



Własności i struktura stali S235JR po statycznym i dynamicznym przeginaniu i prostowaniu na zimno

Properties and structure of S235JR steel after static and dynamic cold corrugation and straightening

(1) Zbigniew Rdzawski¹, (2) Jerzy Pacyna², (3) Wojciech Głuchowski^{*1}, (4) Robert Dąbrowski², (5) Edyta Roźniata², (6) Joanna Sobota¹

¹ Instytut Metali Nieżelaznych, ul. Generała Józefa Sowińskiego 5, 44-121 Gliwice, Poland

² AGH Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej, ul. Czarnowiejska 66, 30-054 Kraków, Poland

Informacje o artykule

Zgłoszenie: 12.03.2018

Recenzja: 25.04.2018

Akceptacja: 28.06.2018

Wkład autorów

- (1) Autor koncepcji, założeń i metod
- (2) Współpraca w prowadzeniu badań i opracowaniu wyników
- (3) Współpraca w prowadzeniu badań i opracowaniu wyników
- (4) Współpraca w prowadzeniu badań i opracowaniu wyników
- (5) Współpraca w prowadzeniu badań i opracowaniu wyników
- (6) Współpraca w prowadzeniu badań i opracowaniu wyników

Streszczenie

Bardzo często w okresach kryzysów gospodarczych pojawiają się uciążliwe niedomaganie w zakresie utrzymania produkcji na odpowiednim poziomie ilościowym oraz jakościowym zapewniającym stały rozwój. Podołanie rosnącym potrzebom wymaga znacznego wysiłku w zapewnieniu pożądanego zespołu cech użytkowych przy zachowaniu odpowiedniej ekonomiki wytwarzania. Z tymi problemami, szczególnie w ostrej formie, spotykają się przedsiębiorstwa wyposażone w przestarzałe urządzenia produkcyjne, które swoją szansę na przeżycie upatrują w doskonaleniu procesów technologicznych opartych o wiedzę. Rosnące zapotrzebowanie na funkcjonalne stopy miedzi, charakteryzujące się takimi szczególnymi zespołami własności użytkowych, jak korzystna kombinacja wysokich własności mechanicznych oraz przewodności elektrycznej i cieplnej, stabilne właściwości w warunkach eksploatacyjnych, odporność na korozję oraz zużycie ścierne, odporność na zmienne obciążenia mechaniczne, ciepłe i prądowe. Spełnienie tych oczekiwań wymaga dobrania odpowiednich składników stopowych miedzi jak też technologii osiągnięcia odpowiedniej i stabilnej struktury stopów. Dotyczy to głównie stopów miedzi podatnych do utwardzania wydzieleniowego, dyspersyjnego, roztworowego oraz umacniania odkształceniowego. Szczególną uwagę przywiązuje się do wytwarzania silnie rozdrobionej struktury stopów (*ultrafine grain size* – UFG). Jedną z metod osiągnięcia silnie rozdrobionej struktury jest cykliczne przeginanie i prostowanie (*continuous repetitive corrugation and straightening* – CRCS). Metodę tę wykorzystano z powodzeniem do zdecydowanej poprawy własności taśm z miedzi chromowej, podatnej do utwardzania wydzieleniowego, dla stopu CuNi2Si1 oraz dla brązu cynowego i mosiądzów. Otrzymane rezultaty stanowiły pewną zachętę do wykorzystania metody przeginania i prostowania dla metali o sieci regularnej, przestrzennie centrowanej A2. W tym celu do badań wybrano pręty walcowane na gorąco o przekroju 12x12 mm ze stali w gat. S235JR. Ze względu na wymiary prętów oraz dostępność urządzenia do przeginania i prostowania ograniczona została liczba cykli oraz zwiększono wartość odkształcenia i naprężenia.

Słowa kluczowe: stal, struktura, własności mechaniczne, walcowanie na gorąco, przeginanie, prostowanie, SEM, TEM

Article info

Received: 12.03.2018

Reviewed: 25.04.2018

Accepted: 28.06.2018

Abstract

The periods of economic crises very often see serious problems in the maintenance of production at the appropriate quantitative and qualitative level as required for constant development. To meet the growing needs it is necessary to put considerable effort in ensuring the desired set of functional properties while maintaining adequate production

* Autor do korespondencji. Tel.: +48 32 238 04 42; e-mail: wojciech.gluchowski@imn.gliwice.pl

* Corresponding author. Tel.: +48 32 238 04 42; e-mail: wojciech.gluchowski@imn.gliwice.pl

Authors' contribution

- (1) Concept, assumptions and methodology
- (2) Cooperation in research and development of results
- (3) Cooperation in research and development of results
- (4) Cooperation in research and development of results
- (5) Cooperation in research and development of results
- (6) Cooperation in research and development of results

economics. Those problems, especially in a severe form, are encountered by companies equipped with outdated production facilities, the companies which see their chance of survival in improvement of production processes based on the knowledge. There is a growing demand for functional copper alloys characterized by specific sets of functional properties such as advantageous combination of high mechanical properties with electrical and thermal conductivity, stable properties in operating conditions, resistance to corrosion and abrasive wear, resistance to changing mechanical, thermal and current loads. Meeting these expectations requires selection of appropriate copper alloy components as well as a relevant technology to achieve adequate and stable structure of alloys. This applies mainly to copper alloys which are susceptible to precipitation, dispersion, solution and strain hardening. Particular attention is paid to production of a highly fragmented structure of alloys (ultrafine grain size – UFG). One of the methods for production of highly fragmented structure consists of continuous repetitive corrugation and straightening (CRCS). This method was successfully applied for significant improvement of properties of copper alloys strips. The produced results provided some incentive to apply the method of corrugation and straightening to metals with body centred A2 lattice. For this purpose, hot-rolled S235JR steel grade rods of 12x12 mm section were used. Because of the dimensions of the rods and availability of corrugation and straightening equipment the number of cycles was reduced while the values of stress and strain were increased.

Keywords: steel, microstructure, mechanical properties, hot rolling, corrugation, straightening, SEM, TEM

1. WSTĘP

Dla wielu, najczęściej nowych materiałów wykonywane są badania mające na celu określenie wytrzymałości na zmęczenie. Dla wybranego cyklu obciążania sporządza się wykresy Wöhlera ujmujące zależności naprężenia w zależności od ilości cykli obciążeń.

Zmienność naprężeń w czasie t charakteryzuje się częstotliwością f , wielkością i rodzajem naprężeń oraz współczynnikiem asymetrii cyklu R :

$$R = \sigma_{min} / \sigma_{max} \quad (1)$$

Do analizy wykorzystuje się okresowo zmieniające się naprężenia o wartościach od maksymalnych σ_{max} lub τ_{max} do minimalnych σ_{min} lub τ_{min} .

Średnie naprężenie cyklu σ_m jest średnią arytmetyczną maksymalnej i minimalnej wartości naprężenia w cyklu.

Autorzy pracy [1], analizując znane schematy zadawania cyklicznego odkształcania przez następujące po sobie rozciąganie i ściskanie względnie zginanie, postawili interesujące pytanie: „czy dotychczas osiągnięte rezultaty stwarzają możliwość wykorzystania zjawisk zmęczenia w operacjach przeróbki plastycznej oraz jakie korzyści mogą płynąć z zastosowania cyklicznej deformacji?”. Szukając odpowiedzi na te pytania, skoncentrowano się na dwóch zagadnieniach, a mianowicie zapewnieniu odpowied-

1. INTRODUCTION

In testing of many, especially new materials examinations of their fatigue strength are performed. For a selected loading cycle Wöhler charts are developed to present the relation between stress and the number of load cycles.

Variation of the stress in time t is characterized by frequency f , value and kind of stresses as well as stress ratio R :

$$R = \sigma_{min} / \sigma_{max} \quad (1)$$

Periodically changing stresses of the values which range from the maximum σ_{max} or τ_{max} to the minimum σ_{min} or τ_{min} are used in the analysis.

The average cycle stress σ_m is an arithmetic average of the maximum and minimum values of the stress in a cycle.

The authors of the study [1] analyzed the known procedures of cyclic deformation by consecutive application of tension and compression or corrugation and came up with an interesting questions “whether the achieved so far results make it possible to use the phenomena of fatigue in the operations of plastic processing and what benefits may result from application of cyclic deformation?”. While seeking answers to these questions the studies focused on two issues, i.e. on ensuring proper flatness of strongly hardened rolled

niej płaskości silnie umocnionych wyrobów walcowanych oraz na uzyskaniu wysokich, jednorodnych i stabilnych własności mechanicznych blach. Na ogół wiadomo, że w czasie cyklicznego odkształcania ze stałą amplitudą odkształcenia plastycznego rosną własności wytrzymałościowe metali wyżarzonych (cykliczne umocnienie), obniżają się natomiast (cykliczne osłabienie materiału) w stanie umocnionym. Cykliczne odkształcanie całkowite ze stałą, niewielką amplitudą obejmuje zarówno odkształcenie sprężyste, jak i plastyczne oraz wymaga znacznej liczby cykli: od kilkuset do kilkunastu tysięcy. Podczas realizacji takiego procesu kolejne cykle zmęczeniowe powodują zmiany struktury i własności materiału i jak wykazano jest możliwe uzyskanie stabilnych i jednorodnych własności gwarantujących odpowiednią trwałość eksploatacyjną elementów wykonanych z takiego materiału. Pewne ograniczenie tej metody stanowiła znaczna liczba cykli odkształcania oraz mała efektywność ekonomiczna procesu.

