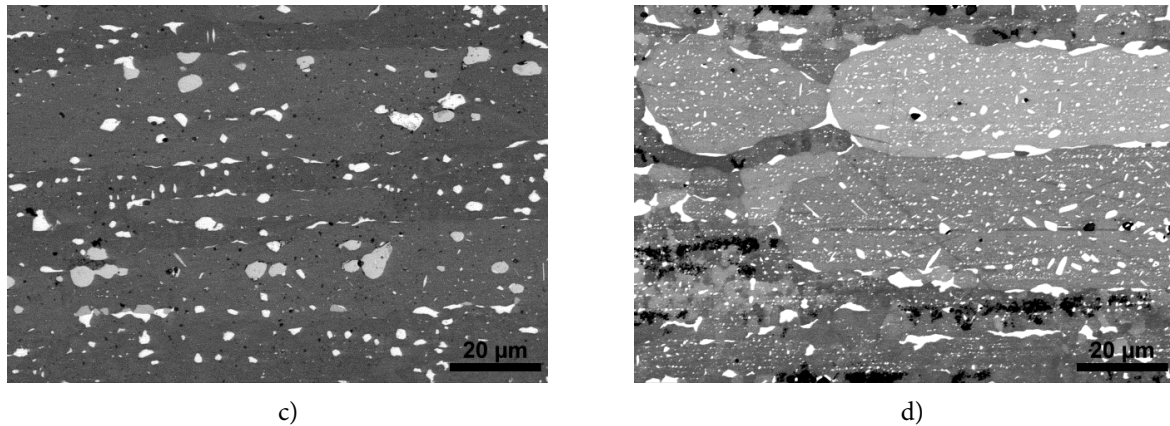
boundary on „rows” of dense distributed particles, located parallel to extrusion/drawing direction. The second one is a recrystallization nucleation by local migration of short boundary segments of large, strongly deformed grain, it results in similar recrystallization nuclei orientation. After their aggregating, the image of large, elongated grain is formed, without visible on metallographic polished cross-section sub-boundaries, which can separate the neighbouring grains. The recrystallized grains fraction in such „mixed” (partially recrystallized) structure, gradually rises with the annealing temperature increase up to 400°C (Fig. 6c). The high temperature annealing (440 and 465°C) leads to formation of large grains, having length exceeding 100 µm and width of 20–30 µm (Fig. 6d). The attention should be paid to a considerable difference between structure images presented in the Fig. 6c and 6d. These structures comparison leads to a conclusion that the annealing at the temperature of 465°C causes nearly full disappearance of the particles „rows”, earlier observed parallel to rod axis, and also to the noticeable change in their distribution – predomination of the large, plate-shaped particles, situated on recrystallized grains boundaries. It may be assumed that the active phase precipitates are subjected to this morphology change, in contrary to passive phases particles, which are observed in these grains interiors in the form of mentioned „rows” (e.g. Fig. 6d). In spite of such a high annealing temperature, in the structure are still small areas left, which did not undergo the recrystallization, although they exhibit a structure changes typical of a polygonization process (e.g. Fig. 6d).



a)



b)

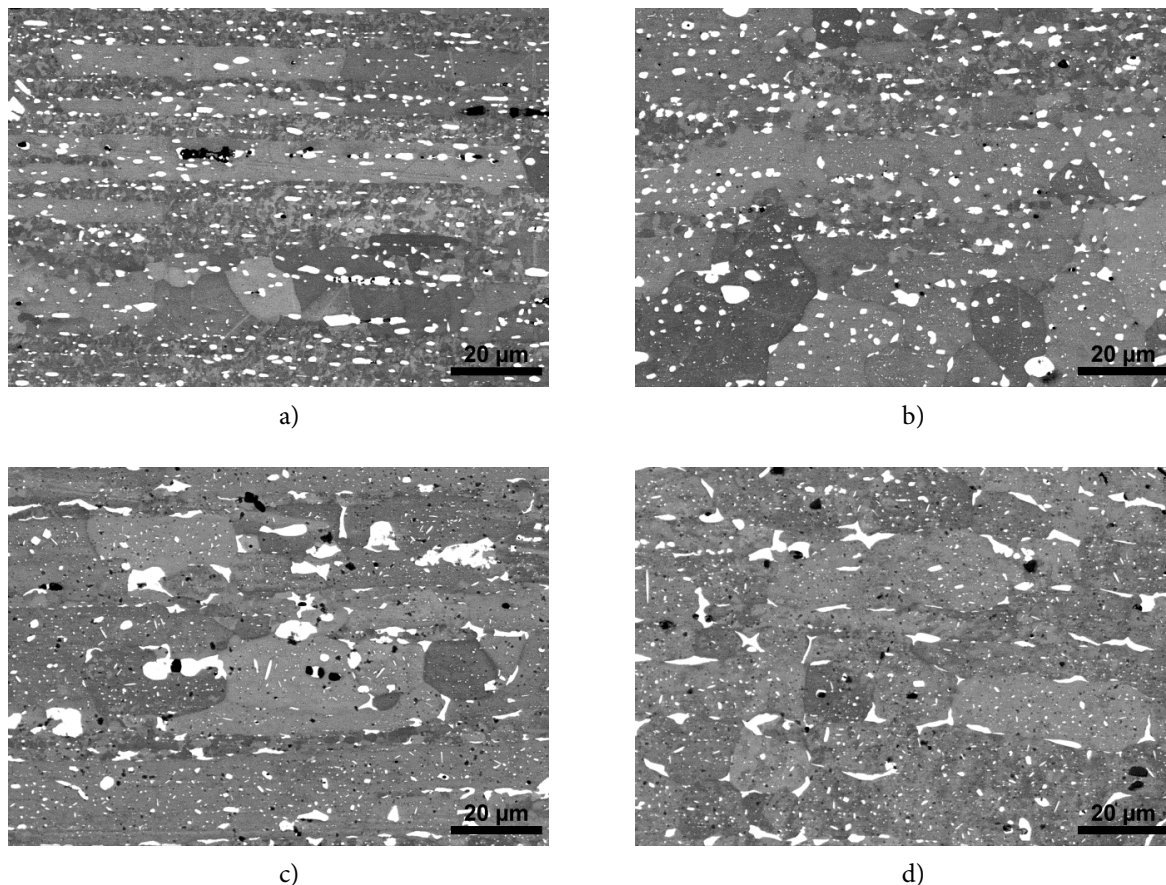


Rys. 6. Mikrostruktura pręta G23 ze stopu AA7010 po wyżarzeniu w temperaturze 300°C (a); 360°C (b); 440°C (c) i 465°C (d); wariant 2 nagrzewania; czas żarzenia 5 h

