



AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA  
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH  
W BYDGOSZCZY

**III Konferencja Naukowa**  
**Współczesne zagadnienia**  
**w materiałoznawstwie**  
**i technologii bezwiorowej**

**ZESZYTY NAUKOWE NR 233**

# **MECHANIKA**

# **50**

**WYDZIAŁ**  
**MECHANICZNY**



BYDGOSZCZ – 2001







AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA  
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH  
W BYDGOSZCZY

**ZESZYTY NAUKOWE NR 233**

# **MECHANIKA 50**

BYDGOSZCZ – 2001

REDAKTOR NACZELNY  
dr hab. inż. Janusz Prusiński, prof. nadzw. ATR

REDAKTOR DZIAŁOWY  
prof. dr hab. inż. Maciej Woropay

OPRACOWANIE TECHNICZNE  
inż. Edward Gołata, mgr inż. Daniel Morzyński

© Copyright  
Wydawnictwa Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej  
Bydgoszcz 2001

ISSN 0208-6395

Wydawnictwa Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz, tel. (052) 3790482, 3790426  
e-mail: [wydawucz@atr.bydgoszcz.pl](mailto:wydawucz@atr.bydgoszcz.pl) <http://www.atr.bydgoszcz.pl/~wyd>

---

Wyd. I. Nakład 130 egz. Ark. aut. 16,00. Ark. druk. 22,25. Papier druk. kl. III.

Oddano do druku i druk ukończono w czerwcu 2001 r.

Zakład Poligraficzny Kubik & Krause ZPChr., ul. Cmentarna 84,  
85-184 Bydgoszcz, tel. 3484-334

*Janusz Prusiński*

## KOMITET HONOROWY KONFERENCJI

**Prof. dr hab. inż. Janusz Sempruch**

Rektor ATR w Bydgoszczy

**Dr inż. Jan Szafrąński**

Dziekan Wydziału Mechanicznego ATR

**Prof. dr hab. inż. Leopold Berkowski**

Przewodniczący Komisji Nauki o Materiałach - PAN

Oddział w Poznaniu

**Prof. dr hab. inż. Andrzej Zieliński**

Przewodniczący Polskiego Towarzystwa Materiałoznawczego

Oddział w Gdańsku

## KOMITET NAUKOWY KONFERENCJI

**Prof. dr hab. inż. Eugeniusz Ranatowski** - przewodniczący

**Prof. dr hab. inż. Andrzej Barbacki**

**Prof. dr hab. inż. Tadeusz Burakowski**

**Prof. dr hab. inż. Edward Guzik**

**Prof. dr hab. inż. Mieczysław Kaczorowski**

**Prof. dr hab. inż. Klaudiusz Lenik**

**Prof. dr hab. inż. Stanisław Mazurkiewicz**

**Prof. dr hab. inż. Henryk Oleszycki**

**Doc. dr inż. Tomasz Podrabski**

**Prof. dr hab. inż. Czesław Podrzucki**

**Prof. dr hab. inż. Stanisław Pytel**

**Prof. dr hab. inż. Jan St. Rączka**

**Prof. dr hab. inż. Petr Skocovsky**

**Prof. dr hab. inż. Józef Szala**

**Prof. dr hab. inż. Stanisław Tkaczyk**

**Prof. dr hab. inż. Włodzimierz Walczak**

**Prof. dr hab. inż. Maciej Woropay**

**Prof. dr hab. inż. Andrzej Zając**

## KOMITET ORGANIZACYJNY KONFERENCJI

**Dr inż. Marek Kochowicz** - przewodniczący

**Dr inż. Stanisław Dymski** – vice przewodniczący

**Mgr Zofia Stawicka** - sekretarz

**Dr inż. Zdzisław Ławrynowicz**

**Dr inż. Małgorzata Trepczyńska-Lent**

**Dr inż. Andrzej Skibicki**

**Dr inż. Dariusz Sykutera**

**Mgr inż. Jacek Szczutkowski**

## SPIS TREŚCI

1. Tadeusz Kulik, Tomasz Dymkowski, Krzysztof Jan Kurzydłowski – Nowoczesne kierunki badawcze w inżynierii materiałowej .....	7
2. Tomasz Majewski, Wojciech Przetakiewicz – Wpływ spiekania rezystancyjnego na mikrostrukturę spieku W-Ni-Fe.....	13
3. Andrzej Barbacki, Mieczysław Kawalec – Struktura i twardość stali WNL hartowanej laserowo.....	21
4. Stanisław M. Pytel, Rafał Bogucki – Wpływ jakości metalurgicznej na mechaniczne właściwości stali konstrukcyjnej HSLA-100 z dodatkiem miedzi .....	27
5. Petr Skočovský, Ivan Durmis, Peter Palček – Badania technologii hartowania bainitycznego stali łożyskowej 100Cr6.....	35
6. Marcin Zadęcki, Jarosław Piwko, Stanisław M. Pytel – Wpływ mikrostruktury ferryt-martenzyt na właściwości mechaniczne niskowęglowej stali konstrukcyjnej .....	41
7. Janusz Lisak – Wpływ niklu na ilość austenitu szczątkowego w stali konstrukcyjnej.....	49
8. Zdzisław Ławrynowicz – Mechanizm rozwoju struktury bainitu dolnego w stali Cr-Mn-Si.....	55
9. Andrzej Zieliński, Jacek Chrzanowski, Andrzej Gazda, Danuta Warmuzek – Wpływ retrogresji i powtórnego starzenia na właściwości mechaniczne i podatność na naprężeniowe pękanie korozyjne stopu AlZn5Mg1 .....	65
10. Jacek Pezda – Szacowanie właściwości mechanicznych siluminów na podstawie metody ATND.....	71
11. Tomasz Ciućka – Identyfikacja faz powstających w stopie AK 132 za pomocą metody ATND .....	77
12. Izabela Pietryka – Diagnostowanie metodą ultradźwiękową stopnia zużycia stali eksploatowanych w energetyce .....	83
13. Józef Kłaput, Rafał Bogucki – Niekonwencjonalna metoda badania wybranych właściwości mechanicznych materiałów metalowych.....	91
14. Stanisław Dymski, Zofia Stawicka – Mikroskop skaningowy w badaniach materiałowych.....	97
15. Karol Przybyłowicz, Wojciech Depczyński, Tadeusz Orzechowski – Analiza przydatności pokryw absorpcyjnych powierzchni w laserowej technologii obróbki metali .....	105
16. Adam Barylski – Kształtowanie powierzchni narzędziami ściernio- metalowymi na docierarkach jednotarczowych o standardowej kinematyce.....	113
17. Tomáš Podrabský, Jan Kohout, Stanislav Věchet – Influence of tempering on the properties of ADI and Si-steel.....	121

18. Stanislav Věchet, Tomáš Podrabský, Jan Kohout – Mechanical and fatigue properties of ADI .....	127
19. Jan Kohout, Stanislav Věchet, Tomáš Podrabský – Strain and fracture behaviour of austempered ductile cast iron.....	133
20. Ivan Durmis, Peter Fabian, Petr Skočovský - Wytwarzanie żeliwa sferoidalnego bainitycznego w formie skorupowej.....	141
21. Radosław Winiczenko, Mieczysław Kaczorowski – Żeliwo sferoidalne zgrzane tarciowo (struktura i właściwości).....	147
22. Edward Guzik – Wdrożenie techniki PE sferoidyzacji żeliwa w krajowych odlewniach .....	153
23. Stanisław Dymski, Władysław Hoppe, Zofia Stawicka – Zgrzewanie tarciowe drążonych próbek perlitycznego żeliwa sferoidalnego.....	161
24. Tadeusz Szykowny – Badania produktów izotermicznej przemiany eutektoidalnej w niestopowym żelowie sferoidalnym .....	171
25. Małgorzata Trepczyńska-Lent – Wady w cementycie .....	179
26. Włodzimierz Walczak - Łączniki do spawania rur stalowych z rurami miedzianymi i aluminiowymi .....	185
27. Aleksa Blagojevic, Ranko G. Zrilic, Dragoslav Dobrac Mathematical model of dependency of welding parameters for teeth of earth moving machine bucket on surfaced layer hardness .....	191
28. Stanisław M. Pytel, Janusz Mięka, Izabela Pietryka – Struktura i właściwości mechaniczne strefy wpływu ciepła w stali konstrukcyjnej o wysokiej wytrzymałości.....	201
29. Roman Wielgosz, Andrzej Zajęc – Badania porównawcze SWC złączy szyn zgrzewanych elektrycznie i spawanych termitowo.....	209
30. Henryk Bugłacki - Technologia spawania blach ze stali kategorii 420-690 przeznaczonych dla okrętownictwa i oceanotechniki .....	221
31. Stanisław Smarzyński – Optymalizacja procesów technologicznych spajania.....	229
32. Krzysztof Ciechacki, Andrzej Skibicki – Numeryczne i eksperymentalne określanie temperatur w trakcie spawania stali St3S .....	241
33. Eugeniusz Ranatowski – Charakterystyka wybranych rozwiązań fizyki procesu spawania metali stosowanych w systemach ekspertowych. Cz. I. Procedura ogólna i przemiany termiczne .....	249
34. Eugeniusz Ranatowski – Charakterystyka wybranych rozwiązań fizyki procesu spawania metali stosowanych w systemach ekspertowych. Cz. II. Przemiany metalurgiczne i strukturalne cechy mechaniczne .....	255
35. Ryszard Świątkowski – Wadliwość złączy spawanych – jej systematyka i klasyfikacja radiologiczna wg norm polskich, norm europejskich oraz w ujęciu mechaniki pękania.....	267
36. Klaudiusz Lenik, Barbara Drankowska Wspomaganie komputerowe w procesach wytłaczania.....	281

37. Tomasz Dyl, Jan Kazanecki – Wpływ kąta zukosowania średnicy zewnętrznej i wysunięcia główki dziurującej na parametry skręcające w procesie dziurowania - rozszerzania w walcierce skośnej z prowadnicami typu Dieschera .....	287
38. Stefan Gadziński – Wpływ zróżnicowanych nacisków jednostkowych dociskacza na proces wytłaczania wyrobów cylindrycznych z kwadratowych wykrojów blachy.....	295
39. Bogusław Koszła – Koncepcja równania konstytutywnego z uwzględnieniem niejednorodności .....	301
40. Jan Kohout – Influence of loading - cycle asymmetry on the position of low - cycle fatigue curves .....	309
41. Wiesław Dziadur – Udział elastomeru polietylenowego w kształtowaniu mikrostruktury poliacetalu .....	319
42. Ryszard Konieczka, Sławomir Miszewski – Pełny jednokrotny recykling folii PE-LD i ich własności materiałowe .....	323
43. Joachim Zimniak, Hannes Michael – Analiza konstytuowania właściwości użytkowych polimerowych tworzyw kompozytowych.....	329
44. Dariusz Sykutera – Rola sita w precyzyjnym rozdrabnianiu gumy przez cięcie obrotowe .....	339
45. Wojciech Śliwa – Rozciąganie próżniowe tworzyw termoplastycznych - obliczenia narzędzi .....	347



## NOWOCZESNE KIERUNKI BADAWCZE W INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ

Tadeusz Kulik, Tomasz Dymkowski, Krzysztof Jan Kurzydłowski

Politechnika Warszawska, Wydział Inżynierii Materiałowej  
ul. Wołoska 141, 02-507 Warszawa

Artykuł przedstawia kierunki badawcze realizowane na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej. Badania koncentrują się wokół projektowania materiałów konstrukcyjnych i funkcjonalnych, przy zastosowaniu opisu ilościowego struktury i obserwacji jej degradacji. Wykorzystywane są zaawansowane techniki i metody badawcze dla określenia wpływu struktury na właściwości materiałów. Realizowane badania technologiczne dotyczą syntezy materiałów i ich podstawowych właściwości fizycznych oraz precyzyjnego uszlachetniania powierzchni materiałów przy zastosowaniu obróbek dyfuzyjnych.

### 1. WSTĘP

Nie można wytyczać nowoczesnych kierunków badawczych w inżynierii materiałowej bez wizji świata przyszłości. Świata, w którym zasadniczą rolę obok człowieka będzie spełniał materiał. Tak było w przeszłości i taka będzie przyszłość. Takie widzenie materiału wytycza kierunki badawcze na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej realizowane w czterech Zakładach.

Celem tego artykułu jest przedstawienie ważniejszych kierunków badań realizowanych na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej. Obszar badań materiałowych w WIM PW podzielony jest między cztery Zakłady: Podstaw Inżynierii Materiałowej, Projektowania Materiałów, Inżynierii Powierzchni oraz Materiałów Konstrukcyjnych i Funkcjonalnych. Ponieważ nazwy Zakładów dość dobrze charakteryzują zakres tematyczny prowadzonych tam badań, dlatego posłużą za tytuły rozdziałów prezentujących tematykę badawczą.

### 2. PODSTAWY INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ

Działalność naukowa Zakładu Podstaw Nauki o Materiałach dotyczy fundamentalnej dla inżynierii materiałowej relacji między strukturą materiału i jego właściwościami. Badania tej relacji prowadzone są w oparciu o analizę roli defektów sieciowych w procesach zachodzących w materiale w skali mikroskopowej i sięgają często poziomu budowy atomowej. Analizowane są elementarne oddziaływania pomiędzy elementami mikrostruktury i mechanizmy odpowiedzialne za makroskopowe właściwości materia-

łów. Prace badawcze realizowane są przy wykorzystaniu konwencjonalnych transmisyjnych mikroskopów elektronowych PHILIPS EM300 (100 kV) i JEOL 1200 (120 kV) oraz analitycznego transmisyjnego mikroskopu elektronowego JEOL 3010 (300 kV, rozdzielczość 0,19 nm) z przystawką EDS (Oxford Instruments).

Oprócz obserwacji w jasnym i ciemnym polu oraz dyfrakcji elektronów, stosowane są również specjalne metody badania materiałów. Najważniejsze z nich to: wysokorozdzielcza mikroskopia elektronowa (HREM), dyfrakcja elektronów w zbieżnej wiązce (CBED), badania *in situ* z zastosowaniem transmisyjnej mikroskopii elektronowej oraz techniki analizy obrazów elektronomikroskopowych z zastosowaniem metod komputerowych.

Do najważniejszych obszarów badawczych realizowanych w Zakładzie należą badania:

- struktury i właściwości granic międzyziarnowych i międzyfazowych oraz ich wpływ na właściwości materiałów (strukturalne podstawy inżynierii powierzchni rozdziału faz) [1-2],
- mikromechanizmów odkształcenia plastycznego, w tym rola defektów sieciowych, ewolucji mikrostruktury pod wpływem dużych odkształceń plastycznych (stopy aluminium, stale austenityczne, stale dwufazowe), rola anizotropii mikrostruktury i tekstury w lokalizacji odkształcenia plastycznego [3],
- struktury i mikrostruktury nowych materiałów konstrukcyjnych (stopy na osnowie uporządkowanych faz międzymetalicznych  $Ni_3Al$ ,  $NiAl$ ,  $FeAl$ ,  $Fe_3Al$ ,  $Al_3Ti+X$ ,  $Al_3Zr+X$ , nowe stale odporne na korozję, stale typu mikrodupleks stopy aluminium), funkcjonalnych (heterostruktury półprzewodnikowe  $AlGaAs/GaAs$ ,  $InGaP/AlGaAs/AsGa$ , azotek galu  $GaN$ , diament, stopy magnetyczne, złącza metalowo-ceramiczne  $SiC/Mo$ ,  $Si_3N_4/Mo$ ) oraz materiały amorficzne i nanokrystaliczne (nanorurki węglowe) [4, 5],
- przemian fazowych w układach wieloskładnikowych (wczesne stadia wydzielenia, krystalograficzne aspekty przemian fazowych, zmiany mikrostruktury pod wpływem procesu wodorowania materiałów i bombardowania jonami) [6].