Wyniki tych badań wykorzystano do modernizacji przemysłowych technologii walcowania i osiągnięcia jednorodnych i stabilnych własności mechanicznych oraz tzw. „martwej płaskości” taśm ze specjalnych stopów miedzi przeznaczonych na elementy sprężyste (styki, elementy przełączników prądowych itp.), które realizowano przy użyciu procesu przeginania i rozciągania taśmy na odpowiednich urządzeniach. W tym przypadku stosowano niewielkie amplitudy odkształcenia oraz kilka do kilkunastu cykli odkształcenia w ciągu urządzenia prostowniczego. Sposób ten jest nadal powszechnie stosowany w warunkach przemysłowych.

Rosnące zapotrzebowanie na funkcjonalne stopy miedzi, charakteryzujące się takimi szczególnymi zespołami własności użytkowych, jak korzystna kombinacja wysokich własności mechanicznych oraz przewodności elektrycznej i cieplnej, stabilne właściwości w warunkach eksploatacyjnych, odporność na korozję oraz zużycie ściernie, odporność na zmienne obciążenia mechaniczne, cieplne i prądowe. Spełnienie tych oczekiwań wymaga dobrania odpowiednich składników stopowych miedzi, jak też technologii osiągnięcia odpowiedniej i stabilnej struktury stopów. Dotyczy to głównie stopów miedzi podatnych do utwardzania wydzieleniowego, dys-

products and on reaching high, uniform and stable mechanical properties of sheet metal plates. In general, it is known that during the cyclic deformation at constant amplitude of plastic strain there is increase of mechanical properties of annealed metal (cyclic strengthening), and their decrease (cyclic weakening) in the material in the hardened state. The total cyclic deformation at constant, low amplitude includes both elastic deformation as well as plastic one and requires a large number of cycles from a few hundred to more than ten thousand. During implementation of such a process the successive fatigue cycles bring changes into structure and properties of the material and it has been shown that it is possible to reach stable and uniform properties which ensure adequate service life of components which are made of such material. There is a certain limitation of this method in a significant number of cycles of deformation and low economic efficiency of the process.

Results of these tests were used in modernization of industrial rolling technology to reach uniform and stable mechanical properties and so-called “dead flatness” of strips made of special copper alloys intended for elastic elements (contacts, components of electrical switches, etc.). In production a process of bending and stretching of the strip in the respective devices was used, with application of small strain amplitudes and from several to more than ten deformation cycles in the straightening device. This method is still widely used in industry.

There is a growing demand for functional copper alloys characterized by specific sets of functional properties such as advantageous combination of high mechanical properties with electrical and thermal conductivity, stable properties in operating conditions, resistance to corrosion and abrasive wear, resistance to changing mechanical, thermal and current loads. Meeting these expectations requires selection of appropriate copper alloy components as well as a relevant technology to achieve adequate and stable structure of alloys. This applies mainly to copper alloys which are susceptible to precipitation, dispersion, solution and strain hardening. Particular

persyjnego, roztworowego oraz umacniania odkształceniowego. Szczególną uwagę przywiązuje się do wytwarzania silnie rozdrobionej struktury stopów (*ultrafine grain size – UFG*). Jedną z metod osiągnięcia silnie rozdrobionej struktury jest cykliczne przeginianie i prostowanie (*continuous repetitive corrugation and straightening – CRCS*). Metodę tę wykorzystano z powodzeniem do zdecydowanej poprawy własności taśm z miedzi chromowej, podatnej do utwardzania wydzieleniowego [2–5], dla stopu CuNi2Si1 [6–9], dla brązu cynowego i mosiądzów [10–12] oraz w opracowaniach [13–16].

Otrzymane rezultaty stanowiły pewną zachętę do wykorzystania metody przeginiania i prostowania dla metali o sieci regularnej, przestrzennie centrowanej A2. W tym celu do badań wybrano pręty walcowane na gorąco o przekroju 12x12 mm ze stali w gat. S235JR. Ze względu na wymiary prętów oraz dostępność urządzenia do przeginiania i prostowania ograniczona została liczba cykli oraz zwiększono wartość odkształcenia i naprężenia.

2. MATERIAŁ DO BADAŃ

W praktyce polskiego i światowego przemysłu stalowego do zbrojenia betonu stosuje się między innymi pręty ze stali konstrukcyjnej w gat. S235JR (tzw. gatunek „miękki”) oraz S355JR (tzw. gatunek „twardy”). Własności tych gatunków określa norma PN-EN 10025 – 2:2005 [17]. Dla gatunków:

1. **S235JR** $R_{eH\ min} = 235\text{ MPa}$,
 R_m od 360 do 510 MPa,
 $A_{min} = 26\%$,
 $KV_{min} = 27\text{J}$;
2. **S275JR** $R_{eH\ min} = 275\text{ MPa}$,
 R_m od 410 do 560 MPa,
 $A_{min} = 23\%$,
 $KV_{min} = 27\text{J}$;
3. **S355JR** $R_{eH\ min} = 355\text{ MPa}$,
 R_m od 630 do 510 MPa,
 $A_{min} = 22\%$,
 $KV_{min} = 27\text{J}$.

o składzie chemicznym, który zawiera tab. 1.

attention is paid to production of a highly fragmented structure of alloys (ultrafine grain size – UFG). One of the methods for production of a highly fragmented structure consists of continuous repetitive corrugation and straightening (CRCS). This method was successfully applied for significant improvement of properties of copper chromium strips susceptible to precipitation hardening [2–5], of CuNi2Si1 alloy [6–9], tin bronze and brass [10–12], and in the studies [13–16].

The produced results provided some incentive to apply the method of corrugation and straightening to metals with body centred A2 lattice. For this purpose, hot-rolled S235JR steel grade rods of 12x12 mm section were used. Because of the dimensions of the rods and availability of corrugation and straightening equipment the number of cycles was reduced while the values of stress and deformation were increased.

2. MATERIAL FOR STUDIES

In the Polish and the global steel industrial practice rods of structural steel of S235JR grade (so called “soft” grade) and S355JR grade (so called “hard” grade) are used among others in concrete reinforcement. The properties of these grades are specified in the standard PN-EN 10025 – 2:2005 [17], and are as follows:

1. **S235JR** $R_{eH\ min} = 235\text{ MPa}$,
 R_m from 360 to 510 MPa,
 $A_{min} = 26\%$,
 $KV_{min} = 27\text{J}$;
2. **S275JR** $R_{eH\ min} = 275\text{ MPa}$,
 R_m from 410 to 560 MPa,
 $A_{min} = 23\%$,
 $KV_{min} = 27\text{J}$;
3. **S355JR** $R_{eH\ min} = 355\text{ MPa}$,
 R_m from 630 to 510 MPa,
 $A_{min} = 22\%$,
 $KV_{min} = 27\text{J}$.

of chemical composition listed in Tab. 1.

Tab. 1. Skład chemiczny stali S235JR
 Tab. 1. Chemical composition of S235JR steel

Skład chemiczny Chemical composition	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V
PN-EN 10025-2:2005	max 0,17	max 1,40	—	max 0,035	max 0,035	—	—	0,55	—	—

Do badań wybrano pręty ze stali w gatunku S235JR o przekroju 12x12 mm otrzymane w oparciu o zmodernizowaną technologię [18–21], dla których osiągnięto korzystniejsze zespoły własności użytkowych w porównaniu do wymagań normy (tab. 2).

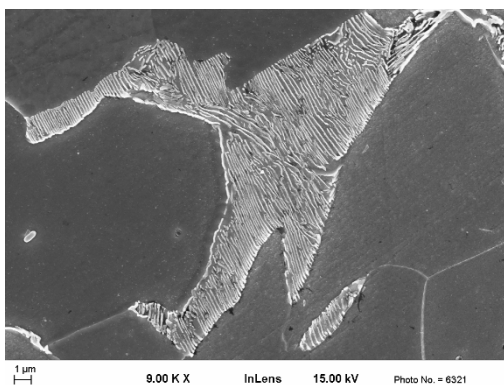
For the studies rods of S235JR steel grade and 12x12 mm cross section were selected. The rods were produced by the upgraded technology [18–21] to achieve favourable functional properties when compared to requirements of the standard – mean values (Tab. 2).