Fig.6. Microstructure of the G23 rod of AA7010 alloy, after annealing at the temperature of 300°C (a); 360°C (b); 440°C (c) and 465°C (d); heating variant 2; soaking time 5 h

Proces rekrytalizacji w próbkach G67 jest znacznie przyspieszony w porównaniu do tych poddanych mniejszej deformacji. Już po wyżarzeniu w temperaturze 300°C w strukturze próbek obserwuje się sporadycznie równoosiowe ziarna, przy czym dominują w niej ziarna wydłużone adekwatnie do wielkości odkształcenia. We wnętrzu zarówno obszarów odkształconego, jak i zrekrystalizowanego stopu widoczne są „rzędkie” drobnych wydzieleni, a także podziarna, utworzone w wyniku zdrowienia (rys. 7a). Wzrost temperatury wyżarzania do 400 i 440°C sprzyja formowaniu zarówno ziarn równoosiowych, jak i wydłużonych, zanikowi podziaren, zmianie w rozkładzie dużych wydzieleni, połączonym z ich koagulacją na granicach ziarn zrekrystalizowanych, a także eliminacji w znaczącym stopniu „rzędków” wydzieleni (rys. 7b, 7c). Wyżarzanie w 465°C prowadzi do formowania ziarn o znacznie mniejszej anizotropii kształtu (lokalnie nawet równoosiowych), a także – podobnie jak w próbkach poddanych mniejszej deformacji – niemal całkowitego zaniku „rzędków” wydzieleni i radykalną zmianę dystrybucji wydzieleni (rys. 7d).

The recrystallization process in the G67 samples, is significantly accelerated in comparison to those subjected to lower deformation. Already after annealing at the temperature of 300°C, in the samples structure equiaxial grains are occasionally observed, while grains elongated adequately to deformation degree predominate. In the interiors of both, deformed and recrystallized alloy areas, the fine particles „rows” as well as subgrains formed in the result of recovery, are visible (Fig. 7a). The annealing temperature increase to 400 and 440°C promotes forming of both, equiaxial and elongated grains, subgrains disappearance, change in large particles distribution, combined with their coagulation on recrystallized grains boundaries as well as, to an significant extent, particles “rows” elimination (Fig. 7b, 7c). Annealing at the temperature of 465°C leads to forming of grains with essentially smaller shape anisotropy (locally even equiaxial), as well as – similarly as in the samples subjected to lower deformation – nearly full disappearance of the particles „rows” and radical change of particles distribution (Fig. 7d).

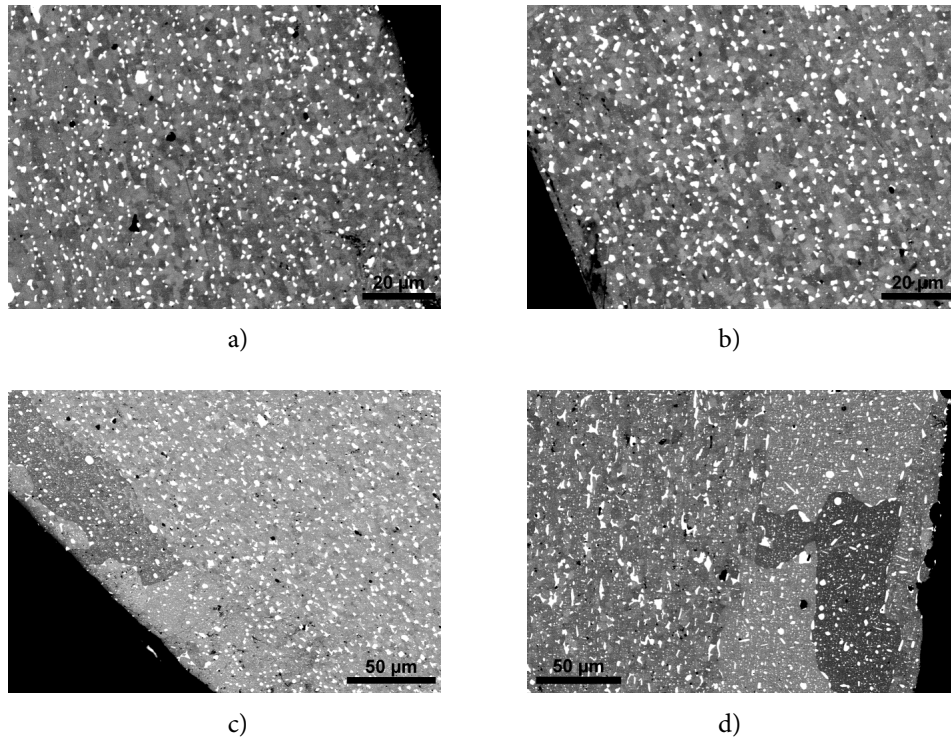


Rys. 7. Mikrostruktura pręta G67 ze stopu AA7010 po wyżarzeniu w temperaturze 300°C (a); 400°C (b); 440°C (c) i 465°C (d); wariant 2 nagrzewania; czas żarzenia 5 h