### 3. PROJEKTOWANIE MATERIAŁÓW

Zakład Projektowania Materiałów koncentruje się na tematyce obejmującej: charakteryzowanie materiałów (głównie stopów aluminium, związków międzymetalicznych, nanomateriałów, ceramiki i kompozytów), degradację mikrostruktury, ilościowy opis mikrostruktury oraz nowe materiały (nanomateriały ceramiczne i metalowe).

W zakresie stopów aluminium badane są następujące zagadnienia: charakteryzowanie mikrostruktury na różnym poziomie (mikro i makro), tekstura i anizotropia właściwości [7], zachowanie materiału podczas obciążenia ciągłego i cyklicznego [8], ewolucja mikrostruktury i lokalizacja odkształcenia plastycznego, zniszczenie.

W obszarze ilościowego opisu mikrostruktury do najważniejszych zagadnień należy zaliczyć: zasady opisu ilościowego (liczba, rozmiar, kształt i rozmieszczenie elementów struktury) oraz rozważania stereologiczne [9-11].

Badania prowadzone w Zakładzie opierają się głównie na następującej aparaturze: maszyny wytrzymałościowe MTS810 (100 kN) i MTS858 (25 kN), analizator obrazu (analiza rozmiarów i kształtu ziaren, porów i cząstek drugiej fazy oraz analiza udziału objętościowego drugiej fazy), skaningowy mikroskop elektronowy HITACHI S-3500N (pow. 15-300.000x,  $U = 0,3-30$  kV, rozdzielczość 2,5 nm, atmosfera 1-270 Pa lub próżnia  $<6 \times 10^{-4}$  Pa), mikroanalizator rentgenowski CAMECA SU-30 (pow. 15-100.000x,

U = 0,2-30 kV, średnica wiązki 5 nm, próżnia  $10^{-5}$  Pa, EDS) oraz dyfraktometri rentgenowskie PW 1830, PW 1140 i PW 1050.

#### 4. INŻYNIERIA POWIERZCHNI

W Zakładzie Inżynierii Powierzchni prowadzone są badania zmierzające do opracowania technologii uszlachetniania powierzchni elementów wykonanych głównie z materiałów konstrukcyjnych, narzędziowych i biomateriałów (tytan i jego stopy). Procesy uszlachetniania powierzchni prowadzi się stosując dyfuzyjne obróbki w warunkach wyładowania jarzeniowego z udziałem plazmy niskotemperaturowej. Obejmują one azotowanie, węglazotowanie, tlenoazotowanie, borowanie oraz wytwarzanie warstw kompozytowych typu  $Ni_4B_3 + (Fe,Ni)_2B + Fe_2B, CrN + Cr + CrC + TiN + Ti_2N + \alpha-Ti(N)$ .

Ponadto, wykorzystując metodę impulsowego osadzania w plazmie, prowadzona jest synteza materiałów w postaci warstw dielektrycznych o szerokiej przerwie energetycznej, nanokrystalicznych warstw kubicznej odmiany azotku boru c-BN [12] oraz nanokrystalicznych proszków, np. faz międzymetalicznych  $Ti_3Al, Al_3Ti$  [13]. Trwają prace nad opracowaniem technologii konsolidacji proszków metodą spiekania stosując impulsowe wyładowania elektryczne o dużej gęstości prądu [14].

Do podstawowych zalet metod powierzchniowej obróbki w warunkach wyładowania jarzeniowego należy zaliczyć:

- oszczędność energii i materiałów (gazów) wskutek obniżenia temperatury i skrócenia czasu obróbki, w porównaniu do procesów konwencjonalnych,
- możliwość obróbki elementów o skomplikowanym kształcie,
- możliwość wytwarzania różnych warstw powierzchniowych, łącznie z warstwami wieloskładnikowymi i kompozytowymi, w znacznie niższych temperaturach niż w przypadku technik konwencjonalnych,
- względnie niski koszt urządzenia.

Badania właściwości wytworzonych warstw i proszków po konsolidacji koncentrują się głównie na mikrotwardości, odporności na ścieranie, odporności na korozję i biogodności z organizmami żywymi (biomateriały) [15-17].

Ponadto w Zakładzie Inżynierii Powierzchni prowadzone są badania ciekłych kryształów. Wykorzystując metodę termomikroskopową badane jest zjawisko pojawiania się fazy nematycznej w mieszaninach smektycznych.

#### 5. MATERIAŁY KONSTRUKCYJNE I FUNKCJONALNE

W Zakładzie Materiałów Konstrukcyjnych i Funkcjonalnych dokonuje się zarówno syntezy materiałów jak też prowadzone są badania ich podstawowych właściwości fizycznych. Do nowoczesnych materiałów tej grupy należy zaliczyć materiały: amorficzne, nanokrystaliczne, magnetycznie miękkie, magnetycznie twarde, kompozytowe, polimerowe i konstrukcyjne metalowe.

Materiały amorficzne wytwarzane są w postaci taśm metodą szybkiego chłodzenia ze stanu ciekłego lub w postaci proszków metodą mechanicznej syntezy (*mechanical alloying*), polegającej na mieleniu w młynie kulowym proszków czystych składników stopu. Materiał amorficzny jest materiałem jednofazowym, izotropowym i pozbawio-

nym zlokalizowanych defektów struktury charakterystycznych dla ciał krystalicznych, jak luki, dyslokacje, granice ziaren. Materiały amorficzne cechuje na ogół duża twardość, wytrzymałość, plastyczność, sprężystość, odporność na korozję wzerową oraz duży opór elektryczny. Materiały amorficzne, w których podstawowym składnikiem jest żelazo lub kobalt są materiałami magnetycznie „miękkimi”. Skojarzenie „miękkości” magnetycznej z twardością mechaniczną oraz dużym oporem elektrycznym czyni je bardzo atrakcyjnym materiałem dla elektroniki i elektrotechniki – są one stosowane m.in. na rdzenie głowic magnetycznych, rdzenie transformatorów mocy i wysokiej częstotliwości, elastyczne ekrany magnetyczne, przetworniki i czujniki magnetostrykcyjne. Ponadto prowadzone są badania zmierzające do aktywacji katalitycznej materiałów amorficznych, wykorzystujące w tym celu procesy korozji [18-19].

W ostatnim okresie materiały amorficzne wykorzystuje się do wytwarzania dwufazowych materiałów amorficzno-nanokrystalicznych poddając je częściowej krystalizacji [20]. Nanokrystaliczno-amorficzne stopy żelaza zawierające ok. 70 % nanokrystalicznej fazy typu  $\alpha$ -Fe o średnicy ziaren ok. 15 nm wykazują znacznie lepsze właściwości magnetycznie miękkie niż w stanie całkowicie amorficznym [21]. Natomiast amorficzno-nanokrystaliczne stopy aluminium zawierające do 40 % nanokrystalicznej fazy typu  $\alpha$ -Al o średnicy ziaren 5÷15 nm charakteryzują się bardzo dobrymi właściwościami mechanicznymi [22], szczególnie w podwyższonych temperaturach.

Proces mechanicznej syntezy wykorzystuje się również do wytwarzania nanokrystalicznych proszków ze stopów magnetycznie twardych typu Fe-Nd-B [23] oraz Sm-Fe-N [24], a także konstrukcyjnych stopów na bazie związków międzymetalicznych o dużej wytrzymałości, które dodatkowo mogą być utwardzane cząstkami drugiej fazy, np. węglnikami lub azotkami [25, 26].

Badania materiałów amorficznych i nanokrystalicznych koncentrują się na optymalizacji składu stopów pod kątem uzyskania wymaganego zespołu właściwości, analizie procesu i produktów krystalizacji, metodach konsolidacji proszków umożliwiających zachowanie struktury nanokrystalicznej oraz poszukiwaniu obszarów ich zastosowań.

W ostatnim okresie podjęto badania nad procesem wytwarzania pian ze stopów aluminium stosując technikę metalurgii proszków. Piany te są atrakcyjnym materiałem konstrukcyjnym, odznaczającym się małą gęstością, dużą absorpcją energii podczas odkształcania, dużą sztywnością, dobrą odpornością na działanie substancji chemicznych, łatwą obrabialnością, podatnością na recykling, a także dużym współczynnikiem izolacji akustycznej. Badania pian obejmują proces wytwarzania, opis ich struktury, pomiary właściwości mechanicznych i fizycznych oraz poszukiwania obszarów ich zastosowań. Na przykład piany metalowe można stosować na elementy zabezpieczające przed skutkami wypadków w pojazdach samochodowych, konstrukcje charakteryzujące się dużą lekkością i sztywnością, ekrany termiczne i magnetyczne itp.

Synteza materiałów amorficznych i nanokrystalicznych prowadzona jest w oparciu o następującą aparaturę: urządzenie do ciągłego odlewania szybkochłodzonych taśm (*melt-spinner*), planetarny młynek kulowy FRITSCH PULVERISETTE P5, magnetyczny młynek kulowy UNIBALL 5 i wibracyjny młynek kulowy SPEX 8000D.

Właściwości termiczne i stabilność materiałów amorficznych określone są na skaningowych mikrokalorymetrach różnicowych PERKIN-ELMER DSC-7 ( $T_{\max} = 1000$  K,  $dT/dt = 1-200$  K/min) i SETARAM LABSYS ( $T_{\max} = 1870$  K). Do badania właściwości magnetycznych służą kwazistatyczny histerezograf o skomputeryzowanej akwizycji i analizie danych ( $f \leq 0,02$  Hz,  $H_{\max} = 28$  kA/m) [27], waga magnetyczna Faradaya ( $T = 300-1100$  K) i histerezograf impulsowy ( $T = 300-450$  K,  $H_{\max} = 6$  T).

## LITERATURA

- [1] Świątnicki W.A., 1996: Structural basis of interface engineering. *Acta Physica Polonica* 89, 235.
- [2] Świątnicki W.A., Poulat S., Priester L., Decamps B., Grabski M.W., 1998: Thermal stability of extrinsic dislocations in  $\Sigma 11$  grain boundaries in nickel. *Acta Materialia* 46, 1711.
- [3] Świątnicki W.A., Grabski M.W., 1996: Interaction of lattice dislocations with  $\alpha/\gamma$  interphase boundaries. *Materials Science Forum* 207-209, 769.
- [4] Jezierska E., 2000: LACBED and HRTEM methods for structure and defects determination in (Al, Cu)<sub>2</sub>Ti ordered intermetallic. 12<sup>th</sup> European Congress on Electron Microscopy, 9-14 July, Brno, Czech Republic, 499.
- [5] Kozubowski J.A., Borysiuk J., Zandbergen H.W., Gregory I., Weyher J.L., Porowski S., 1999: TEM study of defects in the Mg-doped bulk GaN crystals. *Proc. X Conf. Electron Microscopy of Solids, EM'99, Warsaw-Serock, Poland, September 20-23*, 413.
- [6] Jezierska E., Szummer A., 1996: Double-Twins and Multiple-Twins in Ferritic Steel after Hydrogen Charging. *Proc. IX Conference on Electron Microscopy of Solids, 6-9 May, Kraków - Zakopane*. 251.
- [7] Mizera J., Driver J.H., Jezierska E., Kurzydłowski K.J., 1996: Studies of the relationship between the microstructure and anisotropy of the plastic properties of industrial aluminium-lithium alloys. *Mater. Sci. Engn.* A212, 94.
- [8] Lewandowska M., Mizera J., Wyrzykowski J.W., 2000: Cyclic behaviour of model Al-Li alloys: effect of the precipitate state. *Materials Characterization* 45, 1.
- [9] Bucki J.J., Kurzydłowski K.J., 1992: Analysis of the effect of the grain size uniformity on the flow stress of polycrystals. *Materials Characterization* 29, 375.
- [10] Kurzydłowski K.J., Ralph B., 1995: The quantitative description of the microstructure of materials. CRC Press.
- [11] Ciupiński L., Ralph B., Kurzydłowski K.J., Methods for the characterization of the grain size, *Materials Characterization*, 38, str 177, 1997.
- [12] Michalski A., Sobczak S.: Application of c-BN to tool blade coating, *J. Chem. Vapor Deposition*, 3, str 147, 1994.
- [13] Michalski A., Świdarska-Środa A., Sobczak S., 1998: Nanocrystalline powders of the Al-Ti intermetallic phases. *Inżynieria Materiałowa* 105, 918.
- [14] Michalski A., Świdarska-Środa A., 1999: Nanocrystalline intermetallic Al-Ti phases sintered by a pulse electric discharge. *Materiały konferencyjne 14<sup>th</sup> International Symposium on Plasma Chemistry, T. 4*. Ed. Hrabowski M., Konrad M., Kopecky V., Institute of Plasma Physics, Academy of Sciences of the Czech Republic, Praha, 2247.
- [15] Wierchoń T., Ulbin-Pokorska I., Sikorski K., Trojanowski J., 1999: Properties of multicomponent surface layers produced on steels by modified plasma nitriding processes. *Vacuum* 53, 473.
- [16] Fleszar A., Wierchoń T., Kim S.K., Sobiecki J.R., 2000: Properties of surface layers produced on the Ti-6Al-3Mo-2Cr titanium alloy under glow discharge conditions. *Surface and Coatings Technology* 131, 62.

- [17] Wierzchoń T., Sobiecki J.R., 1998: Properties of surface layers produced from a metalloorganic titanium compound under glow discharge conditions. *Surface and Coatings Technology* 98, 1455.
- [18] Filipek S.M., Bakonyi I., Szummer A., 1999: Absorption of hydrogen in Zr based amorphous alloys under high pressure of gaseous hydrogen. *J. Alloys Compounds* 293-295, 7.
- [19] Janik-Czachor M., Szummer A., Molnar A., Dolata M., Kudelski A., Varga M., Bukowska J., Sikorski K., 2000: Electrochemical modification of Cu-Zr amorphous alloys for catalysts. *Electrochimica Acta* 45, 3295.
- [20] Kulik T.: Nanocrystallization of metallic glasses. *J. Non-Cryst. Solids* (artykuł przeglądowy zostanie opublikowany we wrześniowym numerze 2001 r.).
- [21] Kulik T., 1998: Nanokrystaliczne materiały magnetycznie miękkie otrzymywane przez krystalizację szkieł metalicznych. *Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej*.
- [22] Latuch J., Kokozkiewicz A., Matyja H., 1997: The effect of Cu addition on the formation of fcc-Al phase in rapidly quenched Al-Y-Ni alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 226-228, 809.
- [23] Kaszuwara W., Leonowicz M., Psoda M., Harland C., Davies H.A., 2000: *Proc. 16<sup>th</sup> Inter. Workshop on Rare Earth Magnets and their Appl.* Ed. H. Kaneko i inni. Sendai, 669.
- [24] Januszewski D., Leonowicz M., 1997: *Archives of Metallurgy* 42, 113.
- [25] Krivoroutchko K., Kulik T., Matyja H., Fadeeva V.K., Portnoy V., 2001: Synthesis of powder alloys in Ni-Al-Nb-C system by mechanical alloying. *J. Alloys Compounds* 10, 385.
- [26] Oleszak D., Matyja H., 2000: Formation of nanocrystalline FeAl-NbC and FeAl-VC composites by mechanical alloying. *J. Metastable Nanocryst. Mater.* 8, 320.
- [27] Kulik T., Savage H.T., Hernando A., 1993: A high-performance hysteresis loop tracer. *J. Appl. Phys.* 73, 6855.

## MODERN RESEARCH FIELDS IN MATERIALS SCIENCE

### Summary

The paper reviews the modern research fields in materials science explored by the Faculty of Materials Science and Engineering at the Warsaw University of Technology. The research focuses on design of structural and functional materials using quantitative description of structure and observation of its degradation. Advanced techniques and methods of studies are applied in order to determine the influence of structure on properties of materials. Technological research concerns the synthesis of materials and improvement in their bulk and surface properties with different thermal and thermochemical treatments.