Tab. 2. Własności stali S235JR
 Tab. 2. Functional properties of S235JR steel rod

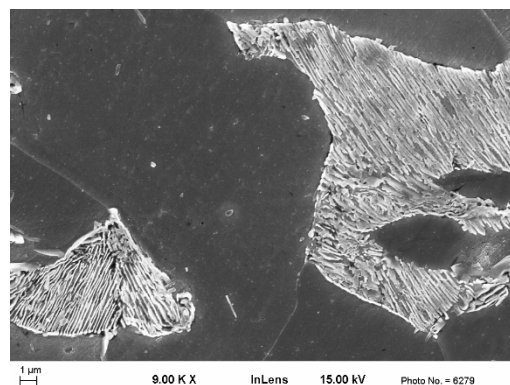
Granica plastyczności Yield point [MPa]	Wytrzymałość na rozciąganie Tensile strength [MPa]	Wydłużenie Elongation	Przewężenie Reduction of area	Twardość Hardness	Praca łamania Impact strength [J]	Udarność Impact energy [J/cm ²]
$R_{eH} = 380$	$R_m = 472$	$A = 35\%$	$Z = 71,2\%$	$HV30 = 127$	$KV = 176,3$	$KCV = 220$

Temperatura końca walcowania (T_{kw}) prętów o podanym zespole własności użytkowych wynosiła 1000°C. Pręty po walcowaniu na gorąco były chłodzone swobodnie w powietrzu na ruszcie chłodni. Wykonano wnikliwe badania mikrostruktury prętów na zglądach zarówno na przekroju poprzecznym (pKw), jak i równoległym (rKw) do kierunku walcowania (Kw). Przykładowe obrazy mikrostruktury przy użyciu skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) zamieszczono na rys. 1.

The temperature at the end of rolling (T_{kw}) of the rods of the given functional properties was 1000°C. After hot rolling the rods were cooled freely in the air on a cooling bed. A thorough examination of microstructure of rods was made both on polished cross-sections (pKw) and microsections parallel (rKw) to the rolling direction (Kw). Representative images of the microstructure produced by scanning electron microscopy (SEM) are shown in Fig. 1.



przekrój pKw / microsection pKw



przekrój rKw / microsection rKw

Rys. 1. Mikrostruktura stali S235JR, SEM
 Fig. 1. Microstructure of S235JR steel rod, SEM

Obserwowana mikrostruktura była typowa dla gatunku stali S235JR w stanie po walcowaniu na gorąco. Składała się z ciemnych obszarów ferrytu i jasnych obszarów perlitu rozmieszczonych wzdłuż granic ziaren, w których przy dużym powiększeniu ujawniała się budowa płytkowa perlitu.

W stalach konstrukcyjnych występujący austenit podczas odkształcania plastycznego na gorąco przy odpowiednim obniżeniu temperatury ulega przemianie. Rodzaj przemiany zależy od gatunku stali, temperatury początku i końca walcowania oraz szybkości chłodzenia. Przy umiarkowanej szybkości chłodzenia stali pod eutektoidalnej po osiągnięciu temperatury przemiany Ar_3 zachodzi przemiana austenitu w ferryt. W miarę wydzielenia się ferrytu zwiększa się stężenie węgla w austenicie. Austenit o zawartości węgla 0,8%C przemienia się w temperaturze przemiany Ar_1 w perlit, który jest eutektoidem złożonym z ferrytu i cementytu. Wystąpienie przemiany jest ważnym elementem sterowania strukturą gotowego wyrobu. Przy obniżeniu temperatury poniżej Ar_3 pojawia się osnowa złożona z austenitu i ferrytu, a następnie z ferrytu i perlitu. Ta osnowa ma inne cechy reologiczne niż osnowa austenityczna.

3. WYNIKI BADAŃ PRZEGINANIA STATYCZNEGO I DYNAMICZNEGO

Proces przeginania prętów o przekroju kwadratowym (12x12 mm) w prostownicy rolkowej prowadzono w dwóch prostopadłych do siebie kierunkach, tzn. „na płasko” i „po przekątnej”. Do realizacji dynamicznego odkształcania plastycznego prętów użyto rolki profilowe, górne i dolne o średnicy 230 mm (rys. 2), odpowiednio ułożone, pomiędzy którymi przepuszczano pręty z prędkością 80 m/min.

Osiągnięcie zadanych wartości odkształcenia wymagało odpowiedniego ułożenia rolek gnących w płaszczyźnie pionowej (odległości między nimi), stosownie do parametrów siłowych i konstrukcji prostownicy. Po wypoziomowaniu osi dokonywano przeginania pręta w warunkach statycznych.

Badania statyczne obejmowały włożenie pręta między rozsunięte rolki prostownicze, następ-

The observed microstructure was a typical one for S235JR steel grade as hot-rolled. It consisted of dark areas of ferrite and bright areas of pearlite distributed along the grain boundaries, in which lamellar structure of pearlite was observed in high magnification.

At appropriate temperature reduction the austenite becomes transformed during hot plastic deformation of structural steels. The type of transformation depends on the steel grade, initial and final temperatures of rolling and the cooling rate. At a moderate rate of cooling of the subeutectoidal steel, after reaching the Ar_3 transformation temperature a transition from austenite to ferrite takes place. With separation of ferrite the concentration of carbon in austenite increases. Austenite of 0.8% carbon content becomes transformed in the Ar_1 transformation temperature into pearlite, which is an eutectoid mixture composed of ferrite and cementite. The transition is an important element in the control of the structure of the final product. After decrease of the temperature below Ar_3 a matrix composed of ferrite and austenite and then of ferrite and pearlite is observed. That matrix has different rheological properties than the austenite matrix.

3. RESULTS OF STATIC AND DYNAMIC CORRUGATION

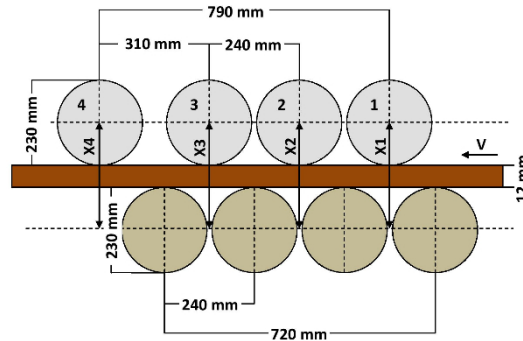
Corrugation of rods of square cross section (12x12 mm) was carried out in a roller straightener in two perpendicular directions, i.e. “flat”, and “diagonal”. For implementation of the dynamic plastic deformation of the rods profile rolls were used, the top and bottom of 230mm diameter (Fig. 2), respectively arranged, and the rods were passed between them at a rate of 80m/min.

Reaching of the set values of the strain required proper alignment of the bending rolls in the vertical plane (the distance between them) according to the force parameters and structure of the straightening machine. After leveling of the axis corrugation of the rod under static conditions was performed.

Static studies included insertion of a rod between the parted straightening rolls, then press-

nie na dociśnięciu rolek dla uzyskania styku z powierzchnią przeginanego pręta oraz dalszego dociśnięcia rolek stosownie do ustalonych nastaw.

ing of the rolls together to achieve contact with the surface of the bent rod and further pressing of the rolls according to the determined settings.



Rys. 2. Schemat rozmieszczenia rolek prostownicy

Fig. 2. Setting of the rolls

Po odkształceniu statycznym pręta, rolki zostały podniesione do nastaw umożliwiających swobodne wysunięcie pręta. Badania dynamiczne polegały na przepuszczeniu prętów przez odpowiednio nastawione rolki. Zmiany temperatury na powierzchni przeginanych statycznie i dynamicznie prętów stalowych oceniano na podstawie badań termowizyjnych. Zaobserwowane zmiany temperatury na przeginanych statycznie prętach były o kilka stopni wyższe od temperatury otoczenia. Podczas przeginania dynamicznego gięty pręt przemieszczany był między rolkami prostownicy z prędkością około 1,3 m/s. W tym przypadku temperatura początkowego fragmentu pręta systematycznie wzrastała w poszczególnych parach rolek prostujących, osiągając w trzeciej parze temperaturę 40,6°C.

Po przeginaniu dynamicznym dwustronnym, „po przekątnej” oraz „na płasko”, własności mechaniczne prętów ze stali S235JR różniły się nieznacznie od własności po walcowaniu na gorąco i wynosiły (tab. 3).

Podobnie nie zaobserwowano znaczących różnic w obrazach mikrostruktury uzyskanych przy użyciu mikroskopii świetlnej. Użycie skaningowej mikroskopii elektronowej SEM pozwalało na analizę otrzymanych mikrostruktur przy znacznie większym powiększeniu i lepiej uwidocznieniu zachodzących zmiany w mikrostruk-

After static deformation of the rod, the rolls were raised to remove rod possible. Dynamic testing consisted of passing of the rod between the suitably fixed rolls. Changes in temperature on the surface of statically and dynamically corrugated steel rods were evaluated on the basis of thermal imaging examination. The observed temperatures of statically bent rods were a few degrees above the ambient temperature. During dynamic corrugation the bent rod was moved between the rolls of the straightener at a rate of about 1.3 m/s. In this case, the temperature of the initial part of the rod increased steadily in each individual pair of straightening rolls to reach in the third part the temperature of 40.6°C.

After dynamic two-sided corrugation, “diagonally” and “flat”, mechanical properties of the S235JR steel rods differed only slightly from the properties after hot-rolling and were as follows – mean values (Tab. 3).