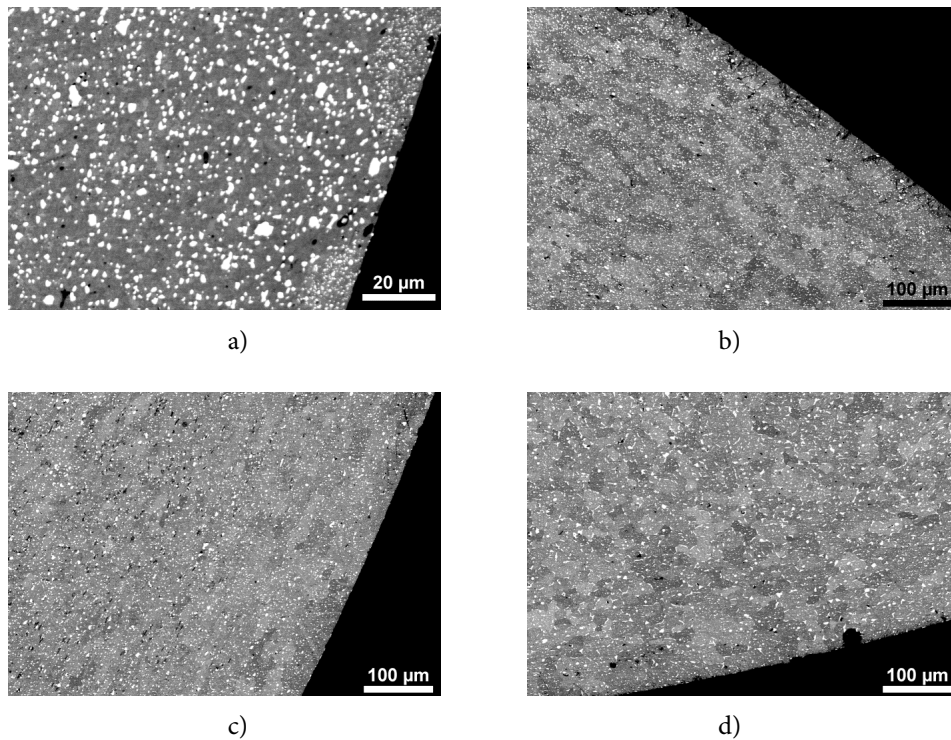
Fig. 7. Microstructure of the G67 rod of AA7010 alloy, after annealing at the temperature of 300°C (a); 400°C (b); 440°C (c) and 465°C (d); heating variant 2; soaking time 5 h

Jak już wspomniano we wstępie, istotne znaczenie dla procesu wyżarzenia na stan O prętów ze stopu AA7010 ma eliminacja obwódki grubokrystalicznej. W tym celu prowadzono obserwacje powierzchni przekrojów poprzecznych prętów bezpośrednio po ciągnięciu oraz po wyżarzeniu. Wyniki badań wykonanych na próbkach wyżarzanych wg wariantu 2 w temperaturze z zakresu 360–440°C pokazano na rys. 8 i 9. W przypadku pręta G5, wyżarzenie w temperaturze 400 i 440°C prowadzi do powstania obwódki grubokrystalicznej o grubości, odpowiednio, ok. 30 i 100 µm (rys. 8c, 8d). Nie wielką tendencją do formowania obwódki obserwowano w próbkach G23 i G37 po żarzeniu w 440°C, natomiast obwódki takiej nie stwierdzono w wyżarzonych prętach G67 (rys. 9).

As it was already mentioned in the introduction, avoiding of the peripheral coarse grains layer (PCG) formation is important for a process of the AA7010 alloy rods annealing to the O temper. Thus, perpendicular metallographic rods cross-sections were observed directly after drawing as well as after annealing. The examinations results for the samples annealed in variant 2 at the temperature from the range of 360–440°C are shown in the Fig. 8 and 9. In the case of G5 rod, annealing at the temperature of 400 and 440°C leads to the peripheral coarse grains layer formation, with the thickness of about 30 and 100 µm respectively (Fig. 8c,d). The slight tendency of the PCG to form was observed in the G23 and G37 samples after annealing at the temperature of 440°C, whereas this defect was not found in the annealed G67 rods (Fig. 9).



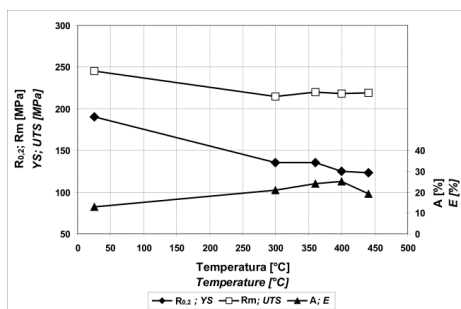
Rys. 8. Mikrostruktura pręta G5 po ciągnięciu (a) oraz po wyżarzaniu w temperaturze 360°C (b); 400°C (c) i 440°C (d); wariant 2 wyżarzania; czas wyżarzania 5 h; przekrój prostopadły do osi pręta
 Fig. 8. Microstructure of the G5 rod after drawing (a) and after annealing at the temperature of 360°C (b); 400°C (c) and 440°C (d); annealing variant 2; soaking time 5 h; cross-section perpendicular to rod axis



Rys. 9. Mikrostruktura pręta G67 po ciągnięciu (a) oraz po wyżarzaniu w temperaturze 360°C (b); 400°C (c) i 440°C (d); wariant 2 wyżarzania; czas wyżarzania 5 h; przekrój prostopadły do osi pręta
 Fig. 9. Microstructure of the G67 rod after drawing (a) and after annealing at the temperature of 360°C (b); 400°C (c) and 440°C (d); annealing variant 2; soaking time 5 h; cross-section perpendicular to rod axis