## WPLYW SPIEKANIA REZYSTANCYJNEGO NA MIKROSTRUKTURĘ SPIEKÓW W-NI-FE

Tomasz Majewski, Wojciech Przetakiewicz\*

Wojskowa Akademia Techniczna, Wydział Uzbrojenia i Lotnictwa  
ul. gen. S. Kaliskiego 2, 00-908 Warszawa 49

\*Wojskowa Akademia Techniczna, Wydział Mechaniczny  
ul. gen. S. Kaliskiego 2, 00-908 Warszawa 49

W pracy zamieszczono wyniki badań mikrostruktury spieków 90W-7Ni-3Fe wykonywanych metodą konwencjonalną (poprzez spiekanie w piecu) i rezystancyjną. Zastosowano ogółem pięć wariantów procesu wytwarzania spieków. Przeprowadzono badania metodą metalografii ilościowej, mikroanalizy rentgenowskiej oraz badania mikrofraktograficzne. Stwierdzono, że cząstki wolframu podczas spiekania rezystancyjnego wydłużają się, a faza wiążąca tak wykonywanych spieków zawiera podwyższoną zawartość wolframu.

### I. WSTĘP

Spieki W-Ni-Fe, należące do grupy tzw. spieków ciężkich, charakteryzują się dużą gęstością i twardością, wysoką wytrzymałością, dobrą plastycznością, dobrą przewodnością elektryczną i cieplną oraz wysoką zdolnością tłumienia drgań [1].

Spieki ciężkie tradycyjnie wytwarza się poprzez prasowanie (różnymi metodami), a następnie spiekanie w piecu (spiekanie wstępne w temperaturze 1100°C i ostateczne w temperaturze około 1500°C w atmosferze wodoru lub w próżni). Często przeprowadza się później obróbkę cieplną i plastyczną [2].

Jest to metoda kosztowna, głównie ze względu na konieczność zastosowania drogiej aparatury i prowadzenia procesu wytwarzania z rygorystycznym zachowaniem parametrów technologicznych. Dotyczy to zwłaszcza temperatury i atmosfery spiekania oraz odpowiedniego stanu materiałów wyjściowych.

Spiekanie rezystancyjne polega na łączeniu cząstek proszku wskutek przepływu przez nie prądu elektrycznego. Energia cieplna jest wytwarzana bezpośrednio w materiale w wyniku przemiany elektrotermicznej [3]. Miejscowy gradient temperatury wywołuje zjawisko dyfuzji, co prowadzi do szybkiego powstania spieku. Odmienny, niż przy konwencjonalnym spiekaniu, jest tutaj sposób wytwarzania i wymiany ciepła, które wydziela się przede wszystkim w pobliżu miejsc styku cząstek [4]. Jest to jedna z wielu metod wykonywania spieków, która, ze względu na swój specyficzny przebieg, pozwala na wyeliminowanie niektórych operacji występujących w tradycyjnej technologii obejmującej następujące po sobie zabiegi prasowania i spiekania.

W niniejszej pracy podjęto badania w celu określenia możliwości zastosowania do produkcji spieków ciężkich typu 90W-7Ni-3Fe metody spiekania rezystancyjnego, jest to bowiem technologia prostsza i tańsza od procesu konwencjonalnego.

## 2. PRZYGOTOWANIE PRÓBEK DO BADAŃ

W badaniach przyjęto następujące warianty procesu wytwarzania spieków:

a) **proces konwencjonalny (A)** obejmujący następujące operacje:

- 1 – mieszanie;
- 2 – prasowanie izostatyczne na zimno (CIP) – 300 MPa;
- 3 – spiekanie wstępne w atmosferze zdysocjowanego  $\text{NH}_3$  (temperatura do 1180°C; 2 h);
- 4 – spiekanie z fazą ciekłą w próżni (temperatura 1480°C; 0,5 h).

b) **proces konwencjonalny (B)**:

- 1 – mieszanie;
- 2 – prasowanie izostatyczne na zimno (CIP) – 300 MPa;
- 3 – spiekanie wstępne w atmosferze zdysocjowanego  $\text{NH}_3$  (temperatura do 1180°C; 2 h);
- 4 – spiekanie z fazą ciekłą w argonie (temperatura 1480°C; 0,5 h).

c) **proces konwencjonalny (C)**:

- 1 – mieszanie;
- 2 – prasowanie izostatyczne na zimno (CIP) – 300 MPa;
- 3 – spiekanie wstępne w atmosferze argonu (temperatura do 1180°C; 2 h);
- 4 – spiekanie z fazą ciekłą w argonie (temperatura 1480°C; 0,5 h).

d) **spiekanie rezystancyjne (D)**:

- 1 – mieszanie;
- 2 – prasowanie matrycowe – 200 MPa;
- 3 – spiekanie z fazą ciekłą w argonie (temperatura 1480°C; 10 minut).

e) **spiekanie rezystancyjne (E)**:

- 1 – mieszanie;
- 2 – prasowanie matrycowe – 200 MPa;
- 3 – spiekanie wstępne w atmosferze zdysocjowanego  $\text{NH}_3$  (temperatura do 1180°C; 2 h);
- 4 – spiekanie z fazą ciekłą w argonie (temperatura 1480°C; 10 minut).

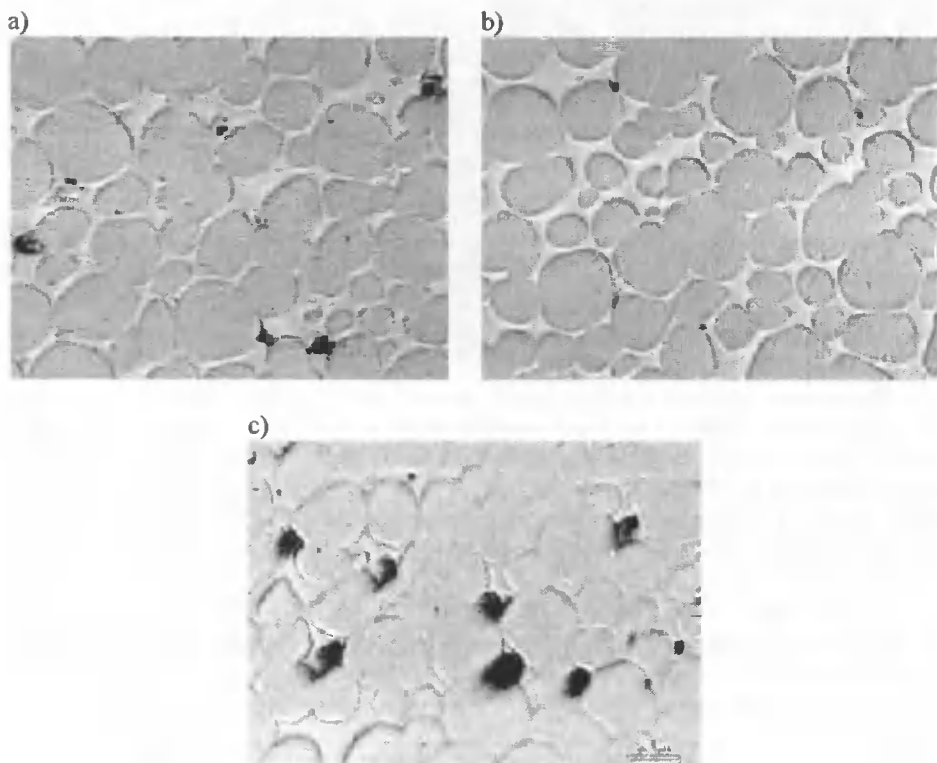
Parametry procesu spiekania w poszczególnych wariantach (temperatura i czas spiekania) zostały przyjęte na podstawie optymalizacji procesów spiekania pod kątem otrzymania najlepszych właściwości mechanicznych wytworzonych materiałów (wytrzymałość na ściskanie, skrócenie względne).

Porównanie próbek A, B i C pozwoliło określić czułość właściwości spieków ciężkich na zmianę warunków spiekania w przypadku procesu konwencjonalnego. Analogicznie zastosowano dwa warianty procesu spiekania rezystancyjnego, tj. D i E, różniące się między sobą występowaniem w drugim przypadku wstępnego spiekania w atmosferze redukującej. Dlatego też, ze względu na zbliżone warunki realizacji procesów spiekania, porównywano przede wszystkim procesy B z E oraz C z D.



### 3. BADANIA METALOGRAFICZNE

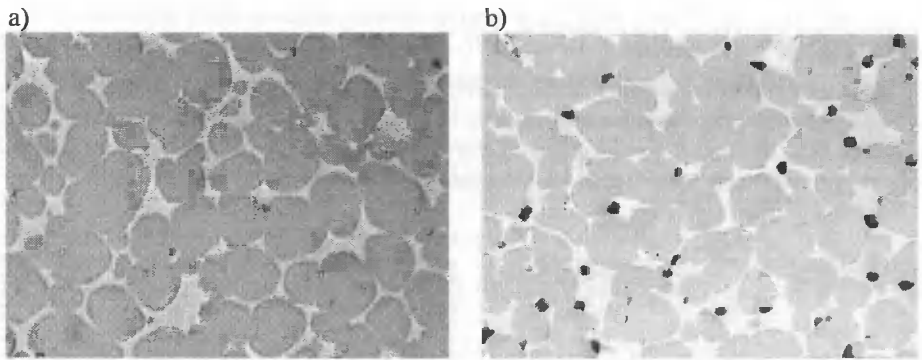
W pierwszym etapie badań strukturalnych obserwacjom mikroskopowym poddano próbki wykonane przy zastosowaniu spiekania końcowego w piecu, a więc w procesach A, B i C. Na zdjęciach (rys. 1) przedstawiono nietrawione zgłady próbek wykonanych przy zastosowaniu tych wariantów wytwarzania.



Rys. 1. Mikrostruktura spieku 90W-7Ni-3Fe (pow. 200x) po różnych wariantach spiekania konwencjonalnego: a – spiek A, b – spiek B, c – spiek C

Próbki A charakteryzują się nielicznymi mikroporami, rozmieszczonymi głównie w fazie wiążącej. Próbki B mają więcej porów o małych rozmiarach, rozmieszczonych zarówno w fazie wiążącej, jak i w ziarnach wolframu oraz nieliczne duże pory umiejscowione w fazie wiążącej. Natomiast próbki C wyróżniają się znacznie większą porowatością od dwóch poprzednich; można w nich zaobserwować liczne pory o dużych rozmiarach, znajdujące się w fazie wiążącej oraz dużo porów małych, zawartych głównie w ziarnach wolframu.

Z kolei próbki wykonane metodą rezystancyjną (D i E) (rys. 2) charakteryzują się mniejszą porowatością i wielkością porów w stosunku do odpowiadających im próbek C i B, co powinno pozytywnie wpływać na ich właściwości.

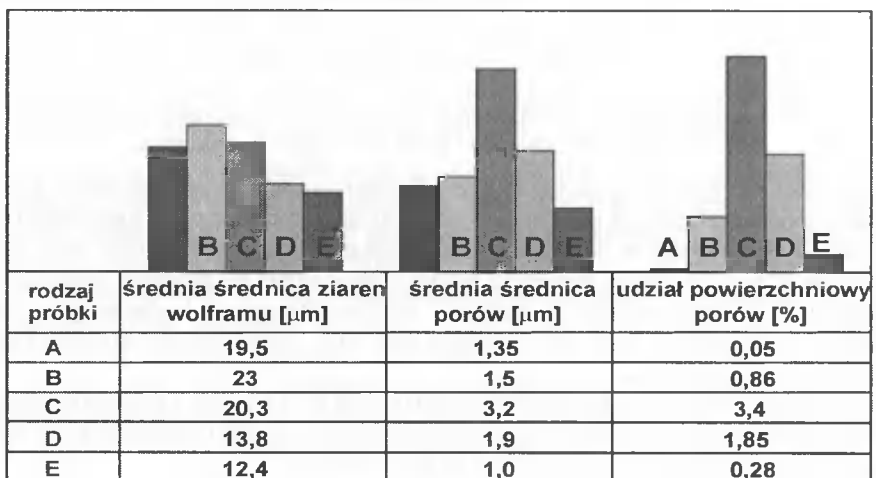


Rys. 2. Mikrostruktura spieku 90W-7Ni-3Fe (pow. 200x) po różnych wariantach spiekania rezystancyjnego: a – spiek D, b – spiek E

Dokonano obliczeń wskaźników porowatości (wielkości porów i ich udziału powierzchniowego) oraz parametrów geometrycznych (średnicy) ziaren wolframu dla próbek wykonanych różnymi metodami. Zastosowano profesjonalny program komputerowy do metalografii ilościowej. Wyniki obliczeń potwierdziły informacje uzyskane podczas obserwacji zglądów (rys. 3).

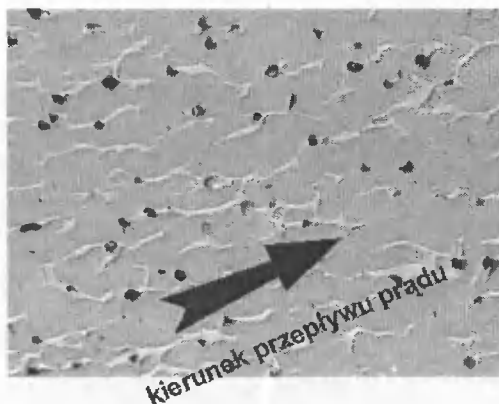
Porowatość i średnia wielkość porów spieków wytworzonych metodą rezystancyjną są mniejsze w stosunku do odpowiadających im próbek wykonanych metodą tradycyjną. Próbki C charakteryzują się największą porowatością i największym rozmiarem porów, znacznie przekraczającymi wartości tych parametrów, jakie otrzymano dla próbek D (podobne relacje można zauważyć porównując próbki B i E). Przyczyną tego jest fakt, że przepływ prądu elektrycznego przez wypraskę spowalnia proces koalescencji porów.

Z kolei próbki A mają porowatość o wiele mniejszą niż pozostałe, co spowodowane jest długim czasem spiekania w próżni, ułatwiającym wychodzenie porów na zewnątrz spieku.



Rys. 3. Charakterystyka ilościowa mikrostruktury

W trakcie badań zaobserwowano ciekawe zjawisko, które nie występuje w procesach konwencjonalnych – wydłużanie się ziaren wolframu podczas spiekania. Efekt ten uwiidacznia się w przypadku próbek spiekanych w czasie przekraczającym 10 minut. Kierunek wydłużania ziaren zawsze zgodny jest z kierunkiem przepływu prądu przez spiek (rys. 4), czego przyczyną jest fakt, że spiekanie rezystancyjne zachodzi bardziej intensywnie w kierunku równoległym do przepływu prądu, niż w kierunku prostopadłym.



Rys. 4. Mikrostruktura spieku 90W-7Ni-3Fe wykonanego w procesie D (temperatura spiekania 1480°C, czas 30 minut); pow. 200x

W następnym etapie eksperymentu przeprowadzono badania metodą ilościowej mikroanalizy rentgenowskiej spieków wykonanych według procesów A-E, przy zastosowaniu mikroskopu skaningowego z przystawką EDX. Poddano analizie obszary w obrębie ziaren wolframu, w fazie wiążącej, a także na granicy obydwu tych faz.