Likewise, no significant differences in the images of microstructure produced by light microscopy were observed. Application of scanning electron microscopy, SEM, made analysis of produced microstructures at much higher magnification possible with better visualization of the changes in the microstructure after application of

turze po zastosowanej operacji przeginania. Dokumentują to w szczególności przykładowe obrazy mikrostruktury wykonane na cienkich foliach przy użyciu techniki STEM.

corrugation. It is documented in particular in sample images of the microstructure made on thin films using STEM technique.

Tab. 3. Własności mechaniczne stali S235JR po przeginaniu dynamicznym dwustronnym

Tab. 3. Mechanical properties of the S235JR steel rods after dynamic two-sided corrugation

Własności / <i>Properties</i>	Po przeginaniu / <i>After rolling</i>	„Po przekątnej” / <i>“Diagonally”</i>	„Na płasko” / <i>“Flat”</i>
R_{eH} [MPa]	380	390	388
R_m [MPa]	472	464	469
A	35%	36%	33%
Z	71%	71%	72%
HV30	127	129	130
KV [J]	173	170	173
KCV [J/cm²]	220	212	216

Zastosowanie detektora elektronów wstecznie rozproszonych BSE umożliwia obserwacje lokalnych różnic w średniej masie atomowej poszczególnych obszarów próbki, jak również kontrastu pochodzącego od orientacji krystalograficznej poszczególnych ziaren.

Technika ta jest przydatna i skuteczna w jakościowej ocenie stopnia zdefektowania struktury. Materiał nieodkształcony posiada wyraźnie zaznaczoną strukturę ziaren z ich wnętrzem o jednorodnym kontraście (stopniu szarości). Z drugiej strony w materiale silnie odkształconym, lokalne zmiany gęstości dyslokacji prowadzą do powstania charakterystycznego, płynnie zmieniającego się kontrastu w ramach pojedynczego ziarna. Wraz ze stopniem zdefektowania efekt ten ulega nasileniu do etapu, w którym niemożliwe jest rozróżnienie poszczególnych ziaren (rys. 3).

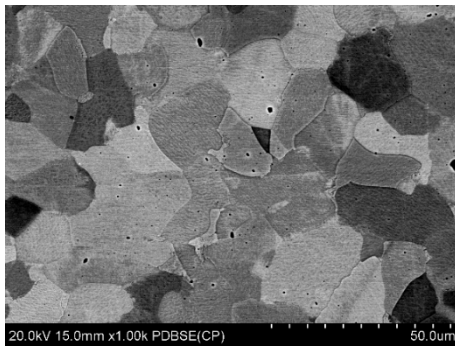
Szerokie wyniki badań mikrostruktury były zbieżne z rezultatami badań własności mechanicznych otrzymanych dla przyjętych wariantów obróbki cieplnej i plastycznej. Nie ujawnił się też w skali makro silniejszy efekt kontrolowanego odkształcania plastycznego na zimno na drodze przeginania dynamicznego. Wysznuo stąd wniosek, że prawdopodobnie na przeszkodzie ujawnienia znaczących skutków odkształcania stały wysokie wyniki wytrzymałościowe i plastyczne prętów osiągnane po stabilizacji cieplnej procesu walcowania na gorąco prętów. Stwierdzone fakty stanowiły pewne wyzwanie

Thanks to the application of a detector of backscattered electrons BSE it was possible to observe local differences in average atomic mass of individual regions of the sample as well as the contrast resulting from the crystallographic orientation of individual grains.

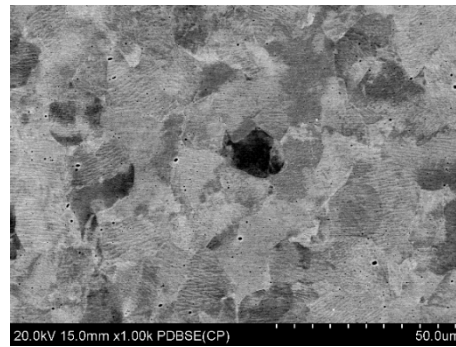
This technique is useful and effective in the qualitative assessment of the degree of defects in the structure. The material which has not been deformed has a pronounced grain structure of the interior which shows uniform contrast (degree of gray). On the other hand, in a heavily deformed material, local variations in the density of dislocations give rise to distinctive smooth changing of the contrast within a single grain. This effect intensifies with the degree of defect until the stage is reached in which it is not possible to distinguish individual grains anymore (Fig. 3).

The broad results of the microstructure examinations were consistent with the results of examination of mechanical properties reached for the accepted variants of heat treatment and plastic working. Also stronger effect of controlled cold plastic deformation by dynamic corrugation was not observed in macro scale. A conclusion was therefore drawn that significant effects of deformation were not revealed probably because of high mechanical and plastic properties of the rods as reached after thermal stabilization of the process of hot rolling of the rods. The determined facts posed a certain cognitive chal-

poznawcze, którego wyjaśnienie pozwoliłoby lepiej zrozumieć zachodzące zjawiska strukturalne w tym procesie.



Po walcowaniu na gorąco
After hot rolling



Po walcowaniu na gorąco i przeginaniu
After hot rolling and corrugation

Rys. 3 Mikrostruktura stali S235JR obserwowana techniką BSE (środek próbki)
Fig. 3. Microstructure of S235JR steel observed by BSE technique (centre of a sample)

4. WYNIKI BADAŃ WŁASNOŚCI I MIKROSTRUKTURY PRĘTÓW PO NORMALIZACJI I PO PRZEGINANIU I PROSTOWANIU

W tym wariantcie badawczym dla uzyskania równowagi termodynamicznej w badanych prętach ze stali S235JR oraz obniżenia wskaźników wytrzymałościowych, w tym granicy plastyczności, część prętów kwadratowych i okrągłych wyżarzono normalizująco w temperaturze 950°C przez 1 godzinę i studzono na wolnym powietrzu. Otrzymane w ten sposób pręty poddano poprzedniemu schematowi badań. Dla porównania zestawiono otrzymane wartości otrzymane po walcowaniu na gorąco oraz po wyżarzeniu normalizującym tab. 4.

4. RESULTS OF EXAMINATION OF PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF RODS AFTER NORMALIZATION AND AFTER CORRUGATION AND STRAIGHTENING

In this testing variant some of the S235JR steel rods of square and round cross-section were subjected to normalizing by annealing in 950°C for 1 hour and cooled down in the open air to reach thermodynamic equilibrium in the examined rods and to reduce the strength parameters, including the yield strength. Thus produced rods were subjected to the previous set of examinations. For comparison, the values obtained after hot rolling and after normalizing are summarized in Tab. 4.

Tab. 4. Własności mechaniczne stali S235JR po gorącym walcowaniu i po normalizowaniu
Tab. 4. Mechanical properties of the S235JR steel rods after hot rolling and after normalizing

Własności / Properties	Po gorącym walcowaniu / After hot rolling	Po normalizowaniu* / After normalizing*
R_{eH} [MPa]	380	338
R_m [MPa]	472	461
A [%]	35	37,9
Z [%]	71	73
KV [J]	173	76*
KCV [J/cm ²]	220	190*

* wartości KV i KVC dla przekroju 8x5 mm, pozostałe wartości dla przekroju 10x10 mm
* values of KV and KCV for 8x5 mm cross-section, the other for 10x10 mm cross-section

Po przeginaniu statycznym w pobliżu miejsca maksymalnego ugięcia odcięto kawałek pręta o długości ok. 200 mm. Na odciętej części prętów wykonano pomiary twardości w oparciu, o które sporządzono rozkłady twardości wzdłuż osi pręta, co 2 mm od miejsca największego ugięcia w lewo i prawo. Twardość mierzono na różnej głębokości pod powierzchnią wynoszącej odpowiednio: 0,5, 2,5, 4,5 oraz 6 mm. Wykonano także pomiary zmian twardości prostopadle do osi przekroju prętów w kierunku maksymalnego ugięcia pręta w odległości 2,5, 4,5 i 6 mm (oś pręta), w oparciu o które sporządzono rozkłady zmian twardości. Wyniki wykonanych badań rozkładów twardości zobrazowano na odpowiednich rysunkach.

Rozkład twardości HV10 po przeginaniu statycznym, prostopadły do osi pręta w kierunku od miejsca maksymalnego ugięcia, ilustruje rys. 4, zaś rozkład twardości HV10 wzdłuż osi pręta (punkt 0, maksymalne ugięcie pręta) w odległości 0,5, 2,5, 4,5, 6 mm od powierzchni pręta – rys. 5. Dla porównania na rys 6 przedstawiono rozkład twardości HV10 wzdłuż osi pręta (punkt 0, maksymalne ugięcie pręta) na głębokości 0,5, 2,5, 4,5, 6 mm (połowa pręta) od powierzchni pręta po przeginaniu dynamicznym.

Zestawione wyniki porównawcze badań zmian twardości w wybranych przekrojach pręta o przekroju kwadratowym po odkształceniu statycznym odzwierciedlają istotną rolę przeginania statycznego i dynamicznego.