3.4. Własności mechaniczne prętów w stanie O i T6

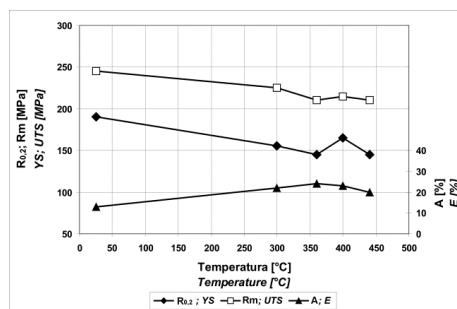
Przedstawione na rys. 5–9 zmiany strukturalne (kształtu i wielkości ziarna oraz dystrybucji i morfologii wydzieleni fazowych), zachodzące w wyniku wyżarzania w prętach ze stopu AA7010, skłaniają do zadania pytania: czy – i jeśli tak, to w jakim stopniu – wpływają one na ich własności wytrzymałościowe i plastyczne zarówno w stanie O (który – jak wspomniano – jest wykorzystywany przy formowaniu plastycznym wyrobów z tych stopów), jak i w stanie T6, tzn. związanych z finalnymi własnościami wyrobów. W badaniach tych zawężono zakres temperatury wyżarzania do 300–440°C dla prętów G5 i do 360–440°C dla pozostałych prętów. Przykładowe wyniki testów rozciągania prętów G5, G23 i G67 w stanie O, wyżarzonych wg wariantu 1 i 2 pokazano na rys. 10. Umieszczone na wykresach wartości $R_{0,2}$, R_m i A , odpowiadające temperaturze 25°C reprezentują cechy mechaniczne prętów w stanie po ciągnięciu. Można stwierdzić, że R_m prętów w stanie O w niewielkim stopniu zależy od warunków wyżarzania i mieści się w zakresie od nieco ponad 200 do ok. 225 MPa. Także wartości $R_{0,2}$ prętów nie różnią się znacząco i wynoszą zazwyczaj od ok. 140 do ponad 150 MPa, sporadycznie jedynie osiągają niższą wartość ok. 125 MPa, jak w przypadku prętów G67 (rys. 10f). Porównanie danych pokazanych na rys. 10a, 10c, 10e i rys. 10b, 10d, 10f prowadzi do wniosku, iż generalnie nieco niższe wartości $R_{0,2}$ wykazują pręty wyżarzane wg wariantu 2 (tzn. przy zastosowaniu szybkiego nagrzewania). Cechą praktycznie niezależną od warunków wyżarzania jest natomiast plastyczność; wszystkie badane pręty wykazują dobrą plastyczność, a wartość wydłużenia w próbie rozciągania (A) wynosi co najmniej 20%.



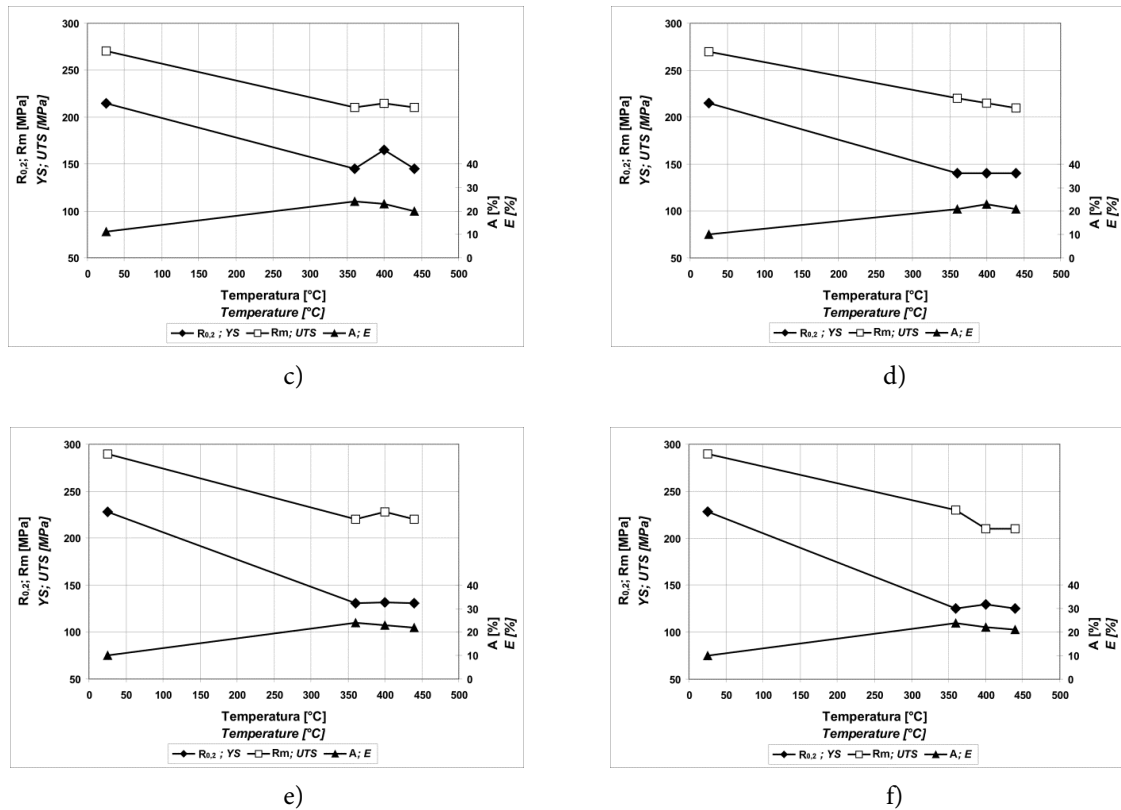
a)

3.4. The rods mechanical properties in the O and T6 temper

The presented in the Fig. 5–9 structural changes (of grain shape and size as well as phase particles morphology and distribution), occurring in a result of the AA7010 alloy rods annealing, encourage to asking the question: Do they – and supposing yes, then to what extent – influence the strength and plastic properties in the O temper (which is – as it was mentioned – utilized during plastic forming of these alloys products) and in the T6 temper, i.e. associated with final products properties. In these investigations, the annealing temperature range was narrowed to 300–440°C for the G5 rods, and to 360–440°C for the remaining rods. The exemplary tensile tests results for the G5, G23 and G67 rods in the O temper, annealed in variant 2, are shown in the Fig. 10. The depicted in the charts values of the YS, UTS and E, corresponding to the temperature of 25°C, represent mechanical features of the rods in as-drawn state. It may be stated that the rods UTS in the O temper to small extent depends on the annealing conditions and falls in the range from slightly above 200 MPa to about 225 MPa. Likewise, the YS values do not differ essentially and usually are in the range from 140 to over 150 MPa, only occasionally touch the lower value, about 125 MPa, like in the case of the G67 rods (Fig. 10f). The comparison of data shown in the Fig. 10a, 10c, 10e and Fig. 10b, 10d, 10f leads to conclusion that, in general, slightly lower YS values are obtained for the rods annealed in variant 2 (i.e. with rapid heating). The feature practically uninfluenced by the annealing conditions is plasticity. It is found to be sufficient for the all investigated rods, the elongation (E) values noted in tensile tests are at least 20%.



b)