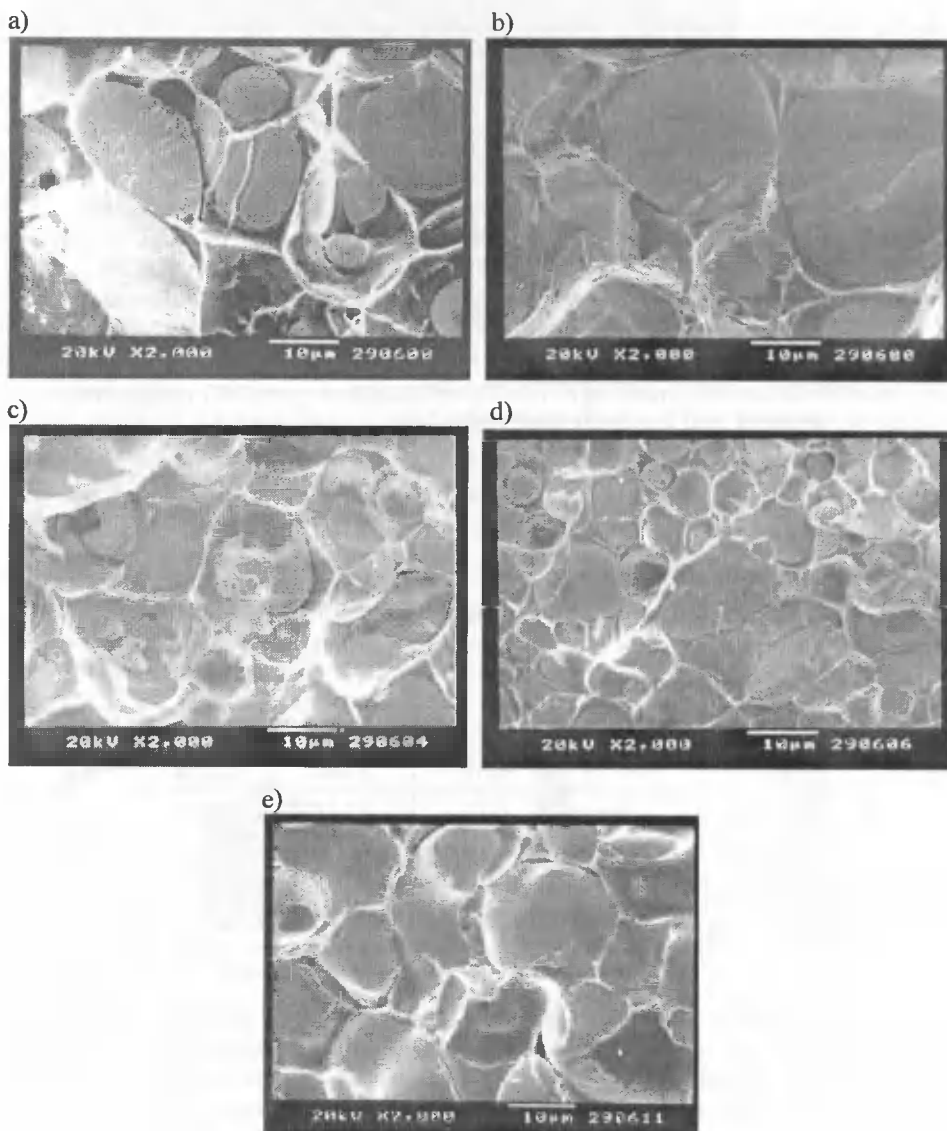
Tabela 1. Udział procentowy pierwiastków w ziarnach wolframu i w fazie wiążącej

Rodzaj próbki	Ziarno wolframu			Faza wiążąca		
	W	Ni	Fe	W	Ni	Fe
A	98,45	0,93	0,62	23,99	53,64	22,37
B	99,38	0,30	0,32	22,81	54,30	22,89
C	99,13	0,38	0,49	24,39	53,59	22,01
D	99,21	0,46	0,33	34,31	47,53	18,16
E	98,92	0,65	0,43	32,60	48,22	19,19

Badania wykazały (tab. 1), że zawartość wolframu w fazie wiążącej próbek spiekanych rezystancyjnie jest znacznie wyższa niż w próbkach wykonanych w sposób konwencjonalny. Prawdopodobnie jest to spowodowane szybkim chłodzeniem spieku i gwałtownym krzepnięciem fazy wiążącej, w wyniku czego tworzy się przesycony roztwór wolframu w stopie Ni-Fe. Skutkiem tego jest zmniejszenie plastyczności materiału spiekane rezystancyjnie, co potwierdziły dalsze badania [5].

Oprócz tego, w próbkach C wykryto, że tlenki stanowią nie tylko skupiska rozmieszczone w fazie wiążącej, ale również tworzą otoczki wokół ziaren wolframu. Takiego typu defektów struktury nie stwierdzono natomiast w próbkach D.

Wyniki tych obserwacji znalazły potwierdzenie w badaniach mikrofraktograficznych próbek użytych do badania udarności (rys. 5). Przeprowadzono je przy zastosowaniu skaningowej mikroskopii elektronowej. Również w tym przypadku w próbkach C można zauważyć zarówno tlenki tworzące okrągłe skupiska w fazie wiążącej, jak też powłoki tlenkowe otaczające ziarna wolframu.



Rys. 5. Przykładowe przełomy próbek: a – A, b – B, c – C, d – D, e – E (pow. 2000x)

W przypadku próbek A przełomy śródkrystaliczne przez ziarno wolframu (widoczne są tu wyraźne uskoki na płaszczyznach łupliwości) dominują nad przełomami międzykrystalicznymi, natomiast bardzo mało spotyka się ich w próbkach B, a jeszcze mniej w próbkach C. W próbkach D stwierdzono obecność okrągłych skupisk tlenków oraz niewielki udział przełomów śródkrystalicznych ziaren wolframu, natomiast badania te nie wykazały obecności powłok tlenkowych otaczających ziarna wolframu. Udział przełomów śródkrystalicznych zwiększa się wraz z wydłużeniem czasu spiekania.

#### 4. PODSUMOWANIE:

Badania metalograficzne wykazały, że próbki spiekane rezystancyjnie charakteryzują się mniejszą porowatością i mniejszymi rozmiarami porów. Poza tym stwierdzono, że przy spiekaniu w czasie powyżej 10 minut następuje wydłużanie ziaren wolframu (związane prawdopodobnie z zapoczątkowaniem spiekania cząstek wolframu między sobą).

Badania prowadzone metodami mikroanalizy rentgenowskiej pozwoliły wykryć, że faza wiążąca w próbkach spiekanych rezystancyjnie zawiera więcej wolframu. Przyczyną tego jest szybkie chłodzenie spieku i występowanie w fazie wiążącej przesyconego roztworu wolframu w stopie Ni-Fe. Ma to wpływ na zmniejszenie plastyczności materiału spiekanego rezystancyjnie.

W próbkach C wykryto obecność otoczek tlenkowych wokół ziaren wolframu (co potwierdzono w badaniach mikrofraktograficznych). Jest to zjawisko niekorzystne ze względu na fakt, że uzyskanie spieku o wysokiej wytrzymałości warunkowane jest eliminacją zanieczyszczeń z granic wolfram-faza wiążąca. W przeciwnym przypadku energia pęknięcia materiału jest niska. Natomiast w odpowiadającym im próbkach D takiego defektu nie wykryto, prawdopodobnie dzięki rozpraszaniu tlenków przez przepływ prądu elektrycznego. Powinno przyczynić się to do polepszenia właściwości spieków wykonanych metodą rezystancyjną.

**Niniejsza praca została wykonana w ramach projektu 7 T08A 021 14 finansowanego przez Komitet Badań Naukowych.**

#### LITERATURA

- [1] Ludyński Z., Nowak W., 1995: Spieki ciężkie - technologia i właściwości. *Metallurgia Proszków* 2, 24-28.
- [2] German R.M., 1985: *Liquid Phase Sintering*. Plenum Press, New York and London.
- [3] Jaworska L., 1994: Dobór metalicznej fazy wiążącej i sposobu jej wprowadzania do kompozytu diamentowo-metalowego. *Prace Instytutu Obróbki Skrawaniem* 77.
- [4] Rajczenko A.I., 1987: *Osnovy processa spiekanija poroszkow propuskaniem elektriczieskowo toka*. Metallurgija Moskwa.
- [5] Majewski T., 2000: *Rozprawa doktorska*. WAT Warszawa.

## IMPACT OF RESISTANCE SINTERING ON THE MICROSTRUCTURE OF W-Ni-Fe SINTER

### Summary

This paper offers the results of investigation into the microstructure of 90W-7Ni-3Fe sinters obtained with the traditional and resistance methods. The samples were produced using five variants of sinter production process. Quantitative metallography and fractographic and energy dispersive x-ray spectrometry tests were applied. It was observed that particles of tungsten elongate due to resistance sintering. The matrix of such sinter contains more tungsten than the sinter produced with the traditional method.

## STRUKTURA I TWARDOŚĆ STALI WNL HARTOWANEJ LASEROWO

Andrzej Barbacki, Mieczysław Kawalec\*

Politechnika Poznańska, Instytut Inżynierii Materiałowej  
Pl. Skłodowskiej-Curie 5, 60-965 Poznań

\*Politechnika Poznańska, Instytut Technologii Mechanicznej  
ul. Piotrowo 3, 60-965 Poznań

W artykule przedstawiono wpływ parametrów hartowania laserowego na strukturę i twardość narzędziowej stali WNL. Stwierdzono, że za pomocą takich parametrów hartowania laserowego, jak moc lasera, średnica wiązki, prędkość przesuwu wiązki oraz posuw, można zadowalająco sterować uzyskiwanymi parametrami zahartowanej warstwy, takimi, jak grubość i twardość maksymalna.

### 1. WPROWADZENIE

Wynalazek lasera stał się jedną z ważniejszych innowacji technicznych ostatnich dziesięcioleci. Nie sposób tu wymieniać wszystkich dziedzin, w których znalazł on zastosowanie, od kultury i medycyny poczynając, a na technice zbrojeniowej i kosmicznej kończąc. W technologii mechanicznej coraz szersze zastosowanie znajduje hartowanie laserowe, będące metodą powierzchniowej obróbki cieplnej. Umożliwia ono skuteczne utwardzenie wybranych fragmentów powierzchni narzędzi lub elementów maszyn. Jednak dane dotyczące optymalizacji parametrów procesu nie zawsze są publikowane zaś uzyskiwane struktury i tym samym właściwości warstwy wierzchniej różnią się znacznie w zależności od stosowanego urządzenia, materiału i parametrów procesu. Uzyskiwana twardość jest zazwyczaj wyższa niż przy hartowaniu konwencjonalnym, co łącznie z rozdrobnieniem ziarna, wynikającym z bardzo krótkich czasów grzania i dużych szybkości chłodzenia, zapewnia wyższą odporność na ścieranie [1-6], a także wyższą wytrzymałość zmęczeniową [7-9]. Niniejszy artykuł przedstawia wyniki badań dotyczące hartowania laserowego narzędziowej stali WNL, często stosowanej na skomplikowane narzędzia do obróbki plastycznej. Celem tych badań jest poznanie wpływu zmiennych parametrów hartowania na uzyskiwaną strukturę i twardość warstwy wierzchniej. Prowadzone badania zmierzają, w dalszej perspektywie, do opanowania tzw. obróbki hybrydowej, łączącej w sobie hartowanie laserowe i skrawanie.

## 2. MATERIAŁ I METODY BADAŃ

Do badań wykorzystano stal WNL (wg PN/II-85021) zawierającą około 0,55% C, 1,6% Ni, 0,65% Cr oraz 0,2% Mo. Walki o średnicy 77 mm po ich pokryciu warstwą absorpcyjną hartowano za pomocą lasera CO<sub>2</sub> stosując następujące parametry procesu:

- moc lasera  $P$ : 750-2000 W,
- średnica wiązki  $d$ : 2 mm,
- prędkość przesuwu wiązki  $v_L$ : 1,2-10,8 m/min,
- posuw  $f_i$ : 0,5 lub 1 mm.

Zgłady metalograficzne wykonano prostopadle do hartowanej powierzchni po uprzednim pokryciu elektrolitycznie nałożoną warstwą chromu. Badania przeprowadzono za pomocą mikroskopii świetlnej wspomaganą pomiarami mezotwardości przy obciążeniu 200 G.

## 3. WYNIKI BADAŃ I ICH DYSKUSJA

Podstawowymi parametrami określającymi jakość zahartowanej warstwy wierzchniej jest twardość uzyskana na powierzchni (ew. w warstwie przypowierzchniowej) oraz głębokość utwardzenia, mierzona zazwyczaj do miejsca, w którym twardość obniża się do 550 HV (podobnie, jak w przypadku warstw utwardzanych przez nawęglanie lub azotowanie). Na tak określone parametry warstwy wierzchniej decydujący wpływ, oprócz rodzaju hartowanego materiału, mają podane w punkcie poprzednim parametry hartowania laserowego. Decydują one zarówno o polu temperatur powstającym w wyniku pierwszego hartującego przejścia wiązki lasera, jak też o oddziaływaniu następnego przejścia wiązki. Przejście to, oprócz tego, że hartuje kolejną ścieżkę, powoduje odpuszczenie, a często też ponowne zahartowanie części ścieżki poprzedniej.

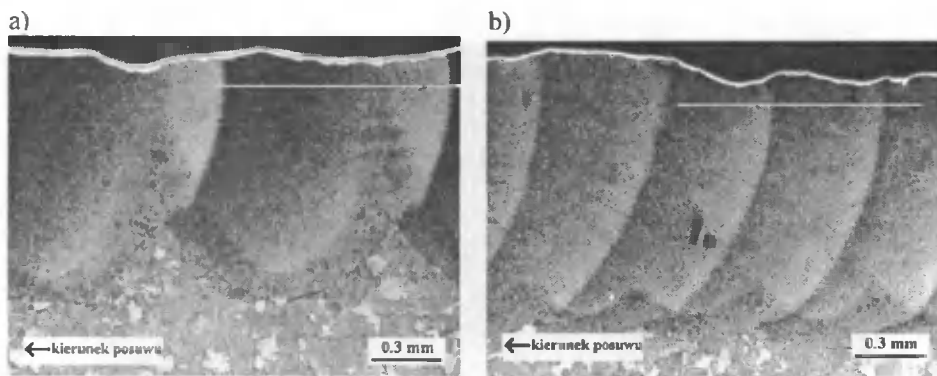
Średnica wiązki lasera  $d$  oraz posuw  $f_i$  decydują o wielkości nakładania się sąsiednich ścieżek. Nominalna wielkość nakładania, wyrażona w milimetrach, jest różnicą nominalnej średnicy wiązki i posuwu, zaś współczynnik nakładania  $x = 1 - f_i/d$ . Trzeba jednak pamiętać, iż rzeczywista szerokość ścieżki (o widocznie zmienionej strukturze) jest węższa od nominalnej średnicy wiązki.

Wpływ parametru nakładania na strukturę warstwy przypowierzchniowej laserowo hartowanej stali WNL ilustruje rysunek 1, natomiast przebieg zmian mezotwardości uzyskany w wyniku takiej obróbki przedstawia rysunek 2.

Z analizy tych rysunków wynika, że zwiększanie współczynnika nakładania powoduje zwiększenie odpuszczającego wpływu kolejnych przejść wiązki lasera prowadzące do obniżenia twardości warstwy. Z kolei, stosowanie zbyt niskiego współczynnika nakładania (poniżej 0,5) prowadzi do uzyskania warstwy zahartowanej o silnie zróżnicowanej grubości.

Warstwy wierzchnie pokazane na rysunku 1 uzyskano, stosując niewielką prędkość przesuwu wiązki, wynoszącą 1,2 m/min. Dlatego też, pomimo wykorzystania stosunkowo niewielkiej mocy (1000 W), uzyskano warstwę zahartowaną o grubości około 1 mm.