Dla porównania zestawiono wyniki badań własności użytkowych po walcowaniu na gorąco, po wyżarzaniu normalizującym pobranych z prętów po wyżarzaniu normalizującym w temperaturze 950°C przez 1 godz. i wolnym studzeniu oraz przeginaniu dwustronnym „na płasko” (tab. 5).

After the static corrugation an about 200 mm section of the rod was cut out near the place of maximum deflection. Hardness of the cut out section of the rods was measured to determine distribution of hardness along the axis of the rod, at 2 mm intervals to the left and right from the place of the greatest deflection. The hardness was measured at different depths beneath the surface, at 0.5, 2.5, 4.5 and 6 mm, respectively. Changes in hardness were also measured perpendicularly to the axis of the cross-section of the rods in the direction of maximum deflection of the rod at a distance of 2.5, 4.5 and 6 mm (rod axis) to determine the distribution of hardness changes. The results of the examination of distribution of hardness are presented in the respective figures.

The distribution of HV10 hardness after static corrugation, perpendicular to the axis of the rod and measured on the cross-section in the direction running from the point of maximum deflection, is illustrated in Fig. 4 while HV10 hardness distribution along the axis of the rod (0 point, maximum rod deflection) in the distance of 0.5, 2.5, 4.5, 6 mm from the rod surface is shown in Fig. 5. For comparison, Fig. 6 shows the HV10 hardness distribution along the axis of the rod (0 point, maximum rod deflection) at the depth of 0.5, 2.5, 4.5, 6 mm (half of the rod) from the rod surface after dynamic corrugation.

The summarized results of comparative studies of changes in the hardness of selected cross-sections of the square rod after static deformation reflect the important role of static and dynamic corrugation.

For comparison, the results of examination of functional properties after hot-rolling, after normalizing annealing at a temperature of 950°C for 1 hour and slow cooling and two-sided “flat” corrugation are summarized in Tab. 5 mean values.

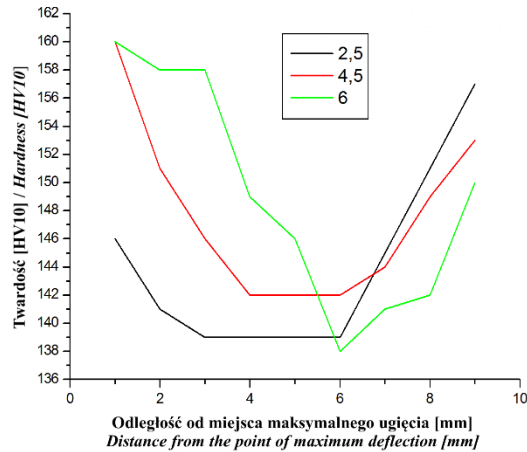
Tab. 5. Wyniki badań własności użytkowych po walcowaniu na gorąco, po wyżarzaniu normalizującym pobranych z prętów po wyżarzaniu normalizującym w temperaturze 950°C przez 1 godz. i wolnym studzeniu oraz przeginaniu dwustronnym na „płasko”

Tab. 5. Mechanical properties of the S235JR steel rods after hot rolling, after normalizing and after corrugation

Własności Properties	Po gorącym walcowaniu After hot rolling	Po normalizowaniu* After normalizing*	Po przeginaniu After corrugation
R_{eH} [MPa]	380	338	364
R_m [MPa]	472	461	483
A [%]	35	37,9	32,1
Z [%]	71	73	71

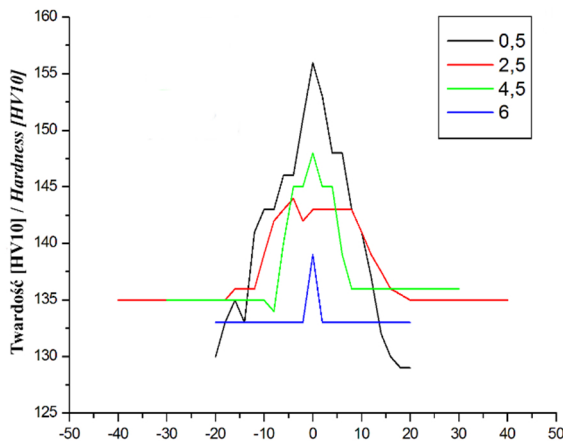
Własności Properties	Po gorącym walcowaniu After hot rolling	Po normalizowaniu* After normalizing*	Po przeginaniu After corrugation
KV [J]	173	76*	66*
KCV [J/cm ²]	220	190*	165*

* wartości KV i KVC dla przekroju 8x5 mm, pozostałe wartości dla przekroju 10x10 mm
* values of KV and KCV for 8x5 mm cross-section, the other for 10x10 mm cross-section



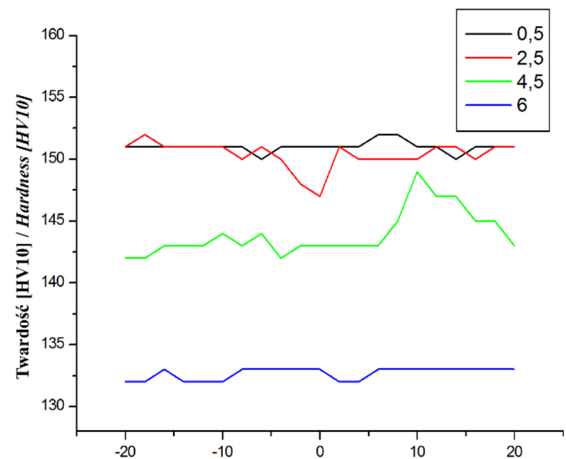
Rys. 4. Rozkład twardości HV10 po przeginaniu statycznym, wykonane prostopadłe do osi (w kierunku od miejsca maksymalnego ugięcia) na różnej głębokości 2,5 mm, 4,5 mm i 6 mm (połowa pręta) od powierzchni pręta

Fig. 4. Distribution of HV10 hardness after static corrugation, perpendicular to the axis (in the direction running from the point of maximum deflection) at various depths of 2.5 mm, 4.5 mm, and 6 mm (half of the rod) from the surface of the rod



Rys. 5. Rozkład twardości HV10 po przeginaniu statycznym wzdłuż osi pręta (punkt 0, maksymalne ugięcie pręta) na głębokości 0,5 mm, 2,5 mm, 4,5 mm, 6 mm (połowa pręta) od powierzchni pręta

Fig. 5. Distribution of HV10 hardness after static corrugation along rod axis (0 point, maximum deflection of the rod) at a depth of 0.5 mm, 2.5 mm, 4.5 mm, 6 mm (half of the rod) from the surface of the rod

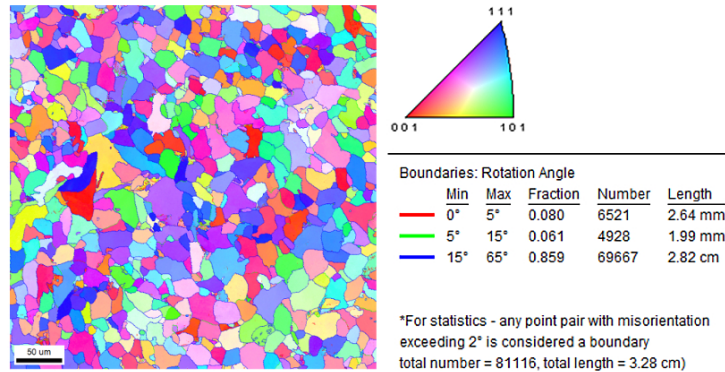


Rys. 6. Rozkład twardości HV10 wzdłuż osi pręta na głębokości 0,5 mm, 2,5 mm, 4,5 mm, 6 mm (połowa pręta) od powierzchni pręta po przeginaniu dynamicznym

Fig. 6. Distribution of HV10 hardness along rod axis at a depth of 0.5 mm, 2.5 mm, 4.5 mm, 6 mm (half of the rod) from the surface of the rod after dynamic corrugation

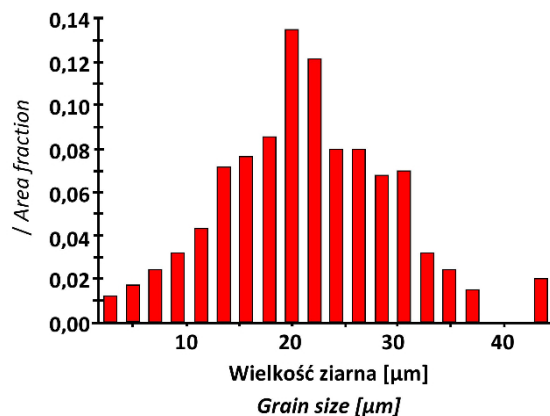
W celu poszerzenia informacji o zmianach mikrostruktury stali S235JR poddanej dynamicznemu przeginaniu i prostowaniu wykonano badania przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego przy użyciu detektora EBSD (rys. 7–9).