Rys. 10. Wpływ gniotu i temperatury wyżarzania na własności mechaniczne prętów AA7010 w stanie O; wariant 1 wyżarzania (a, c, e); wariant 2 wyżarzania (b, d, f); czas wyżarzania 5 h; gniot: (a, b) 5%; (c, d) 23%; (e, f) 67%

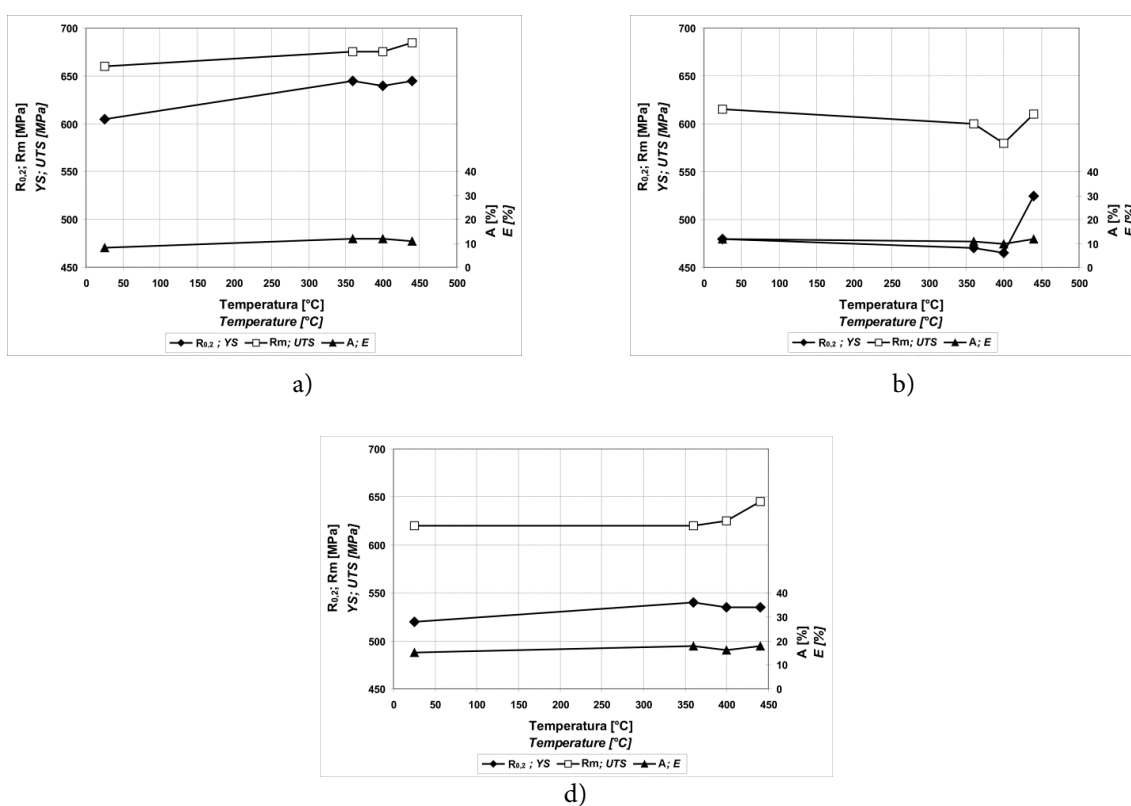
Fig. 10. Effect of deformation degree and annealing temperature on the mechanical properties of the AA7010 alloy rods in the O temper; annealing variant 1 (a, c, e) and 2 (b, d, f); soaking time 5 h; strain value by drawing: (a, b) 5%; (c, d) 23%; (e, f) 67%

Własności mechaniczne prętów G5, G23 i G67 w stanie T6 w funkcji temperatury wcześniejszego wyżarzania na stan O (wg wariantu 2) przedstawiono na rys. 11. Wyniki przy temperaturze 25°C odnoszą się do wartości uzyskanych dla prętów poddanych obróbce cieplnej na stan T6 bezpośrednio po procesie ciągnięcia (tzn. z pominięciem procesu wyżarzania na stan O). Z rys. 11 wynika, że najwyższe własności wytrzymałościowe w stanie T6 osiągają pręty G5, dla których wartość R_m sięga 680 MPa, zaś $R_{0,2}$ jest bliskie 650 MPa (rys. 11a). Wszystkie pozostałe pręty wykazują nieco mniejszą wytrzymałość (R_m co najwyżej 630 MPa) oraz znacznie niższą granicę plastyczności (nie więcej niż 550 MPa) (rys. 11b, 11c). Zwraca uwagę, że próbki G67, w których – po nagraniu do temperatury przesycania 465°C – obserwuje się duże zmiany struktury wywołane rekrytalizacją (rys. 7d) – wykazują największą plastyczność – wartość A sięga wówczas 20%, podczas, gdy w pozostałych prętach, o „mieszanej” strukturze, wartość A nie przekracza 12% (rys. 11a, 11b). Wyższe własności

The mechanical properties of the G5, G23 and G67 rods in the T6 temper, in relationship to a temperature of preceding annealing to the O temper (in variant 2), are shown in the Fig. 11. The results shown for the temperature of 25°C refer to the values obtained for the rods heat treated to the T6 temper directly after drawing process (i.e. with omitted annealing to the O temper). From the Fig. 11 it may be concluded that the highest mechanical properties in the T6 temper have the G5 rods, for which the UTS reaches 680 MPa and the YS is close to 650 MPa (Fig. 11a). The all remaining rods exhibit slightly lower strength (the UTS at most 630 MPa) and significantly lower proof strength (the YS below 550 MPa) (Fig. 11b, 11c). It should be noted that the G67 samples, for which – after solution heat treatment at the temperature of 465°C – the considerable structure changes caused by recrystallization are observed (Fig. 7d), exhibit the highest plasticity. The elongation (E) reaches 20% for these samples, whereas for the remaining rods, with „mixed” structure, the elongation doesn't exceed

wytrzymałościowe w stanie T6 uzyskane dla prętów G5 niż dla prętów o większej deformacji (G23, G37 i G67) nie są zaskoczeniem. W utwardzanych wydzieleniowo stopach Al często obserwuje się wyższe własności wytrzymałościowe prasówki w stanie T6 niż w przypadku starzonych blach, czy walcowanych kształtowników np. [11]. Przepuszczalnie jest to związane ze stabilnością podstruktury stopów formowanej podczas procesu wyciskania [12], która ulega zanikowi wskutek rekrytalizacji dopiero po zastosowaniu większej deformacji na zimno poprzedzającej zabieg wyżarzania.