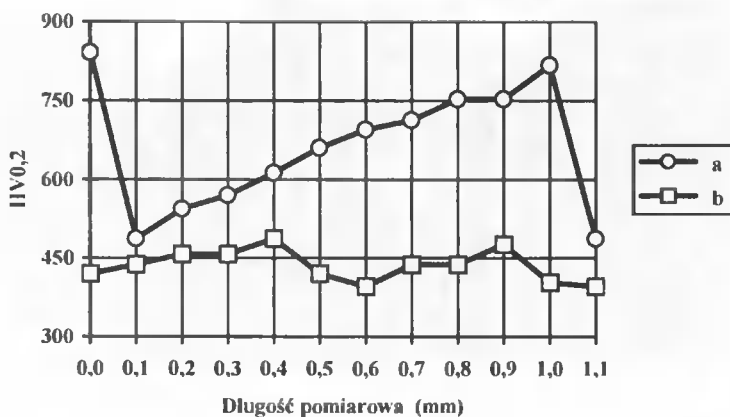


Rys. 1. Struktura zahartowanych laserowo warstw wierzchnich stali WNL; parametry procesu:

a)  $P = 1000 \text{ W}$ ,  $v_c = 1,2 \text{ m/min}$ ,  $f_l = 1 \text{ mm}$ ,  $d_l = 2 \text{ mm}$ ,  $x = 0,5$ ,

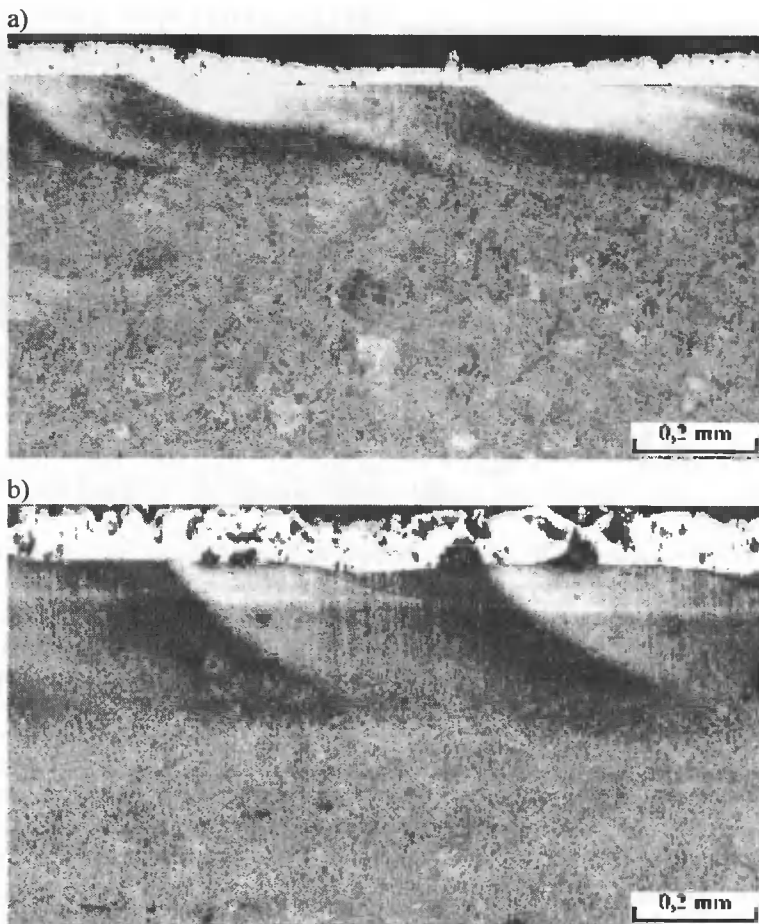
b)  $P = 1000 \text{ W}$ ,  $v_c = 1,2 \text{ m/min}$ ,  $f_l = 0,5 \text{ mm}$ ,  $d_l = 2 \text{ mm}$ ,  $x = 0,75$ .

Białe odcinki w górnej części każdego zdjęcia wskazują miejsce pomiarów mezo-twardości



Rys. 2. Twardość, mierzona 0,05 mm od powierzchni hartowanej przy różnych współczynnikach nakładania  $x = 0,5$  (krzywa a) oraz  $0,75$  (krzywa b); odcinki pomiarowe odpowiadają białym liniom widocznym na rysunkach 1 a, b

Dążenie do skrócenia czasu obróbki skłania do zwiększania prędkości przesuwu wiązki oraz jej mocy. Na rysunkach 3a i 3b pokazano warstwę zahartowaną uzyskaną przy prędkości przesuwu wiązki zwiększonej do  $5,4 \text{ m/min}$  i zróżnicowanej mocy lasera:  $750$  oraz  $1500 \text{ W}$ . Zastosowano przy tym współczynnik nakładania  $x = 0,5$ , mając na uwadze znalezienie odpowiednich parametrów obróbki, mogących znaleźć zastosowanie podczas obróbki hybrydowej oraz licząc na to, iż zwiększenie mocy spowoduje zarówno powiększenie grubości warstwy, jak i jej twardości.



Rys. 3. Warstwa wierzchnia zahartowanej laserowo stali WNL; parametry procesu:  
a)  $P = 750 \text{ W}$ ,  $v_c = 5,4 \text{ m/min}$ ,  $f_t = 0,5 \text{ mm}$ ,  $d_t = 2 \text{ mm}$ ,  $x = 0,75$ ,  
b)  $P = 1500 \text{ W}$ ,  $v_c = 5,4 \text{ m/min}$ ,  $f_t = 0,5 \text{ mm}$ ,  $d_t = 2 \text{ mm}$ ,  $x = 0,75$ .

Jak wynika z powyższych fotografii, uzyskano zahartowanie na głębokość, odpowiednio, około 0,15 i 0,2 mm. Twardość maksymalna zwiększa się w wyniku zwiększenia mocy wiązki laserowej i wynosi, odpowiednio, około 800 i 1000 HV<sub>0,2</sub>.

Podwojenie stosowanej prędkości przesuwu pomimo równoczesnego zwiększenia mocy lasera do 2000 W powoduje zmniejszenie grubości warstwy utwardzonej poniżej 0,15 mm (rys. 4).



Rys. 4. Warstwa wierzchnia po laserowym zahartowaniu przy następujących parametrach:  $P = 2000$  W,  $v_c = 10,8$  m/min,  $f_t = 0,5$  mm,  $d_t = 2$  mm,  $x = 0,75$

Dalsze zwiększanie mocy przy niezmienionej średnicy wiązki, a więc zwiększenie gęstości mocy mogłoby spowodować niepożądane zjawiska związane z gwałtownym nadgrzaniem warstwy wierzchniej. Pewne zwiększenie twardości warstwy zahartowanej można by uzyskać stosując mniejszy współczynnik nakładania, a więc redukując odpuszczanie uprzednio zahartowanych obszarów, lecz w badaniach mających w perspektywie prowadzenie obróbki hybrydowej należy stosować możliwie małe posuwy.

#### 4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

1. Przeprowadzone badania wykazały, że za pomocą takich parametrów hartowania laserowego, jak moc lasera, średnica wiązki, prędkość przesuwu wiązki oraz posuw, można zadowalająco sterować uzyskiwanymi parametrami zahartowanej warstwy, takimi, jak grubość i twardość maksymalna.
2. Bardzo istotnym parametrem jest prędkość przesuwu wiązki, która w szerokim zakresie pozwala regulować czas grzania warstwy wierzchniej, a więc powstające pole temperatur, a co za tym idzie, grubość i twardość warstwy zahartowanej.
3. Średnica wiązki i jej posuw określają współczynnik nakładania się sąsiednich ścieżek, a tym samym proporcję pomiędzy strefą zahartowaną i odpuszczoną. Zwiększenie tego współczynnika powoduje wzrost udziału odpuszczania.

#### LITERATURA

- [1] Kusiński J., 1998: Obróbka laserowa średniowęglowych stali chromowych. *Hutnik* 55, 218-225.
- [2] Astapczik S.A., Babuskin V.B., Ivasko V.S., 1990: Przemiany strukturalne i fazowe przy laserowej obróbce stali i stopów. *Metaloznawstwo Obróbka Ciepłna Inżynieria Powierzchni* 103-105, 13-16.

- [3] Heuvelman C.J. et al., 1992: Surface Treatment Techniques by Laser Beam Machining. *Annals of the CIRP* 41, 657-665.
- [4] Lopez V. et al., 1995: Influence of previous structure on laser surface hardening of AISI 1045 steel. *ISIJ International*. 35, 1394-1399.
- [5] Burakowski T., Wierzchoń T., 1995: *Obróbka powierzchniowa*. WNT Warszawa.
- [6] Selvan J.S., Subramanian K., Nath A.K., 1995: Effect of laser surface hardening on En18 (AISI 5135) steel. *J. Materials Processing Technology* 91, 36-43.
- [7] Waligóra W., 1994: Odporność na zmęczenie powierzchniowe stali łożyskowej poddanej obróbce laserowej. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej.
- [8] Peng RL., Ericsson T., 1998: Effect of laser hardening on bending fatigue of several steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy* 27. 180-190.
- [9] Cerny I., Furbacher I., Linhart V., 1998: Influence of laser hardening and resulting microstructure on fatigue properties of carbon steels. *Journal of Materials Engineering & Performance* 7, 361-366.

## STRUCTURE AND HARDNESS OF THE LASER HARDENED WNL STEEL

### Summary

The study investigated the influence of the laser hardening parameters on the structure and hardness of WNL (~EN 55NiCrMoV) die steel. It was observed that by adjusting process parameters such as laser power, beam diameter, beam speed and feed, it is possible to control hardness and thickness of the surface layer.

# WPLYW JAKOŚCI METALURGICZNEJ NA MECHANICZNE WŁAŚCIWOŚCI STALI KONSTRUKCYJNEJ HSLA-100 Z DODATKIEM MIEDZI

Stanisław M. Pytel, Rafał Bogucki

Politechnika Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
al. Jana Pawła II 37, 31-864 Kraków

W pracy przedstawiono wyniki badań właściwości mechanicznych oraz odporności na pękanie niskowęglowych stali konstrukcyjnych gatunku HSLA-100 (o granicy plastyczności w zakresie od 700 do 800 MPa) modyfikowanych miedzią oraz metalami ziem rzadkich.

## 1. WPROWADZENIE

W produkcji blach grubych przeznaczonych na ciężkie konstrukcje spawane pracujące w obniżonej temperaturze osiągnięto granicę plastyczności  $R_{p0.2} > 700$  MPa dzięki zastosowaniu mikrododatków oraz modyfikatorów składu chemicznego stali przy równoczesnym obniżeniu zawartości węgla oraz zastosowaniu nowoczesnych technologii regulowanej obróbki cieplno-plastycznej [1].

Przedmiotem badań metaloznawczych w tym zakresie są dwie grupy niskowęglowych stali konstrukcyjnych o zawartości węgla rzędu  $0,02 \pm 0,06$  %, które osiągają granicę plastyczności  $R_{p0.2} = 700$  MPa. Pierwszą grupę będącą przedmiotem badań w niniejszej pracy stanowią stale o wysokiej wytrzymałości utwardzone wydzieleniowo miedzią, które w informacjach publikowanych w języku angielskim określane są jako High Strength Low-Alloy Steels i oznaczane symbolem HSLA-100 [2, 3]. Drugą grupę stanowią niskowęglowe stale bainityczne określane w literaturze mianem stali ULCB-100 (Ultra-Low Carbon Bainitic Steels) [4, 5].

## 2. PRZEBIEG BADAŃ ORAZ WYNIKI

W pracy przeprowadzono badania metalograficzne próbek pobranych poprzecznie do kierunku walcowania płaskowników o grubości  $g = 12$  mm, pochodzących z sześciu wytopów laboratoryjnych o masie 50 kg. Skład chemiczny wytopów przedstawiono w tabeli 1 (wytopy nr 3-6 modyfikowano dodatkiem metali ziem rzadkich – MZR). Wszystkie badania przeprowadzono po obróbce cieplnej polegającej na nagraniu pla-

skowników do temperatury 950°C/30 min i chłodzeniu w wodzie, a następnie na ich odpuszczaniu w temperaturze 650°C/2 godz.

Tabela 1. Skład chemiczny wytopów

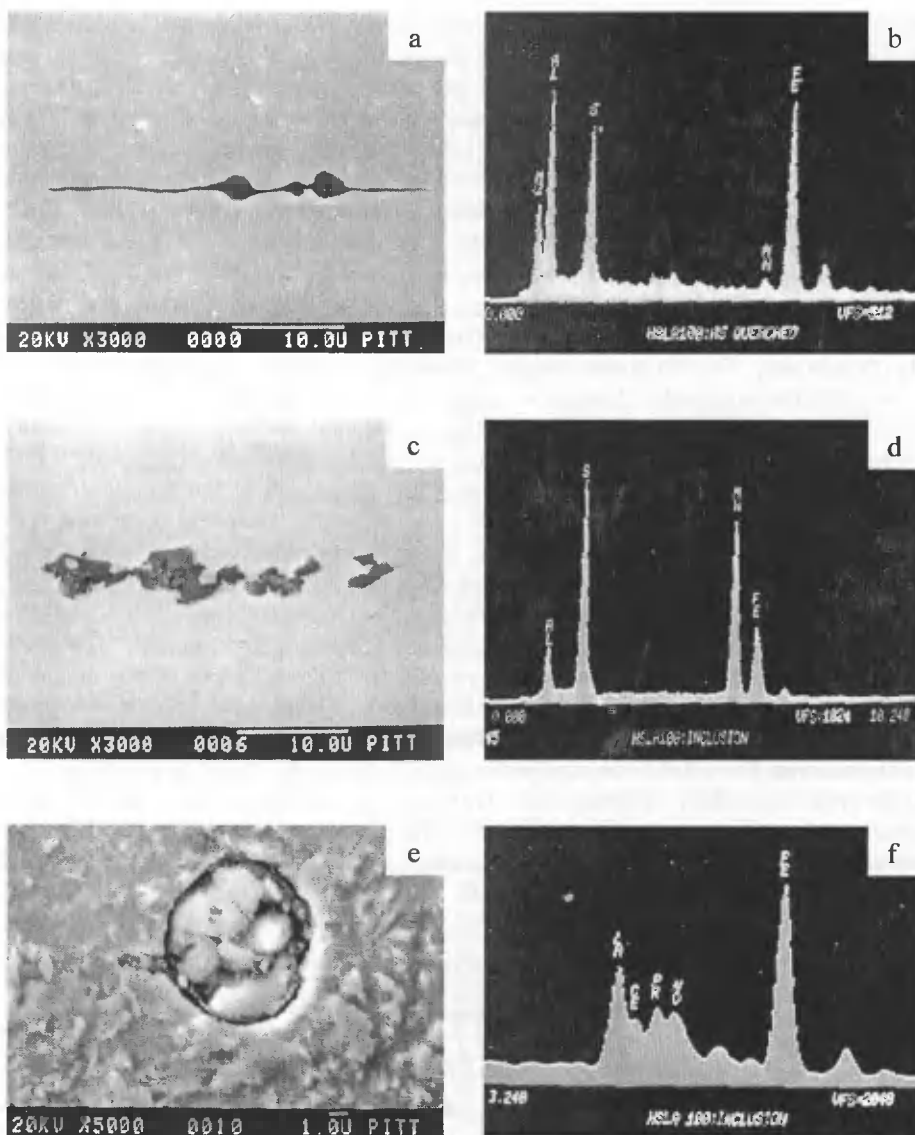
Nr wytopu	C	S	MZR	Pozostałe pierwiastki, % wag.	
	ppm				
1	150	12	0		
2	100	98	0		
3	150	17	200	Mn = 1,0	Mo = 0,6
4	130	42	360	Si = 0,25	Ni = 3,5
5	600	96	370	P = 0,01	Cu = 1,7
6	600	102	210	Nb = 0,03	Cr = 0,5

Tabela 2. Wyniki pomiarów mechanicznych właściwości stali oraz geometrii wtrąceń niemetalicznych

Nr wytopu	Właściwości mechaniczne				Geometria WN		
	R <sub>0,2</sub> , MPa	R <sub>m</sub> , MPa	KV, J	T <sub>pk</sub> , K	N <sub>A</sub> , mm <sup>-2</sup>	d <sub>WN</sub> , μm	Σb, μm mm <sup>2</sup>
1	760	805	298	163	297	1,69	498
2	670	700	146	184	652	2,21	1792
3	748	798	138	208	811	2,41	1535
4	718	752	86	221	1053	2,53	2431
5	861	897	78	228	1125	2,51	2824
6	853	883	105	211	711	2,29	1649