In order to broaden the range of information about changes in the microstructure of S235JR steel subjected to dynamic corrugation and straightening also examinations with a scanning electron microscope using EBSD detector were performed (Fig. 7–9).



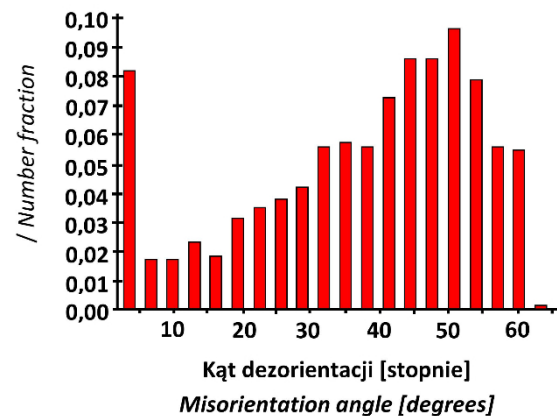
Rys. 7. Mapa rozkładu orientacji krystalograficznej w przecie kwadratowym po dwukrotnym przeginaniu, EBSD

Fig. 7. Distribution of crystallographic orientation in the square rod after two-time corrugation, EBSD



Rys. 8. Rozkład wielkości ziaren w przecie kwadratowym po dwukrotnym przeginaniu, średnia średnica 10,42 µm

Fig. 8. Particle size distribution in the square rod after two-time corrugation, average diameter 10.42 µm



Rys. 9. Rozkład wielkości kąta dezorientacji ziaren w przecie kwadratowym po dwukrotnym przeginaniu, średni kąt dezorientacji ziaren 37,08°

Fig. 9. Distribution of misorientation angles of the grains in a square rod after a two-time corrugation, the average angle of grain misorientation 37.08°

Przedstawione przykładowe obrazy rozkładu ziaren nie uwzględniają złożonej podstruktury perlitu, ponieważ zastosowana technika EBSD nie daje możliwości analizy obiektów o tak drobnej i złożonej mikrostrukturze.

Średnia średnica ziaren nie różniła się istotnie w badanych próbkach i była w zakresie 10,42–10,92 µm. Podobnie mało zmieniał się rozkład kątów dezorientacji ziaren, który mieścił się w zakresie 34,24–37,84°. Rozkład ten miał charakter dwumodalny spowodowany znacznym udziałem

The sample images of particle distribution do not take into account the complex substructure of pearlite, because the applied EBSD technique does not provide possibilities for analysis of objects of such small and complex microstructure.

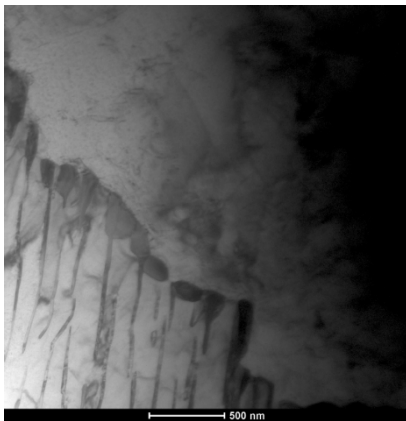
The average diameter of the grains did not differ significantly in the examined samples and was in the range of 10.42–10.92 µm. Similarly, the distribution of misorientation angles of the grains did not change significantly, and was in the range 34.24–37.84°. The distribution was of

łęb niskokątowych granic ziaren (poniżej 5°). Przyczyną takiego charakteru rozkładu było uwzględnianie w obliczeniach drobnoziarnistych struktur perlitycznych. Otrzymane wyniki badań w zakresie własności wytrzymałościowych, plastycznych oraz mikrostruktury stanowiły zachętę do bardziej wnikliwych obserwacji zmian mikrostruktury wywołanych procesem szybkiego odkształcania na zimno (przeгинanie i prostowanie dynamiczne) z wykorzystaniem transmisyjnej mikroskopii elektronowej TEM.

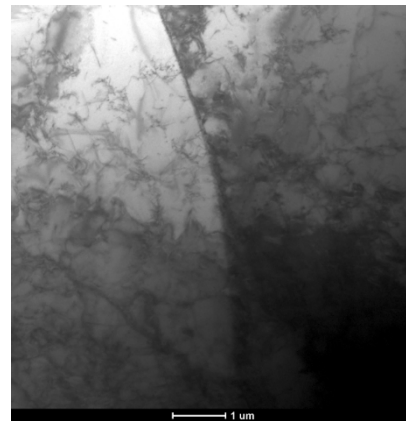
Próbki do badań pobrano z prętów ze stali S235JR o przekroju kwadratowym 12x12 mm po walcowaniu na gorąco ($T_{kw} = 1000^\circ\text{C}$) chłodzonych swobodnie w powietrzu, wyżarzanych normalizująco w temperaturze 950°C przez 1 godzinę i chłodzonych w powietrzu oraz poddanych procesowi przeгинania dynamicznego. Przykładowe obrazy mikrostruktury zawarto na rys. 10–11.

bimodal character caused by considerable share of low-angle boundaries (below 5°). That character of the distribution resulted from taking into consideration the fine-grained pearlitic structures in the calculation. The results of studies of mechanical and plastic properties, as well as microstructure provided reasons for more in-depth examination of the microstructure changes caused by the process of rapid cold deformation (dynamic corrugation and straightening) with application of transmission electron microscopy TEM.

Samples were taken from S235JR steel rods of 12x12mm square section after hot rolling ($T_{kw} = 1000^\circ\text{C}$), cooling freely in air, normalizing annealing at 950°C for 1 hour and cooling in air and then dynamic corrugation process. The sample images of the microstructure are presented in Fig. 10 and 11.



środek pręta – ferryt + perlit
centre of rod – ferrite + pearlite



środek pręta – ferryt
centre of rod – ferrite

Rys. 10. Mikrostruktura pręta ze stali S235JR po walcowaniu na gorąco, wyżarzaniu normalizującym i przeгинaniu dynamicznym, TEM

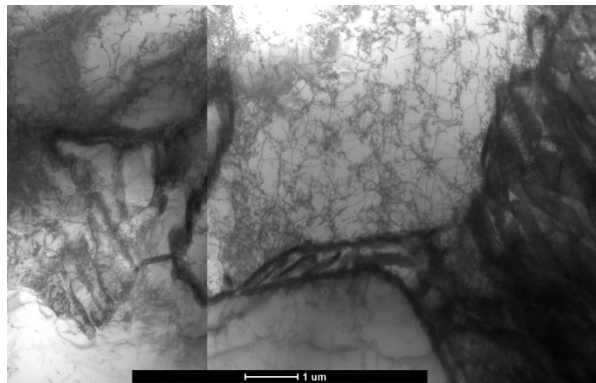
Fig. 10. Microstructure of S235JR steel rod after hot rolling, normalizing annealing and dynamic corrugation, TEM

W strukturze badanej stali w obszarze środka pręta występuje duża gęstość dyslokacji. W granicach ziaren widoczne były również płytki perlitu. Występował on w granicy w dwóch formach. W pierwszej jako odrębne ziarno (faza), wewnątrz którego naprzemiennie występowały płytki ferrytu i cementytu zakończone wzbogaceniem w cementyt. W drugiej jako cementyt ciąg-

The structure of the examined steel in the area of the rod center shows a high dislocation density. In the grain boundaries there were also pearlite lamellae observed. It was present on the border in two forms. First, as separate grain (phase), where lamellae of ferrite alternated with lamellae of cementite finally enrichment in cemen-

nący się po granicy ziarna w postaci jednolitego pasma bądź drobnego zbioru wydzielen romboedrycznych.

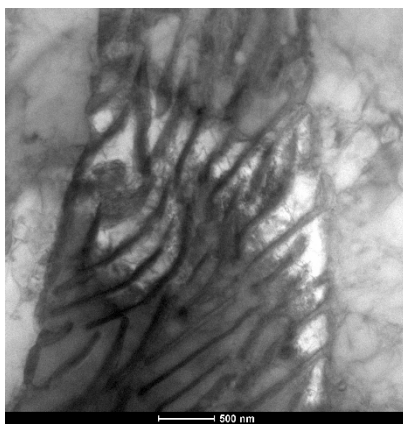
tite. In the second, as cementite stretching along the grain boundary in the form of a single band or a small set of rhombohedral precipitates.



Rys. 11. Mikrostruktura pręta ze stali S235JR po walcowaniu na gorąco, wyżarzaniu normalizacyjnym i przeginaniu dynamicznym; naroże próbki; TEM
Fig. 11. Microstructure of S235JR steel rod after hot rolling, normalizing annealing and dynamic corrugation; corner of a sample; TEM

Perlit otacza większość ziaren Fe oraz tworzy płytki do wewnątrz ziaren. W dużej części obszarów, w których występuje perlit, płytki są ułożone w sposób przypadkowy. Występują również skręcenia płytek perlitu (rys. 12).