12% (Fig. 11a,b). The higher strength properties of the G5 rods in the T6 temper, than obtained for the rods subjected to greater deformation (G23, G37 and G67), are not surprising. In precipitation hardened aluminium alloys, the higher strength properties of extrudates in the T6 temper, in comparison to aged sheets or rolled profiles, are often observed, e.g. [11]. It is probably related to a stability of alloys substructure, formed during extrusion process [12], which disappears in a result of recrystallization only after higher cold deformation preceding annealing.



Rys. 11. Własności mechaniczne prętów ze stopu AA7010 w stanie T6 w funkcji temperatury uprzedniego wyżarzania na stan O wg wariantu 2; czas wyżarzania 5 h; gniot: a) 5%; b) 23%; c) 67%

Fig. 11. Mechanical properties of the AA7010 alloy rods in the T6 temper, in relationship to temperature of preceding annealing to the O temper in variant 2; soaking time 5 h; strain value by drawing: a) 5%; b) 23%; c) 67%

4. DYSKUSJA

Jak już wspomniano, na proces rekrytalizacji prętów ze stopu AA7010 może mieć wpływ nie tylko wielkość deformacji plastycznej przed wyżarzaniem, ale także dystrybucja stabilnych termicznie wydzieleń faz biernych oraz temperaturowo i czasowo zmienna dystrybucja i morfo-

4. DISCUSSION

As it was already mentioned, a recrystallization process of the AA7010 alloy rods may be influenced not only by a degree of deformation preceding annealing, but also by thermally stable passive phases particles distribution, as well as by active phase precipitates distribution and morfo-

fologia wydzieleni fazy czynnej. Aby uzyskać odpowiedź na pytanie o czynniki determinujące przebieg rekrytalizacji w badanych prętach ze stopu AA7010, należy odwołać się do wyników badań kalorymetrycznych, dylatometrycznych i strukturalnych, które przeprowadzono na tych samych wyciskanych i ciągnionych prętach ze stopu AA7010 [12]. W wymienionej pracy wykazano, że podczas nagrzewania próbek ze stałą prędkością ($5^{\circ}\text{C}/\text{min}$), proces rozpuszczania fazy czynnej MgZn_2 rozpoczyna się w temperaturze ok. 270°C , maksymalną intensywność osiąga w temperaturze $360\text{--}380^{\circ}\text{C}$ i jest bliski ukończenia dopiero w ok. 440°C . Ma to uzasadnienie w tym, że temperatura solvus równowagowego tego stopu wynosi ok. 410°C . Analiza obrazów struktur, pokazanych na rys. 5–7 wskazuje, iż procesy rekrytalizacji badanych prętów są silnie związane ze zmianami dystrybucji i morfologii wydzieleni fazy czynnej. Zmiany struktury stopu, wywołane zdrowieniem i częściową rekrytalizacją, przy zachowaniu cech struktury włóknistej oraz typowego dla takiej struktury liniowego rozkładu wydzieleni, obserwuje się po wyżarzaniu w temperaturze: 400°C w próbce G5, 360°C w próbce G23 i w 300°C w próbce G67 (odpowiednio rys. 5b, 6b, 7a). W tym ostatnim przypadku obserwuje się wprawdzie sporadycznie ziarna równoosiowe, ale zasadniczo włóknisty charakter struktury (w szczególności rozkład wydzieleni) jest zachowany. Z analizy wyżej wymienionych obrazów struktury próbek wynika, że „rządki” wydzieleni, ułożone równolegle do osi prętów, skutecznie wstrzymują migrację granic ziaren w kierunku promieniowym próbek. Zanik struktury włóknistej jest wynikiem wyżarzania w temperaturze wyższej, tzn. 440°C w przypadku próbek G5 i G23 oraz 400°C w próbce G67 (rys. 5c, 6c, 7b). W tych warunkach wyżarzania intensywny proces rozpuszczania wydzieleni fazy czynnej umożliwia przyspieszenie migracji frontów rekrytalizacji w kierunku promieniowym prętów. Równocześnie, o ile nie zostanie przekroczona wartość temperatury solvus, następuje także zmiana dystrybucji wydzieleni fazy czynnej i ich koagulacja na granicach ziaren. Jest oczywistym, że podobne działanie blokujące migrację granic ziaren wykazują również wydzielenia faz biernych, lecz ich wpływ jest niewielki ze względu na znikomy udział objętościowy tych

logy, varying with annealing time and temperature. In order to answer the question about factors determining the recrystallization course in the examined AA7010 alloy rods, it is necessary to refer to the results of calorimetric, dilatometric and structural investigations of the same extruded and drawn rods [12]. In the mentioned work it was demonstrated that during samples heating with the constant rate ($5^{\circ}\text{C}/\text{min}$), the active MgZn_2 phase dissolution process begins at the temperature of about 270°C , it reaches maximum intensity in the temperature range of $360\text{--}380^{\circ}\text{C}$ and it is close to completion at about 440°C . It is justified by the fact that the equilibrium solvus temperature of this alloy is about 410°C . An analysis of the structure images shown in the Fig. 5–7 indicates that recrystallization processes in the investigated rods are strongly associated to changes of the active phase precipitates distribution and morphology. The alloy structure changes, caused by recovery and partial recrystallization, with maintained fibrous structure features as well as typical of such a structure linear particles distribution, are observed after annealing at the temperatures of: 400°C in the G5 sample, 360°C in the G23 sample and 300°C in the G67 sample (Fig. 5b, 6b, 7a, respectively). Admittedly, in the last case, equiaxial grains are occasionally observed, but fundamentally, the fibrous structure character (in particular particles distribution) is maintained. On the basis of abovementioned structure images analysis it may be concluded that particles “rows”, distributed parallel to rods axis, efficiently retard grains boundaries migration in the radial direction. The fibrous structure disappearance is the result of annealing at the higher temperatures, i.e. 440°C in the case of G5 and G23 samples as well as 400°C in the G67 sample (Fig. 5c, 6c, 7b). In these annealing conditions, the intensive process of the active phase precipitates dissolution, enables acceleration of recrystallization fronts migration in the radial direction of the rods. Simultaneously, as long as the solvus temperature is not exceeded, the change of active phase precipitates distribution and their coagulation at grains boundaries takes place. It is obvious that the similar effect of grain boundaries migration obstruction exhibit also passive phases particles. However, their influence is slight, due to low volume fraction of these phases, in comparison

fazy w porównaniu do udziału objętościowego fazy czynnej. Niewykluczone jednak, że ich obecność zapobiega nadmiernemu rozrostowi ziaren w przypadku długiego (np. 10 h) czasu wyżarzania, zwłaszcza w temperaturze sprzyjającej całkowitemu rozpuszczeniu wydzieleni fazy czynnej.