Tabela 3. Wyniki oceny odporności stali na pękanie

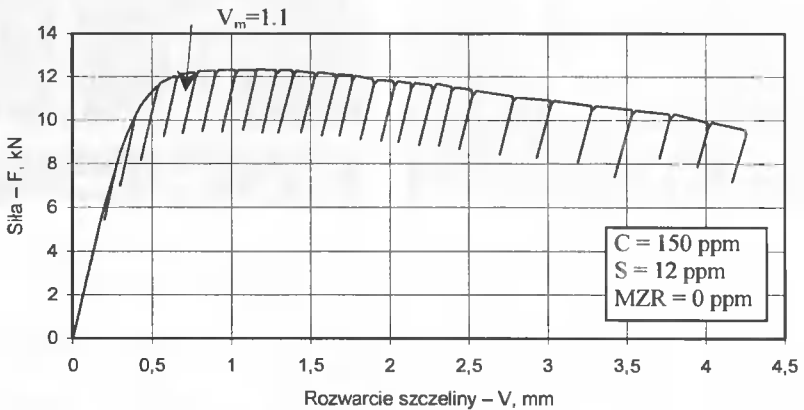
Nr wytopu	σ <sub>y</sub> , MPa	E, GPa	J <sub>IC</sub> , kJ/m <sup>2</sup>	K <sub>IC</sub> , MPa·m <sup>1/2</sup>	V <sub>m</sub> , Mm
1	783	213	109,8	152,9	1,12
2	685	209	71,2	121,9	0,75
3	773	215	63,1	116,4	0,69
4	735	211	46,3	98,8	0,51
5	829	214	30,2	84,7	0,42
6	818	210	49,8	107,2	0,59



Rys. 1. Typowe wtrącenia niemetaliczne występujące w badanych wytopach:  
a, c, e – topografia wtrąceń; b, d, f – analiza składu chemicznego

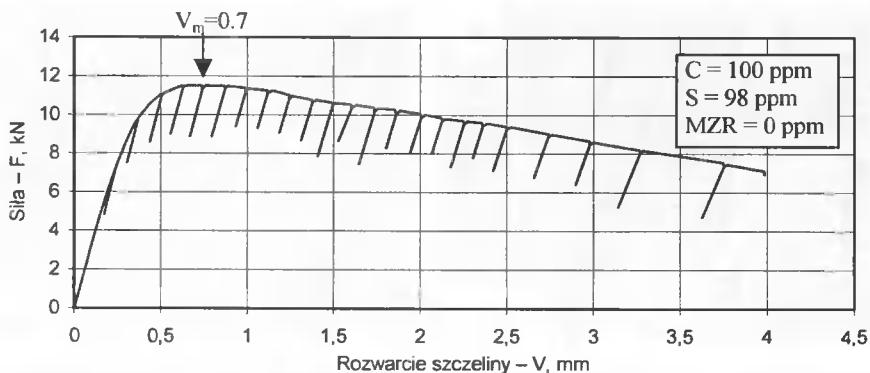
Szczegółową identyfikację składu chemicznego wtrąceń niemetalicznych WN wykonano przy zastosowaniu mikroanalizatora rentgenowskiego JEOL JX-50A. Na tej podstawie stwierdzono, że występujące w wytopach nr 1 i 2 WN można podzielić na wydłużone siarczki oraz drobne, zwarte cząstki tlenku aluminium (rys. 1a-d). Ponadto w stalach modyfikowanych MZR zidentyfikowano podwyższoną zawartość złożonych tlenków MZR (rys. 1e-f) o kształcie globularnym. Przy pomocy komputerowego analizatora obrazu przeprowadzono na próbkach wzdłużnych pomiary następujących para-

metrów stereologicznych WN:  $N_A$  – liczebność WN,  $d_{WN}$  – średnią średnicę WN,  $\Sigma b$  – całkowitą długość WN na jednostkę powierzchni zgrądu. Wyniki pomiarów podstawowych właściwości mechanicznych i geometrii WN zebrano w tabeli 2. Badania odporności stali na pękanie przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej MTS-880, stosując próbki poprzeczne typu CT z nacięciem prostopadłym do powierzchni płaskownika. Próbkę przeprowadzono w temperaturze pokojowej wg normy amerykańskiej ASTM E813-89. Parametry charakteryzujące próbkę zwartą typu CT:  $B = 12\text{mm}$ ,  $W = 24\text{mm}$ ,  $a/W = 0,60 \div 0,65$ , gdzie:  $B$  – grubość próbki,  $a$  – długość nacięcia,  $W$  – szerokość próbki. Na podstawie otrzymanych wykresów P-V (rys.2÷5) oraz danych pomiarowych obliczono całkę Rice'a –  $J_{IC}$ , według sposobu opisanego w normie. Wartość  $V_m$  – krytyczną wielkość rozwarcia odczytano z wykresów dla maksymalnej siły obciążającej. Wyniki pomiarów oraz obliczeń  $J_{IC}$  oraz  $K_{IC}$  przedstawiono w tabeli 3. Po odkształceniu próbki łamano w ciekłym azocie, a następnie przy zastosowaniu mikroskopu skaningowego przeprowadzono badania fraktograficzne przełomów w centralnej części próbek w strefie propagacji pęknięcia w odległości około  $1,0 \div 15$  mm od wierzchołka szczeliny zmęczeniowej. Na podstawie badań fraktograficznych stwierdzono, że w próbkach pochodzących z wytopu nr 1 o najniższej zawartości siarki oraz minimalnym wskaźniku  $\Sigma b = 498 \mu\text{m}$ , topografia przełomów znacznie różni się od pozostałych próbek. Jak to łatwo zauważyć na rysunku 6a, b, charakterystyczną cechą powierzchni przełomu jest występowanie owalnych kraterów o rozmiarach rzędu kilkudziesięciu mikrometrów, rozdzielonych szerokimi strefami mikropustek o wysokiej dyspersji. W próbkach pochodzących z wytopów nr 2 geometria pustek jest odmienna, przy czym we wnętrzu kraterów można zaobserwować wydłużone siarczki manganu – rysunek 6c,d w wytopie nr 4 modyfikowanym MZR – który posiada wysoki stopień zanieczyszczenia  $\Sigma b = 2431 \mu\text{m}$  topografia przełomu uległa zmianom polegającym na utworzeniu rozległych, eliptycznych wgłębień w otoczeniu łańcuszków tleno-siarczków (rys.6f) w podsumowaniu analizy fraktograficznej należy podkreślić, że topografia przełomów potwierdza zmiany w ciągliwości stali opisanej parametrem  $K_{ic}$  w funkcji zawartości siarki oraz dodatku MZR.

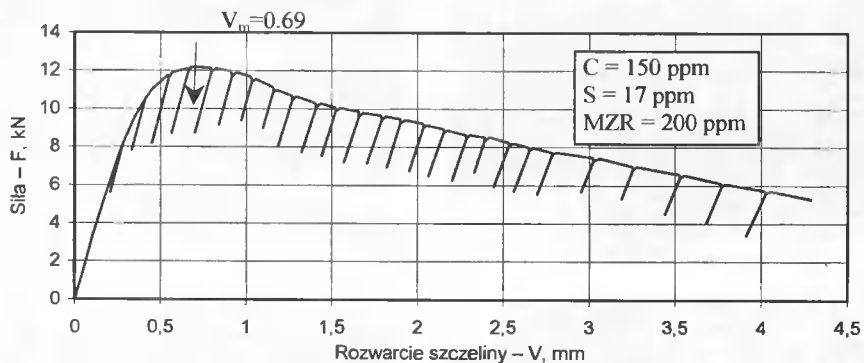


Rys. 2. Wykres siły rozciągającej w funkcji rozwarcia wierzchołka szczeliny dla próbki poprzecznej pochodzącej z wytopu nr 1

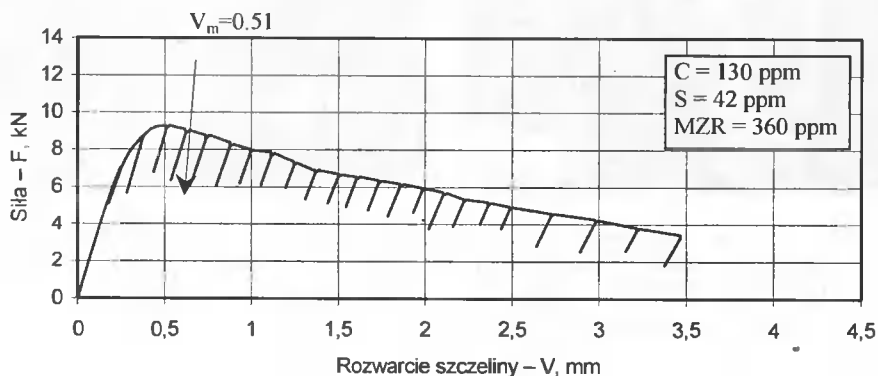




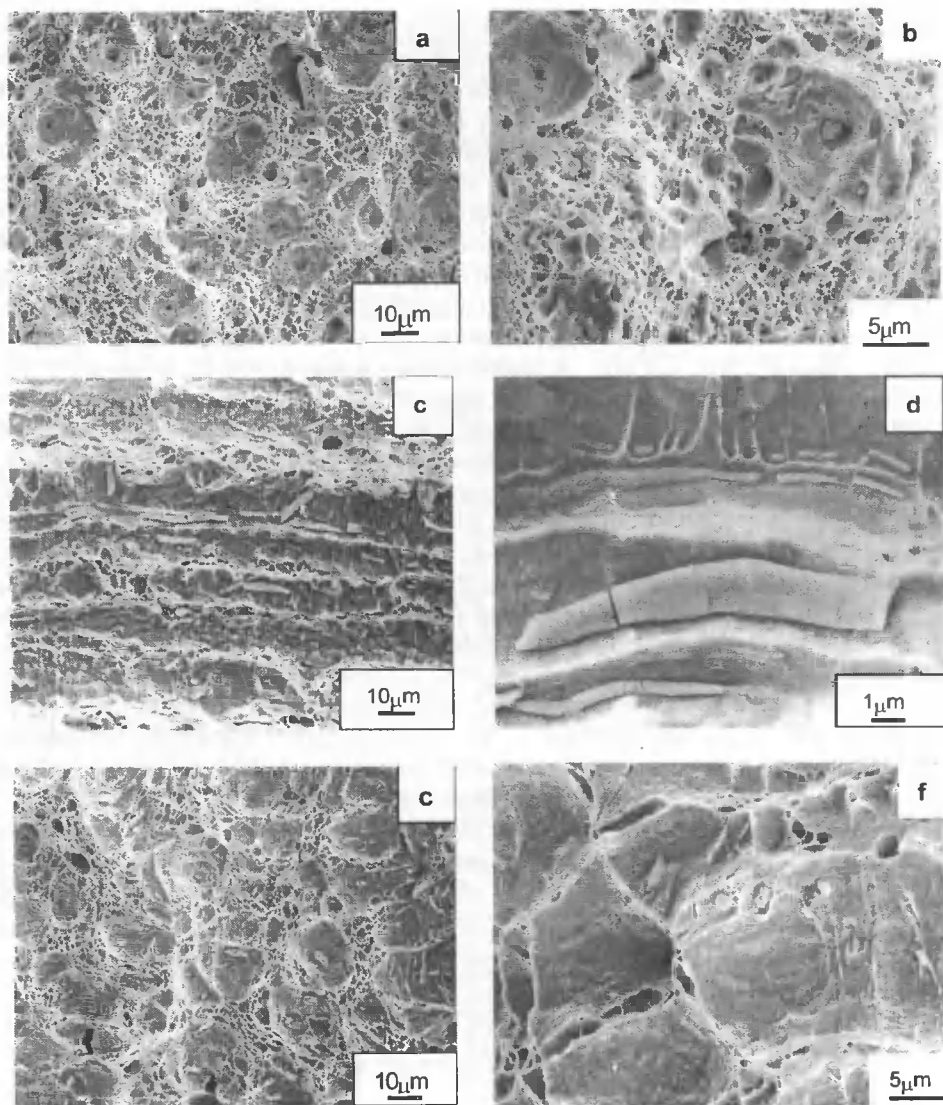
Rys. 3. Wykres siły rozciągającej w funkcji rozwarcia wierzchołka szczeliny dla próbki poprzecznej pochodzącej z wytopu nr 2



Rys. 4. Wykres siły rozciągającej w funkcji rozwarcia wierzchołka szczeliny dla próbki poprzecznej pochodzącej z wytopu nr 3



Rys. 5. Wykres siły rozciągającej w funkcji rozwarcia wierzchołka szczeliny dla próbki poprzecznej pochodzącej z wytopu nr 4



Rys. 6. Topografia przełomów próbek po testach z mechaniki pęknięcia metodą całki J; badania frakto-graficzne przeprowadzono w odległości 1,0-1,5 mm od wierzchołka szczeliny zmęczeniowej a, b) wytop nr 1 – zawartość S = 12 ppm; c, d) wytop nr 2 – zawartość S = 98 ppm; e, f) wytop nr 4 – zawartość S = 42 ppm, MZR = 360 ppm

### 3. PODSUMOWANIE WYNIKÓW

Wyniki badań potwierdziły, że jakość metalurgiczna stali (wyrażona zawartością oraz morfologią WN) silnie wpływa na udurowienie, temperaturę przejścia plastyczno-krucho, a także odporność materiału na pęknięcie. Stal o najmniejszym stopniu zanie-

czyszczenia WN (wytop nr 1) charakteryzuje się najlepszą ciągliwością, o czym świadczą wysokie wartości parametrów:  $KV = 298 \text{ J}$  oraz  $K_{IC} = 152,9 \text{ MPa m}^{1/2}$ . Wprowadzenie modyfikatora wtrąceń niemetalicznych w postaci MZR do wytopów nr 4÷6 spowodowało zmiany kształtu siarczków. Modyfikacja MZR nie poprawiła jakości metalurgicznej stali gdyż stopień zanieczyszczenia WN wyrażony parametrem  $\Sigma b$  jest w wytopach nr 4÷6 jest kilkukrotnie wyższy w porównaniu z wytopem nr1. Obniżenie jakości metalurgicznej ujawniło się w postaci spadku udarności oraz odporności na pękanie próbek pochodzących z tych wytopów.

## LITERATURA

- [1] Yano S. et al., 1986: Development of HT 100 steel for heavy sections through the application of TMCP. IIW Doc. IX - 1424 - 86.
- [2] Fundamentals of the Controlled Rolling Processes. Niobum Information 7/94.
- [3] Tamehiro H. et al., 1990: High-toughness age-hardenable copper-bearing steel for large-diameter line pipe. Proc. 9th Int. Conference and Exhibition Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Feb. 18-23, Houston, USA.
- [4] DeArdo A.J.: New developments in the alloy design of microalloyed and other modern HSLA steels. The Basic Metals Processing Research Institute, University of Pittsburgh, USA.
- [5] Pytel S.M. et al. 1991: Fracture toughness of ultra-low carbon bainitic steels for heavy plate applications. Proc. of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and other Modern HSLA Steels. June 3-6, Pittsburgh, PA, USA.

## MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HEAT AFFECTED ZONE IN HIGH STRENGTH STRUCTURAL STEEL

### Summary

The present paper offers a brief presentation of the results of the investigation into the microstructure and mechanical properties in the simulated heat affected zone of HSLA-130 copper treated steel.