Pearlite surrounds most of Fe grains and forms lamellae inside the grains. In a large part of the areas with pearlite the lamellae are arranged in a random manner. There are also twists of pearlite lamellae (Fig. 12).



naroże próbki – ferryt + perlit
corner of a sample – ferrite + pearlite

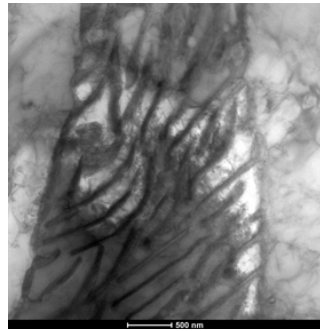


naroże próbki – ferryt
corner of a sample – ferrite + pearlite

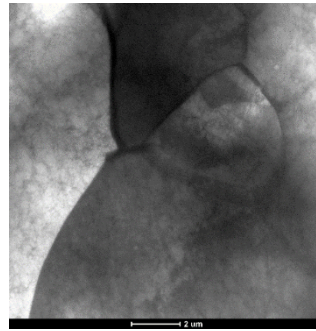
Rys. 12. Mikrostruktura pręta ze stali S235JR po walcowaniu na gorąco, wyżarzaniu normalizacyjnym i przeginaniu dynamicznym; naroże próbki; TEM
Fig. 12. Microstructure of S235JR steel rod after hot rolling, normalizing annealing and dynamic corrugation; corner of a sample; TEM

Na rys. 13 zaobserwowano występowanie płytek cementytu (Fe_3C) oraz ferrytu ($Fe\alpha$). Natomiast w wyniku analizy chemicznej potwierdzono wzbogacenie w C granic ziaren.

Fig. 13 shows presence of cementite (Fe_3C) and ferrite ($Fe\alpha$) lamellae, while as a result of chemical analysis enrichment of grain boundaries with C was confirmed.



naroże miejsca dyfrakcji na próbce
corner of a sample diffraction place



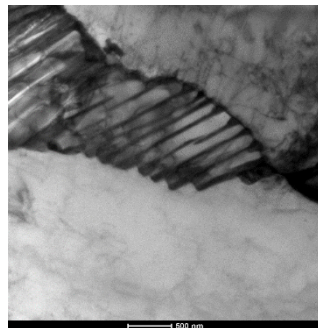
naroże miejsca dyfrakcji na próbce
corner of a sample diffraction place

Rys. 13. Mikrostruktura pręta ze stali S235JR po walcowaniu na gorąco, wyżarzaniu normalizującym i przeginianiu dynamicznym; TEM

Fig. 13. Microstructure of S235JR steel rod after hot rolling, normalizing annealing and dynamic corrugation; TEM

Próbka pobrana z drugiego naroża charakteryzowała się podobną strukturą. Różnice wynikały jedynie z kształtu ziaren. Wiele granic ziaren w próbce miało kształty zaokrąglone przypominające wygięty w łuk front rekrytalizacji oraz ostre kształty wynikające z przemieszczania dużej ilości dyslokacji wygenerowanych podczas procesu odkształcania do granic (rys. 14).

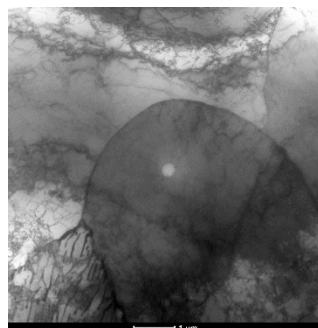
A sample from the second corner showed a similar structure. The differences resulted from the shape of the grains only. Many grain boundaries in the sample presented rounded shapes resembling an arched recrystallization front and many had sharp shapes resulting from displacements of a large number of dislocations generated during the process of deformation towards boundaries (Fig. 14).



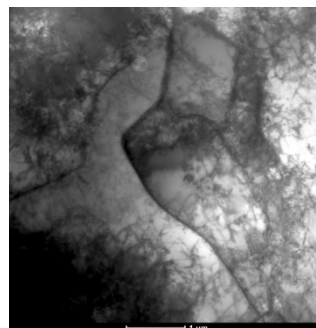
a)



b)



c)



d)

Rys. 14. Mikrostruktura pręta ze stali S235JR po walcowaniu na gorąco, wyżarzaniu normalizacyjnym i przeginianiu dynamicznym; obszary ze środka pręta; TEM

Fig. 14. Microstructure of S235JR steel rod after hot rolling, normalizing annealing and dynamic corrugation; the areas of rod center; TEM

Perlit powstały w wyniku przemiany eutektoidalnej posiadał długie i w większości równe płytki cementytu. Z przeprowadzonych obserwacji wynika, że w strukturze próbki zapoczątkowane zostały procesy rekrytalizacji dynamicznej. Istotnym czynnikiem wywołującym tego typu zjawiska w strukturze jest temperatura procesu odkształcania, która w przypadku tej próbki była prawdopodobnie podwyższona i bliska temperaturze rekrytalizacji.

6. WNIOSKI

Wykonane badania, mające na celu określenie wpływu kontrolowanego odkształcania na zimno na drodze dynamicznego przeginania i prostowania prętów ze stali S235JR o znacznie wyższych własnościach mechanicznych i plastycznych niż zakładają obowiązujące normy, potwierdziły nowe możliwości osiągania dodatkowych cech użytkowych dla tego gatunku stali.

Wywołane zmiany w mikrostrukturze prętów przeginanych i prostowanych dynamicznie na zimno powodują zwiększenie twardości w zewnętrznych warstwach pręta, nie zmieniając w stopniu znaczącym twardości rdzenia pręta, przez co stworzone zostają nowe możliwości zastosowań.

Ten fakt uznać można za przyczynę występowania niewielkich różnic we własnościach mechanicznych między prętami po gorącym walcowaniu oraz po gorącym walcowaniu, wyżarzaniu normalizującym i dynamicznym odkształcaniu na zimno na drodze przeginania i prostowania. Jest to związane ze sposobem przygotowania próbek z prętów o przekroju kwadratowym (12x12 mm) na drodze obróbki wiórowej (toczenie), gdzie podczas toczenia umocniona część materiału jest mechanicznie zdejmowana w postaci wiórów.

Podkreślić należy, iż osiągnięty, korzystny zestaw własności użytkowych umożliwia nowe zastosowania tej stali oraz może sprzyjać zwiżaniu walcówki w zwoje, zastępując proces ciecicia na pręty w odcinkach prostych.

The pearlite resulting from the eutectoid reaction had long and mostly equal cementite lamellae. The conducted observations indicate that in the structure of the sample processes of dynamic recrystallization have started. An important factor which can bring this type of effect in a structure is temperature of the deformation process, which probably was higher in that sample and was close to the temperature of recrystallization.

6. CONCLUSIONS

The studies performed for determination of the influence of controlled cold deformation by dynamic corrugation and straightening of S235JR steel rods of much higher mechanical and plastic properties than assumed in the applicable standards confirmed new opportunities to reach additional functionalities of that steel grade.

The changes introduced into the microstructure of the rods which were dynamically cold corrugated and straightened result in increase of hardness of the outer layers of the rod while not changing significantly the hardness of the rod core, which creates new opportunities for applications.

This fact can be seen as the cause of slight differences in mechanical properties between the rods after hot rolling and the rods after hot rolling, normalizing annealing and dynamic cold deformation by corrugation and straightening. It is related to the method of preparation of square (12x12 mm) rod samples by turning, since in the process of turning the strengthened part of the material is mechanically removed in the form of chips.

It should be emphasized that the achieved favorable set of functional properties provides possibilities for new applications of this steel and may facilitate coiling of wire rod instead of cutting it into straight rod sections.

PODZIĘKOWANIA

Badania wykonane zostały w ramach projektu INNOTECH-K2/IN2/182205/NCBR/13. Autorzy składają podziękowania Kierownictwu Z. W. „Profil” S.A., a w szczególności Panu mgr. inż. Tomaszowi Listwanowi oraz Panu mgr. inż. Leszkowi Krysię za wysoce konstruktywną współpracę. Podziękowania też kierujemy dla Pani dr inż. Soni Boczkal (IMN – OML Skawina) i Panu dr. inż. Tomaszowi Tokarskiemu (AGH) za nieocenioną pomoc w badaniach.

LITERATURA

- [1] Korbel A., J. Zasadziński, W. Bochniak. 1983. „Possibilities of Cyclic Deformation Utilization in Metal Forming”. *Metalurgia i Odlewnictwo* 9 (3): 229–251.
- [2] Stobrawa J., Z. Rdzawski, W. Głuchowski, W. Malec. 2009. „Ultrafine grained strips of CuCr0,6 alloy prepared by CRCS method”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 33 (2): 166–172.
- [3] Stobrawa J., Z. Rdzawski, W. Głuchowski, W. Malec. 2010. „Microstructure evolution in CRCS processed strips of CuCr0,6 alloy”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 38 (2): 195–202.
- [4] Vinogradov A., V. Patlan, Y. Suzuki, K. Kitagawa, V. Kopylov. 2002. „Structure and properties of ultrafine grain Cu-Cr-Zr alloy produced by equal-channel angular pressing”. *Acta Materialia* 50: 1639–1651.
- [5] Głuchowski W., J. Stobrawa, Z. Rdzawski. 2011. „Microstructure refinement of selected copper alloys strips processed by SPD method”. *Archives of Materials Science and Engineering* 42 (2): 103–109.
- [6] Stobrawa J., Z. Rdzawski, W. Głuchowski, W. Malec. 2009. „Microstructure and Properties of CuNi2Si1 alloy processed by continuous RCS method”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 37 (2): 466–479.
- [7] Stobrawa J., Z. Rdzawski, W. Głuchowski, W. Malec. 2011. „Ultrafine grained strips of precipitation hardened copper alloys”. *Archives of Metallurgy and Materials* 56 (1): 171–179.
- [8] Greger M., R. Kocich, L. Cizek, L.A. Dobrzański, W. Widomska, B. Kuretova, A. Silbernagel. 2006. „The structure and properties of chosen metals after ECAP”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 18: 103–106.
- [9] Gubicza J., N.Q. Chinh, T. Csanadi, T.G. Langdon, T. Ungar. 2007. „Microstructure and strength of severely deformed fcc metals”. *Materials Science and Engineering A462* (1–2): 86–90.