Stwierdzony wpływ temperatury wyżarzania i wielkości gniotu na strukturę prętów (rys. 5–7) nie ma znaczącego wpływu na ich własności mechaniczne w stanie O, a także w stanie T6 (za wyjątkiem prętów G5) – rys. 4, 10, 11. Wynika to stąd, że zależność granicy plastyczności od wielkości ziarna (relacja Halla-Petcha) dla Al i jego stopów jest nieznaczna w porównaniu do innych metali i ich stopów. Istotne różnice w strukturze prętów, jakie występują po wyżarzaniu na stan O, także nie wpływają znacząco na własności mechaniczne prętów w stanie T6. Jest to zrozumiałe, ponieważ w tym przypadku cechy wytrzymałościowe utwardzanych wydzieleniowo stopów aluminium nie są determinowane przez wielkość ziarna/podziarna, lecz przede wszystkim przez dystrybucję prowydzieleni/wydzieleni faz umacniających (jakimi są η' i η w stopie AA7010).

5. WNIOSKI

1. Proces rekrytalizacji prętów ze stopu AA7010, wyżarzanych na stan O, jest kontrolowany przez dystrybucję i temperaturowy zakres stabilności wydzieleni fazy czynnej η (MgZn_2).
2. W czasie wyżarzania w temperaturze niższej od temperatury granicznej rozpuszczalności faz czynnych, liniowy rozkład „rzędków” wydzieleni fazy czynnej uniemożliwia migrację frontów rekrytalizacji w kierunku promieniowym prętów, co skutkuje formowaniem ziaren o dużej anizotropii kształtu i zachowaniem liniowego rozkładu wydzieleni fazy czynnej o istotnie zróżnicowanej wielkości.
3. Wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania do co najmniej 400°C , w wyniku istotnego przyspieszenia procesu rozpuszczania wydzieleni fazy czynnej, następuje uwolnienie frontów rekrytalizacji, a w konsekwencji formowanie ziaren o znacznie mniejszej anizotropii kształtu oraz zmiana dystrybucji i morfologii relatyw-

to active phase volume fraction. Nevertheless, it cannot be ruled out that their presence prevents the excessive grain growth in the case of long (e.g. 10 h) soaking times, especially at the temperature fostering full dissolution of active phase precipitates.

The stated influence of annealing temperature and deformation degree on the rods structure (Fig. 5–7), has no considerable effect on their mechanical properties in the O temper as well as in the T6 temper (with exception of G5 rods) – Fig. 4, 10, 11. It results from the fact that the relationship between proof strength and grain size (Hall-Petch relation) for aluminium and its alloys is weak, when compared to other metals and their alloys. The substantial differences in the rods structure, observed after annealing to the O temper, also do not significantly influence the rods mechanical properties in the T6 temper. It is understandable, since in this case, strength features of precipitation hardened aluminium alloys are not determined by a grain/subgrain size, but mostly by hardening phases pre-precipitates/precipitates distribution (which in the AA7010 alloy are the η' and η).

5. CONCLUSIONS

1. Recrystallization process of the AA7010 alloy rods, annealed to the O temper, is controlled by a distribution and temperature stability range of the active phase η (MgZn_2) precipitates.
2. During annealing at temperatures lower than the temperature of active phases solubility limit, the linear distribution of active phase precipitates “rows” precludes the recrystallization fronts migration in radial direction of rods, which results in formation of grains with considerable shape anisotropy as well as in maintaining of linear distribution of active phase precipitates with substantially differentiated size.
3. With the annealing temperature increase to at least 400°C , as a result of considerable acceleration of active phase precipitates dissolution process, a recrystallization fronts release takes place and, in consequence, formation of grains with significantly lower anisotropy as well as change of relatively large active phase precipita-

nie dużych wydzieleni fazy czynnej wskutek koagulacji na granicach ziarn.

4. Z przeprowadzonych badań wynika, że struktura badanych prętów w stanie O nie wpływa w istotny sposób na ich własności mechaniczne. Bez względu na wielkość odkształcenia plastycznego i warunki wyżarzania badane pręty wykazały: $R_{0,2}$ nie mniejsze niż 125–130 MPa, zaś R_m i A co najmniej, odpowiednio, 200 MPa i 20%.
5. Pręty te, poddane obróbce cieplnej na stan T6 – po uprzednim wyżarzaniu na stan O – również wykazały brak relacji między strukturą, a własnościami mechanicznymi, które wynoszą: $R_{0,2}$ i R_m nie więcej niż, odpowiednio, 550 i 630 MPa oraz A nie mniej niż 12%. Nieco wyższe własności wytrzymałościowe wykazują pręty poddane małemu odkształceniu (5%), prawdopodobnie z powodu względnej trwałości substruktury uformowanej podczas procesu wyciskania na gorąco.

tes distribution and morphology, due to their coagulation at grains boundaries.

4. On the basis of accomplished research it may be concluded that the investigated rods structure in the O temper does not significantly influence their mechanical properties. Regardless of the deformation degree and annealing conditions, the examined rods obtained the YS not lower than 125-130 MPa, and the UTS and E at least 200 MPa and 20%, respectively.
5. These rods, subjected to a heat treatment to the T6 temper – after preceding annealing to the O temper – also demonstrated a lack of relationship between the structure and the mechanical properties, which are: the YS and UTS at most 550 and 630 MPa respectively, the elongation E at least 12%. A slightly higher strength properties were noted for the rods subjected to small deformation (area reduction of 5%), probably due to relative stability of substructure formed during hot extrusion process.