## BADANIA TECHNOLOGII HARTOWANIA BAINITYCZNEGO STALI ŁOŻYSKOWEJ 100CR6

Petr Skočovský\*\*/\*\*, Ivan Durmis\*, Peter Paľček\*

\* Žilinská univerzita v Žiline, Strojnícka fakulta  
Veľký diel. 010 26 Žilina, Słowacja

\*\* Politechnika Zielonogórska, Instytut Inżynierii Produkcji i Materialoznawstwa  
ul. Podgórna 50, 65-246 Zielona Góra

Hartowanie z przemianą izotermiczną części łożysk tocznych powoduje mniejsze naprężenia własne i minimalne odkształcenia w porównaniu z klasycznym hartowaniem martenzytycznym i odpuszczaniem w niskiej temperaturze. W artykule przedstawiono badania nad doborem parametrów technologicznych hartowania bainitycznego stali 100Cr6 (LH15). Austenitzowanie w temperaturze 860 °C i wytrzymywanie w soli o temperaturze 240 °C w czasie 3 godz. gwarantuje strukturę bainitu dolnego z wymaganą twardością (ponad 58 HRC).

### 1. WPROWADZENIE

Części łożysk tocznych wytwarza się z wysokowęglowych stali 100Cr6 (LH15), 100CrMn6 (LH15SG) i 100CrMnSi6-4. Ze względu na zdolności do przenoszenia dużych obciążeń, kulki łożyskowe powinny mieć twardość 58÷61 HRC, a części toczne – 61÷64 HRC. Stale 100Cr6 poddaje się zazwyczaj hartowaniu martenzytycznemu i odpuszczaniu w temperaturze 150°C. Osiąga ona twardość 62 HRC i dużą trwałość zmęczeniową. Po hartowaniu w strukturze stali jest 7÷8% austenitu szczątkowego, który przy wzroście temperatury przemienia się, co powoduje destabilność wymiarową części łożysk. Jeżeli łożyska są przeznaczone do pracy w wyższej temperaturze od temperatury odpuszczania (150°C), to wówczas stosuje się stabilizowanie, polegające na nagrzewaniu i wygrzewaniu w temperaturze wyższej od temperatury odpuszczania.

Duże szybkości chłodzenia kulek o małej średnicy przy hartowaniu z temperatury 850°C powodują, że odkształcenie po oziębianiu w wodzie wynosi 0,25%, a w oleju – 0,19%. Wymaga to jednak większych naddatków na szlifowanie. Alternatywną obróbką cieplną części łożysk jest hartowanie z przemianą izotermiczną, zaliczane do hartowania bainitycznego. Polega ono na austenitzowaniu w temperaturze 850÷865°C w czasie 20÷60 minut i oziębianiu w kąpeli solnej o temperaturze 230÷240°C oraz wytrzymywaniu w tej kąpeli w czasie 3÷4 godzin. Takie hartowanie zapewnia stali łożyskowej strukturę bainityczną i minimalną twardość 58 HRC [1, 2]. Mniejsza twardość stali jest niewskazana.

Hartowanie z przemianą izotermiczną ma szereg zalet, a mianowicie: wytrzymywanie w temperaturze przemiany bainitycznej powoduje wyrównanie temperatury na przekroju,

wskutek tego, w porównaniu z hartowaniem i niskim odpuszczaniem, stan naprężeń wewnętrznych jest mniejszy, a odkształcenia hartownicze ulegają znacznemu zmniejszeniu (poniżej 0,19%). Stal łożyskowa ze strukturą bainityczną przy podwyższonych temperaturach ma większą udarność i wytrzymałość zmęczeniową [2, 3].

W pracy przedstawiono badania, które wykonano w celu wyznaczenia optymalnych parametrów hartowania z przemiana izotermiczną stali łożyskowej 100Cr6. Badania przeprowadzono dla potrzeb przemysłu produkującego łożyska toczne wagonów kolejowych.

## 2. METODYKI BADAŃ

Do badań użyto:

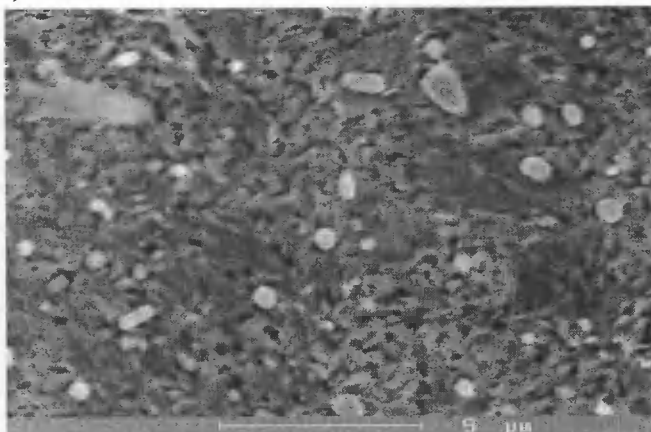
- próbki bez karbu do próby udarowej o wymiarach 10x10x55 mm stali 100Cr6 wyżarzanej sferoidyzująco,
- odkuwki pierścienia o średnicy 65/33 mm i szerokości 23 mm stali 100Cr6 wyżarzanej sferoidyzująco.

Do izotermicznej przemiany przechłodzonego austenitu stali zastosowano kąpiel solną AS 140.

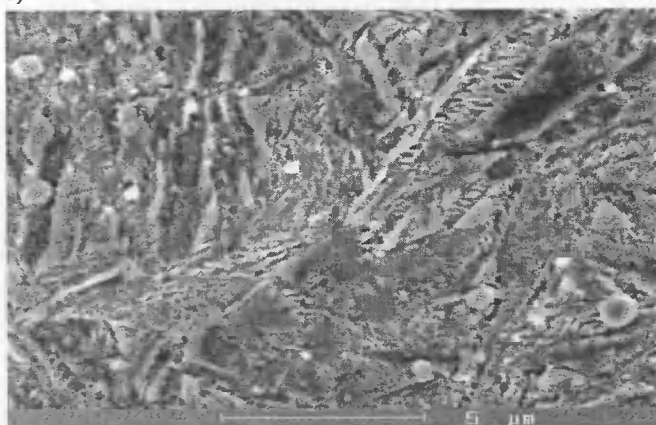
Tabela 1. Wyniki badania struktury, twardości i udarności stali 100Cr6 po hartowaniu martenzytycznym i odpuszczaniu, i różnych wariantach hartowania z przemianą izotermiczną

Wariant	Parametry hartowania		Struktura	Twardość, HRC	Udarność, J cm <sup>-2</sup> w temperaturze, °C		
	Austenitzowanie, T <sub>γ</sub> , °C / τ <sub>γ</sub> , min	Przemiana izotermiczna T <sub>ni</sub> , °C / τ <sub>ni</sub> , godz.			-40	-20	+20
M	Hartowanie martenzytyczne 8402/5(olej) odpuszczanie 160 °C		martenzyt odpuszczony	64	13	16	23
B	850/25	230/5	bainit dolny i mała ilość martenzytu	61	-	-	40
D	850/25	240/5		61	-	-	45
C	860/25	240/5		60	-	-	45
P	860/25	240/1	martenzyt i bainit	62	-	-	31
N		240/2		61	-	-	40
L		240/3	bainit dolny i mała ilość martenzytu	60	35	45	55
K		240/4		61	-	-	50
J		240/5		61	-	-	41
I		240/6		61	-	-	40

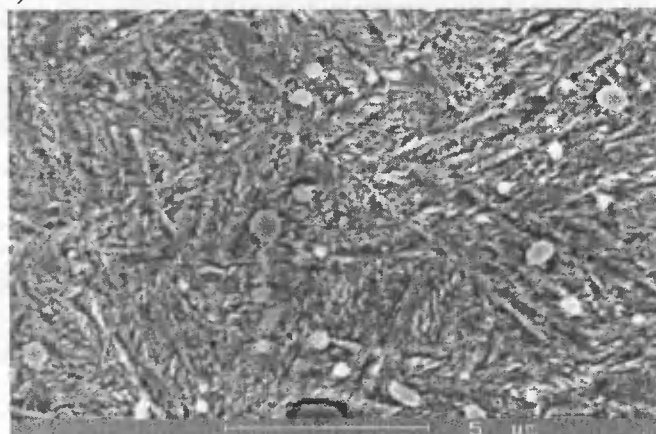
a)



b)

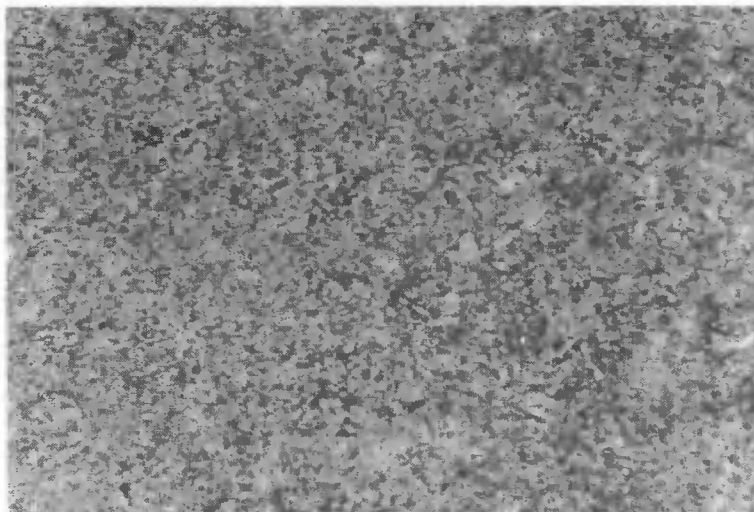


c)

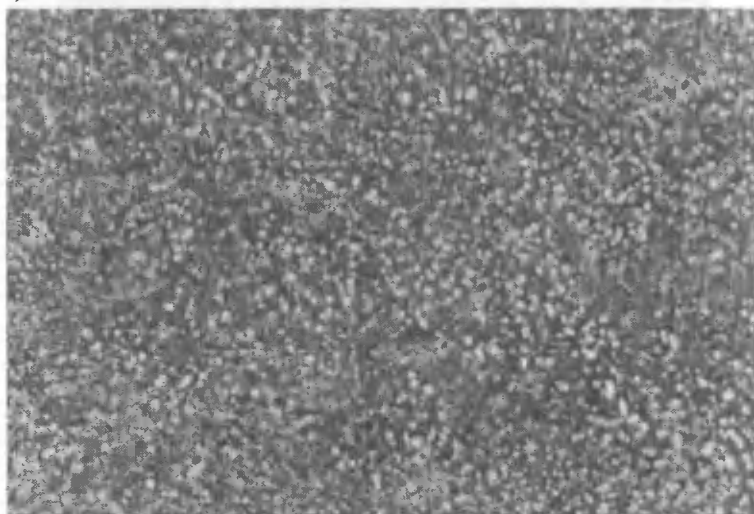


Rys. 1. Struktura stali 100Cr6 po hartowaniu wg wariantu M (a) , P (b) i L(c). SEM, trawienie kwasem pikrynowym

a)



b)



Rys. 2. Struktura stali 100 Cr6 po hartowaniu wg wariantu N (a) i P(b). Trawienie odczynnikiem Beraha-Martenzit. Pow.800x

Po obróbce cieplnej wykonano pomiary twardości, próbę udarności w temperaturze pokojowej i niskiej oraz badania struktury. Próbki do badania struktury wycięto z próbek udarnościowych. Badania przeprowadzono na:

- zglądach trawionych kwasem pikrynowym – za pomocą świetlnego mikroskopu metalograficznego,
- zglądach trawionych odczynnikiem Beraha-Martenzit [4, 5] – za pomocą świetlnego mikroskopu metalograficznego,
- zglądach trawionych kwasem pikrynowym – za pomocą elektronowego mikroskopu skaningowego (SEM).



### 3. WYNIKI BADAŃ

Wyniki badania twardości, udarności próbek bez karbu i struktury przedstawiono w tabeli 1.

Próbka stali 100Cr6 po hartowaniu martenzytycznym i odpuszczaniu w temperaturze 160°C (wariant M) ma strukturę martenzytu odpuszczonego, twardość 64 HRC i udarność w temperaturze pokojowej 23 J · cm<sup>-2</sup>.

Austenityzowanie w temperaturze 850 i 860°C w czasie 25 minut i wytrzymywanie w temperaturze 230 i 240°C w czasie 5 godzin przemiany izotermicznej (wariant B, C i D) spowodowało przemianę austenitu w bainit dolny. Obok bainitu była niewielka ilość martenzytu odpuszczonego. Zastosowane metody badania struktury nie umożliwiły jednak precyzyjnego udziału martenzytu w stali. Dlatego przy wyborze warunków hartowania opierano się głównie na wartości udarności próbek.

Do dalszych badań wybrano temperaturę austenitzowania 860°C i temperaturę przemiany izotermicznej 240°C. Czas wytrzymania przyjęto w zakresie 1÷6 godzin (wariant P, N, L, K, J, I). Na podstawie uzyskanych wyników badań optymalny czas przemiany izotermicznej, dla przyjętej temperatury austenitzowania i wytrzymywania w kąpeli solnej, wynosi 3 godziny (wariant L). Przedłużenie tego czasu powoduje spadek udarności, a w początkowym czasie w strukturze stwierdzono obecność dużej ilości martenzytu, powstałego z nieprzemienionego austenitu, przy dochładzaniu do temperatury otoczenia (ok. 20°C).

Podczas obserwacji struktury za pomocą świetlnego mikroskopu trudno jest odróżnić martenzyt odpuszczony od bainitu dolnego. Natomiast za pomocą SEM, po silniejszym trawieniu powierzchni zglądu metalograficznego, można odróżnić martenzyt odpuszczony (rys. 1a) od bainitu dolnego (rys. 1c), a także wtedy, gdy obserwuje się strukturę mieszaną (rys. 1b). Takie badanie wymaga stosowania dużego powiększenia i dlatego nie umożliwia ono określenia udziału objętościowego składników struktury stali. Stąd podjęto próbę trawienia kolorowego.

W metalografii dla rozszerzenia i pogłębienia analizy struktury wykorzystuje się kontrast kolorowy. Trawienie odczynnikami Beraha-Martenzit powoduje, że bainit posiada barwę brązową, a martenzyt – niebieską [4, 5].

Na rysunku 2 przedstawiono strukturę bainityczno-martenzytyczną po trawieniu odczynnikami Beraha-Martenzit w czasie około 5 s. Z obserwacji struktury na fotografii wynika, że kolorowy kontrast przyczynił się do nieostrego obrazu, spowodowanego najprawdopodobniej małą niejednorodnością składu chemicznego pierwiastków stopowych, w porównaniu z lanymi stopami, i martenzytem odpuszczonym oraz dużym powiększeniem mikroskopowym. Duża dyspersja składników struktury na ogół zmniejsza kontrast kolorowy.

Określono również udział austenitu szczątkowego w strukturze hartowanej stali 100Cr6. Po hartowaniu martenzytycznym i niskim odpuszczaniu udział austenitu szczątkowego wynosi 10%. Natomiast po hartowaniu z przemianą izotermiczną jego udział nie przekracza 4%. Jedyń w wariantcie P udział fazy  $\gamma$  w strukturze stali hartowanej z przemianą izotermiczną przekroczył 4%.

Wyniki próby udarności w niskiej temperaturze podano w tabeli 1. Z porównania wartości udarności dla klasycznego hartowania (martenzytycznego) i odpuszczania (wariant M) oraz hartowania z przemianą izotermiczną (wariant L) wynika, że udarność w niskiej temperaturze, stali o strukturze bainitycznej, jest prawie trzykrotnie większa niż stali o strukturze martenzytu odpuszczonego. Wyniki udarności w temperaturze 20 °C pokazują, że stal o strukturze martenzytu odpuszczonego ma ponad dwa razy mniejszą udarność niż stal o strukturze bainitycznej.