ACKNOWLEDGEMENTS

The studies were performed within the scope of INNOTECH-K2/IN2/182205/NCBR/13 project. The Authors would like to express their thanks to the management of Z. W. “Profil” S.A. company, and especially to Tomasz Listwan MSc and Mr Leszek Krysa for highly constructive cooperation. We would like to also thank Sonia Boczkal PhD (IMN – OML Skawina) and Tomasz Tokarski PhD (AGH) for the invaluable help in the studies.

REFERENCES

- [1] Korbel A., J. Zasadziński, W. Bochniak. 1983. „Possibilities of Cyclic Deformation Utilization in Metal Forming”. *Metalurgia i Odlewnictwo* 9 (3): 229–251.
- [2] Stobrawa J., Z. Rdzawski, W. Głuchowski, W. Malec. 2009. „Ultrafine grained strips of CuCr0,6 alloy prepared by CRCS method”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 33 (2): 166–172.
- [3] Stobrawa J., Z. Rdzawski, W. Głuchowski, W. Malec. 2010. „Microstructure evolution in CRCS processed strips of CuCr0,6 alloy”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 38 (2): 195–202.
- [4] Vinogradov A., V. Patlan, Y. Suzuki, K. Kitagawa, V. Kopylov. 2002. „Structure and properties of ultrafine grain Cu-Cr-Zr alloy produced by equal-channel angular pressing”. *Acta Materialia* 50: 1639–1651.
- [5] Głuchowski W., J. Stobrawa, Z. Rdzawski. 2011. „Microstructure refinement of selected copper alloys strips processed by SPD method”. *Archives of Materials Science and Engineering* 42 (2): 103–109.
- [6] Stobrawa J., Z. Rdzawski, W. Głuchowski, W. Malec. 2009. „Microstructure and Properties of CuNi2Si1 alloy processed by continuous RCS method”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 37 (2): 466–479.
- [7] Stobrawa J., Z. Rdzawski, W. Głuchowski, W. Malec. 2011. „Ultrafine grained strips of precipitation hardened copper alloys”. *Archives of Metallurgy and Materials* 56 (1): 171–179.
- [8] Greger M., R. Kocich, L. Cizek, L.A. Dobrzański, W. Widomska, B. Kuretova, A. Silbernagel. 2006. „The structure and properties of chosen metals after ECAP”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 18: 103–106.
- [9] Gubicza J., N.Q. Chinh, T. Csanadi, T.G. Langdon, T. Ungar. 2007. „Microstructure and strength of severely deformed fcc metals”. *Materials Science and Engineering A462* (1–2): 86–90.

- [10] Głuchowski W., J. Domagała-Dubiel, J. Sobota, J. Stobrawa, Z. Rdzawski. 2013. „Copper, brass and bronze strips with controlled properties by CRCS method”. *Archives of Materials Science and Engineering* 60 (2): 53–63.
- [11] Kwaśny W., P. Nuckowski, Z. Rdzawski, W. Głuchowski. 2013. „Influence of RCS process on structure and mechanical Properties of CuSn6 alloy”. *Archives of Materials Science and Engineering* 62 (2): 60–66.
- [12] Zhao Y.H., X.Z. Liao, Z. Horita, T.G. Langdon, Y.T. Zhu. 2008. „Determining the optimal stacking fault energy for achieving high ductility in ultrafine-grained Cu-Zn alloys”. *Materials Science and Engineering A493* (1–2): 123–129.
- [13] Głuchowski W., J. Stobrawa, Z. Rdzawski, W. Malec. 2011. „Ultrafine grained copper alloys processed by Continuous repetitive corrugation and straightening method”. *Materials Science Forum* 674: 177–188.
- [14] Głuchowski W., J. Domagała-Dubiel, J. Stobrawa, Z. Rdzawski, J. Sobota. 2015. „Effect of Continuous RCS deformation on microstructure and Properties of copper and copper alloys strips”. *Key Engineering Materials* 641: 294–303.
- [15] Huang J., Y. Zhu, H. Jiang, T. Lowe. 2001. „Microstructures and dislocation configurations in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening”. *Acta Materialia* 49 (9): 1497–1505.
- [16] Huang J., Y.T. Zhu, D.J. Alexander, X. Liao, T.C. Lowe, R.J. Asaro. 2004. „Development of repetitive corrugation and straightening”. *Materials Science and Engineering A371* (1–2): 35–39.
- [17] PN-EN 10025 – 2:2005.
- [18] Pacyna J., R. Dąbrowski, E. Roźniata, A. Kokosza, A. Dziurka. 2014. „Microstructure and mechanical properties of structural steel after dynamic cold working deformation”. *Archives of Metallurgy and Materials* 59 (4): 1699–1703.
- [19] Głuchowski W., Z. Rdzawski, J. Sobota, J. Domagała-Dubiel, G. Muzia. 2015. „Microstructure and mechanical properties of steel rods after controlled deformation”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 71 (1): 5–13.
- [20] Tsuji N., Y. Matsubara, Y. Saito. 1997. „Dynamic recrystallization of ferrite in interstitial free steel”. *Scripta Materialia* 37 (4): 477–484.
- [21] Lins J.F.C., H.R. Sandin, H.J. Kestenbach, D. Raabe, K. Vecchi. 2007. „A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel”. *Materials Science and Engineering A457* (1–2): 205–218.
- [10] Głuchowski W., J. Domagała-Dubiel, J. Sobota, J. Stobrawa, Z. Rdzawski. 2013. „Copper, brass and bronze strips with controlled properties by CRCS method”. *Archives of Materials Science and Engineering* 60 (2): 53–63.
- [11] Kwaśny W., P. Nuckowski, Z. Rdzawski, W. Głuchowski. 2013. „Influence of RCS process on structure and mechanical Properties of CuSn6 alloy”. *Archives of Materials Science and Engineering* 62 (2): 60–66.
- [12] Zhao Y.H., X.Z. Liao, Z. Horita, T.G. Langdon, Y.T. Zhu. 2008. „Determining the optimal stacking fault energy for achieving high ductility in ultrafine-grained Cu-Zn alloys”. *Materials Science and Engineering A493* (1–2): 123–129.
- [13] Głuchowski W., J. Stobrawa, Z. Rdzawski, W. Malec. 2011. „Ultrafine grained copper alloys processed by Continuous repetitive corrugation and straightening method”. *Materials Science Forum* 674: 177–188.
- [14] Głuchowski W., J. Domagała-Dubiel, J. Stobrawa, Z. Rdzawski, J. Sobota. 2015. „Effect of Continuous RCS deformation on microstructure and Properties of copper and copper alloys strips”. *Key Engineering Materials* 641: 294–303.
- [15] Huang J., Y. Zhu, H. Jiang, T. Lowe. 2001. „Microstructures and dislocation configurations in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening”. *Acta Materialia* 49 (9): 1497–1505.
- [16] Huang J., Y.T. Zhu, D.J. Alexander, X. Liao, T.C. Lowe, R.J. Asaro. 2004. „Development of repetitive corrugation and straightening”. *Materials Science and Engineering A371* (1–2): 35–39.
- [17] PN-EN 10025 – 2:2005.
- [18] Pacyna J., R. Dąbrowski, E. Roźniata, A. Kokosza, A. Dziurka. 2014. „Microstructure and mechanical properties of structural steel after dynamic cold working deformation”. *Archives of Metallurgy and Materials* 59 (4): 1699–1703.
- [19] Głuchowski W., Z. Rdzawski, J. Sobota, J. Domagała-Dubiel, G. Muzia. 2015. „Microstructure and mechanical properties of steel rods after controlled deformation”. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 71 (1): 5–13.
- [20] Tsuji N., Y. Matsubara, Y. Saito. 1997. „Dynamic recrystallization of ferrite in interstitial free steel”. *Scripta Materialia* 37 (4): 477–484.
- [21] Lins J.F.C., H.R. Sandin, H.J. Kestenbach, D. Raabe, K. Vecchi. 2007. „A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel”. *Materials Science and Engineering A457* (1–2): 205–218.