PODZIĘKOWANIA

Badania zrealizowano w ramach pracy własnej.

ACKNOWLEDGEMENTS

Research conducted as a part of the AGH Work Program.

LITERATURA

- [1] Martin J.W. 1998. *Precipitation Hardening*. Oxford: Butterworth Heinemann.
- [2] Doherty R.D., D.A. Hughes, F.J. Humphreys, J.J. Jonas, D. Juul Jensen, M.E. Kassner, W.E. King, T.R. McNelley, H.J. McQueen, A.D. Rollett. 1997. „Current issue in recrystallization: a review”. *Materials Science and Engineering A238* (2): 219–274.
- [3] Humphreys F.J. 1977. „The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium”. *Acta Metallurgica* 25 (11): 1323–1344.
- [4] Humphreys F.J. 1979. „Local lattice rotations at second phase particles in deformed metals”. *Acta Metallurgica* 27 (12): 1801–1814.
- [5] Jazaeri H., F.J. Humphreys. 2004. „The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminium alloys: I – the deformed state”. *Acta Materialia* 52 (11): 3239–3250.
- [6] Jazaeri H., F.J. Humphreys. 2004. „The transition from discontinuous to continuous recrystallization

REFERENCES

- [1] Martin J.W. 1998. *Precipitation Hardening*. Oxford: Butterworth Heinemann.
- [2] Doherty R.D., D.A. Hughes, F.J. Humphreys, J.J. Jonas, D. Juul Jensen, M.E. Kassner, W.E. King, T.R. McNelley, H.J. McQueen, A.D. Rollett. 1997. “Current issue in recrystallization: a review”. *Materials Science and Engineering A238* (2): 219–274.
- [3] Humphreys F.J. 1977. “The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium”. *Acta Metallurgica* 25 (11): 1323–1344.
- [4] Humphreys F.J. 1979. “Local lattice rotations at second phase particles in deformed metals”. *Acta Metallurgica* 27 (12): 1801–1814.
- [5] Jazaeri H., F.J. Humphreys. 2004. „The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminium alloys: I – the deformed state”. *Acta Materialia* 52 (11): 3239–3250.
- [6] Jazaeri H., F.J. Humphreys. 2004. „The transition from discontinuous to continuous recrystallization

- in some aluminium alloys: II – annealing behaviour”. *Acta Materialia* 52 (11): 3251–3262.
- [7] Sztwiertnia K., J. Morgiel, E. Bouzy. 2005. „Deformation zones and their behaviour during annealing in 6013 aluminium alloy”. *Archives of Metallurgy and Materials* 50 (1): 119–130.
- [8] Blicharski M., S. Gorczyca. 1979. *Rekrystalizacja z udziałem drugiej fazy*. Katowice: Wydawnictwo Śląsk.
- [9] Padhila A.F., R.L. Plaut. 2003. Work Hardening, Recovery, Recrystallization, and Grain Growth. W: Totten G.E., D.S. MacKenzie. *Handbook of Aluminum: Vol. 2: Alloy Production and Materials Manufacturing*, 193–215. New York: Marcel Dekker, Inc.
- [10] Bieda M., K. Sztwiertnia, A. Korneva, T. Czeppe, R. Orlicki. 2010. „Orientation mapping study on the inhomogeneous microstructure evolution during annealing of 6013 aluminum alloy”. *Solid State Phenomena* 163: 13–18.
- [11] Pieła K., L. Błaż, Z. Sierpiński, T. Foryś. 2012. „Non-isothermal annealing of AA7075 aluminum alloy – structural and mechanical effects”. *Archives of Metallurgy and Materials*, 57 (3): 703–709.
- [12] Korbel A., K. Pieła, P. Ostachowski, M. Łagoda, L. Błaż, W. Bochniak, M. Pawlyta. 2018. „Structural phenomena induced in the course of and post low – temperature KOBO extrusion of AA6013 aluminum alloy”. *Materials Science and Engineering A710*: 349–358.
- [13] Sak T. 2017. *Wpływ obróbki cieplnej na strukturę i własności mechaniczne stopu EN-AW:7010 w stanach O i T6*. Rozprawa doktorska. Kraków: Akademia Górniczo-Hutnicza.
- in some aluminium alloys: II – annealing behaviour”. *Acta Materialia* 52 (11): 3251–3262.
- [7] Sztwiertnia K., J. Morgiel, E. Bouzy. 2005. “Deformation zones and their behaviour during annealing in 6013 aluminium alloy”. *Archives of Metallurgy and Materials* 50 (1): 119–130.
- [8] Blicharski M., S. Gorczyca. 1979. *Rekrystalizacja z udziałem drugiej fazy*. Katowice: Wydawnictwo Śląsk.
- [9] Padhila A.F., R.L. Plaut. 2003. Work Hardening, Recovery, Recrystallization, and Grain Growth. In: Totten G.E., D.S. MacKenzie. *Handbook of Aluminum: Vol. 2: Alloy Production and Materials Manufacturing*, 193–215. New York: Marcel Dekker, Inc.
- [10] Bieda M., K. Sztwiertnia, A. Korneva, T. Czeppe, R. Orlicki. 2010. “Orientation mapping study on the inhomogeneous microstructure evolution during annealing of 6013 aluminum alloy”. *Solid State Phenomena* 163: 13–18.
- [11] Pieła K., L. Błaż, Z. Sierpiński, T. Foryś. 2012. “Non-isothermal annealing of AA7075 aluminum alloy – structural and mechanical effects”. *Archives of Metallurgy and Materials*, 57 (3): 703–709.
- [12] Korbel A., K. Pieła, P. Ostachowski, M. Łagoda, L. Błaż, W. Bochniak, M. Pawlyta. 2018. “Structural phenomena induced in the course of and post low – temperature KOBO extrusion of AA6013 aluminum alloy”. *Materials Science and Engineering A710*: 349–358.
- [13] Sak T. 2017. *Wpływ obróbki cieplnej na strukturę i własności mechaniczne stopu EN-AW:7010 w stanach O i T6*. PhD thesis. Kraków: Akademia Górniczo-Hutnicza.