#### 4. PODSUMOWANIE

Stal łożyskowa austenityzowana w temperaturze 860°C w czasie 25 minut i wytrzymywana w temperaturze 240°C w czasie 3 godzin przemiany izotermicznej ma strukturę bainitu dolnego i twardość 60 HRC. Twardość ta jest mniejsza w porównaniu z twardością po hartowaniu martenzytycznym i niskim odpuszczaniu. Po hartowaniu z przemianą izotermiczną odporność na kruche pękanie w temperaturze otoczenia (ok. 20°C) i niskiej temperaturze jest 2÷3 razy większa niż po hartowaniu i niskim odpuszczaniu.

Brak oczekiwanych wyników w analizie struktury stali po hartowaniu za pomocą kolorowego trawienia skłania do stwierdzenia, że lepsze wyniki tej analizy można otrzymać za pomocą mikroskopu skaningowego (SEM).

W warunkach przemysłowych, ze względu na czasochłonność, i nie tylko, badania z użyciem SEM są ograniczone. Stąd wydaje się, że badania metalograficzne i twardości stali łożyskowej można w pewnym zakresie zastąpić próbą udarności, która w warunkach przemysłowych jest łatwiejsza do zrealizowania.

#### LITERATURA

- [1] Durmis I. i inni, 2000: Tepelné spracovanie ložiskových súčastí z ocele 100Cr6 na bainitickú štruktúru v podmienkach KLF-ZVL a.s. [SjF ŽU, HZ 17/2000], Žilina.
- [2] Skočovský P. i inni, 2000: Teoretický rozbor vlastností ocelí na výrobu valivých ložísk a ich tepelného spracovania v procese ložiskovej výroby [SjF ŽU, HZ 14/2000], Žilina.
- [3] Bacher-Höchst M. i inni, 1998: Fehlstellenmodell für die Wechselfestigkeit. Anwendung am Beispiel des Stahls 100Cr6 im bainitischen Zustand. Materialprüfung, 3.
- [4] Skočovský P., 1993: Colour Contrast in metallographic Microscopy. Slovmetal Žilina.
- [5] Weck E., Leistner E., 1983: Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren, 2. diel. DVS Düsseldorf.

#### RESEARCH INTO ISOTHERMAL HEAT TREATMENT OF BEARING STEEL 100Cr6

##### Summary

Isothermal heat treatment of antifriction bearing parts decreases the deformation due to a lower internal stress, as compared with the traditional heat treatment by martensitic hardening and low tempering. The present paper deals with optimisation of technological parameters of isothermal heat treatment of steel 100Cr6 in the salt bath AS 140. Austenitising at 860°C/25 min and following isothermal dwell in the salt bath 240°C/3h guarantees the structure of low bainite of the hardness required (over 58 HRC).

## WPLYW MIKROSTRUKTURY FERRYT-MARTENZYT NA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE NISKOWĘGLOWEJ STALI KONSTRUKCYJNEJ

Marcin Zadęcki, Jarosław Piwko, Stanisław M. Pytel

Politechnika Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
al. Jana Pawła II, 37-864 Kraków

W pracy przedstawiono wyniki badań stali niskowęglowej gatunku 15 dotyczące wpływu ilościowych zmian w strukturze ferrytyczno-martenzytycznej na jej właściwości mechaniczne oraz mechanizmy pękania.

### 1. WSTĘP

Współczesny przemysł zwiększa zapotrzebowanie na stale konstrukcyjne o podwyższonych właściwościach wytrzymałościowych i technologicznych oraz dobrej odporności na pęknięcie. Odpowiedzią na to zapotrzebowanie są stale dwufazowe typu DP. Skrót ten pochodzi z literatury anglojęzycznej gdzie tę grupę stali określane jako Dual Phase Steels [1]. Nazwa ta jest związana ze strukturą ferrytyczno-martenzytyczną (bainityczną), którą otrzymuje się poprzez hartowanie z zakresu  $\alpha+\gamma$  stali niestopowych lub mikrostopowych o maksymalnej zawartości węgla do 0,15%. Spełnienie wymagań stawianych przez przemysł w przypadku tych materiałów uzyskano sterując odpowiednio składem chemicznym i mikrostrukturą. Rozwój stali DP bazuje na dwóch zależnościach: Halla-Petcha i Irwina [1, 2]. Na ich podstawie można stwierdzić, że rozdrobnienie ziarna wywołuje jednoczesny wzrost właściwości wytrzymałościowych i obniżenie progu kruchości. Oprócz tego istnieje tendencja do obniżania zawartości węgla i poziomu zanieczyszczeń w stalach oraz wzbogacaniu ich składu chemicznego o takie pierwiastki stopowe jak: Mn, Si, Nb, Ti, V, Mo, N. Podnoszą one hartowność, granicę plastyczności, hamują rozrost ziarna po rekrytalizacji. Poddając taki materiał obróbce regulowanej cieplno-plastycznej uzyskuje się swego rodzaju kompozyt o bardzo drobnym ziarnie [2, 3].

Taki materiał wykazuje dobrą kombinację wytrzymałości i wydłużenia, tj. znaczne wartości wytrzymałości na rozciąganie przy zachowaniu wysokich poziomów wydłużenia równomiernego i całkowitego. Pozostałe korzystne cechy to wysoki stopień umocnienia pod wpływem odkształcenia, ciągła charakterystyka płynięcia, niski stosunek granicy plastyczności do wytrzymałości na rozciąganie, stosunkowo niska temperatura przejścia plastyczno-kruchoego.

Celem niniejszej pracy była próba modelowania mikrostruktury dwufazowej w niestopowej stali gatunku 15 i doświadczalnego sprawdzenia przebiegu jej właściwości mechanicznych w warunkach zróżnicowanej objętości ferrytu i martenzytu.

## 2. BADANIA ORAZ ICH WYNIKI

### 2.1. Materiał do badań

Do badań wykorzystano niestopową stal konstrukcyjną o składzie chemicznym zamieszczonym w następującej tabeli 1.

Tabela 1. Skład chemiczny stali konstrukcyjnej gatunku 15

Gatunek stali	Zawartość pierwiastków, % wag.							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
15	0,16	0,55	0,35	0,04	0,04	0,05	0,03	0,03

Zbadano ponadto właściwości mechaniczne materiału w stanie dostawy, które przedstawia tabela 2.

Tabela 2. Właściwości mechaniczne stali gatunku 15 w stanie dostawy (próbki wzdłużne)

R <sub>e</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>t</sub> MPa	Z %	A5 %	KCV J/cm <sup>2</sup>	HV10		
Wartości średnie						błąd średniej	średnia	błąd średniej
236	392	275	64	41,4	54	4,97	152,2	5,31

### 2.2. Przebieg badań

Strukturę dwufazową, uzyskiwano na drodze nagrzania stali do różnych temperatur z zakresu występowania faz  $\alpha+\gamma$ , wygrzania w tej temperaturze przez około 30 min. z następnym szybkim chłodzeniem w mieszaninie wody z lodem. W ten sposób wykonano obróbkę cieplną serii próbek w zakresie temperatury 730-870°C stosując przedział  $\Delta T = 20^\circ\text{C}$ . Taki przebieg badań różnił się więc od przemysłowej technologii otrzymywania stali DP [1, 2], która dzięki zastosowaniu regulowanej obróbki cieplno-plastycznej oraz mikrododatków stopowych zapewnia uzyskanie znacznego rozdrobnienia mikrostruktury. W warunkach przeprowadzonych badań uzyskano podobieństwo jedynie we wzajemnym udziale mikrostruktury dwufazowej ferryt-martenzyt (bainit).

Po obróbce cieplnej wykonano następujące badania: statyczną próbę rozciągania, próbę udarności w temperaturze pokojowej, pomiar twardości metodą Vickersa (HV10), badania metalograficzne, badania stereologiczne oraz badania fraktograficzne.

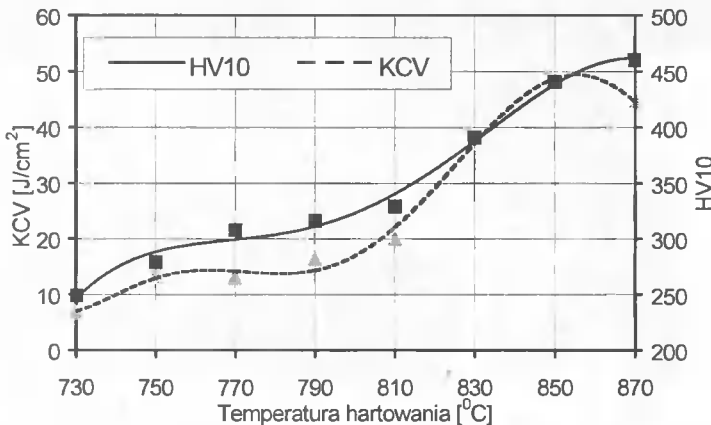
### 2.3. Wyniki badań

Wielkości obliczone na podstawie danych zarejestrowanych podczas próby statycznego rozciągania, pomiarów udarności w temperaturze pokojowej oraz twardości HV10 przedstawia zbiorcza tabela 3.

Tabela 3. Wyniki pomiarów właściwości mechanicznych stali hartowanej w zakresie temperatury 730÷870°C (próbki wzdlużne)

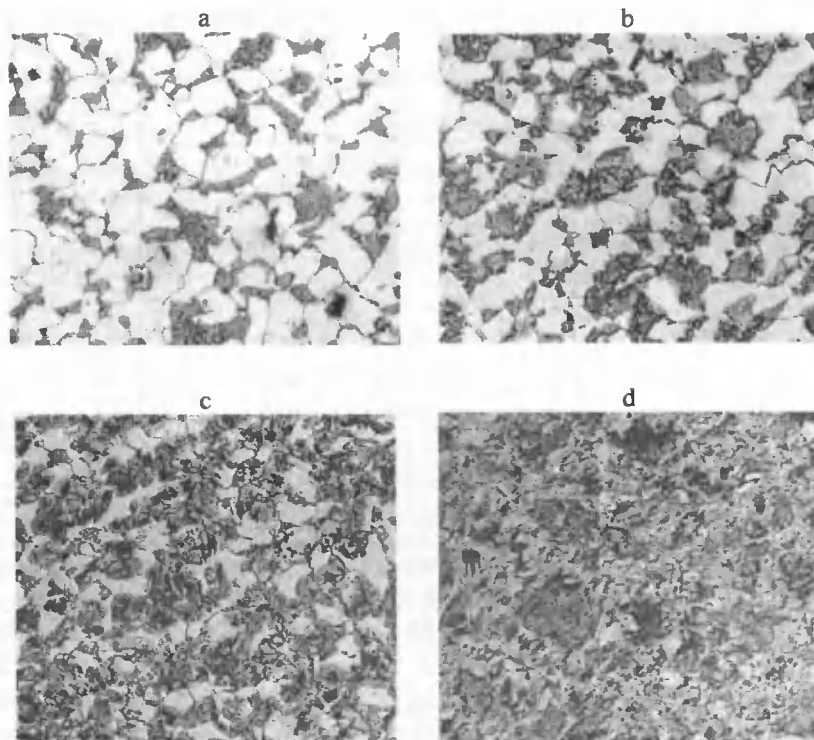
Temperatura hartowania °C	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>u</sub>	Z	A <sub>5</sub>	KCV J/cm <sup>2</sup>		HV10	
	MPa			%	%	średnia	błąd średniej	średnia	błąd średniej
730	446	656	1346	51	2,5	7	11,4	249	13,1
750	475	814	894	9	4,4	13,3	7,6	279	14,2
770	489	881	1089	19	5,5	13	2,5	308	19,8
790	499	881	1133	22	4,7	16,3	7,6	316	7,1
810	540	965	1318	27	5,5	20	9,9	329	16,9
830	677	1039	1677	38	3,9	38,3	3,8	391	29,6
850	772	1146	1890	40	4,7	48,3	6,3	441	4,4
870	764	1125	1734	41	4,0	44,7	3,8	460	7,8

Wraz ze wzrostem temperatury hartowania widać wyraźny wzrost umownej granicy plastyczności R<sub>p0,2</sub>, wytrzymałości na rozciąganie R<sub>m</sub>, wartości przewężenia Z, a także udarności (KCV) i twardości (HV10), co pokazuje rysunek 1.

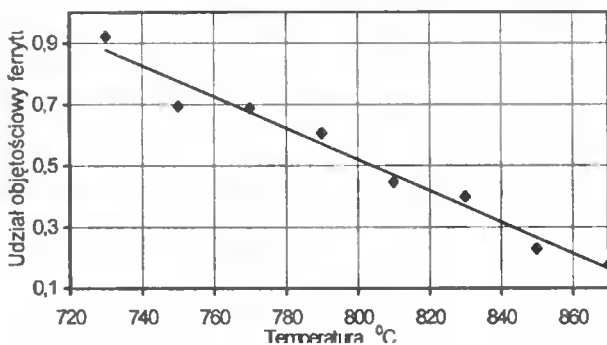


Rys. 1. Zależność udarności KCV i twardości HV10 od temperatury hartowania stali

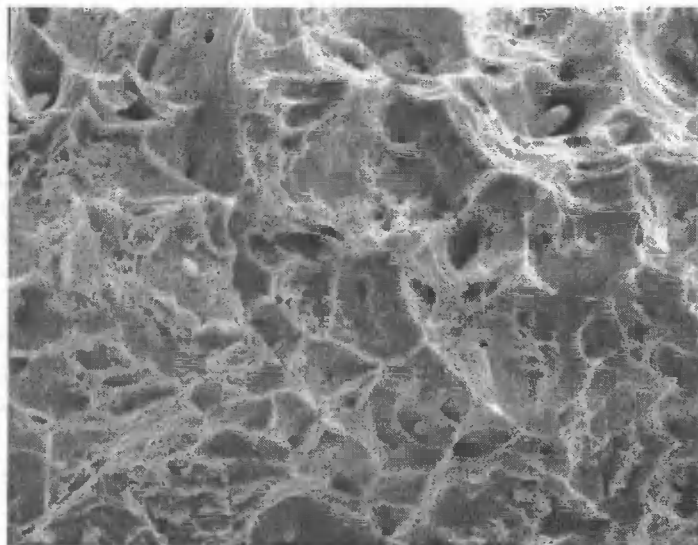
Na zamieszczonych zdjęciach mikrostruktur próbek - rysunek 2a,b,c,d - można zaobserwować wyraźny wzrost udziału objętościowego struktury martenzytyczno-bainitycznej wraz ze wzrostem temperatury hartowania, czemu odpowiada systematyczny spadek udziału ferrytu w mikrostrukturze stali.



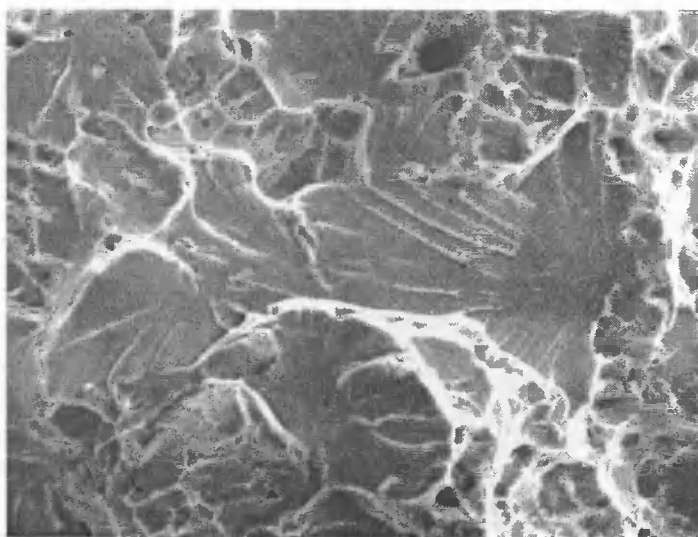
Rys. 2. Mikrostruktura stali po hartowaniu z temperatury: a – 750 °C, b – 790 °C, c – 830 °C, d – 870 °C, trawienie 4 % roztworem azotalu, pow. 100x



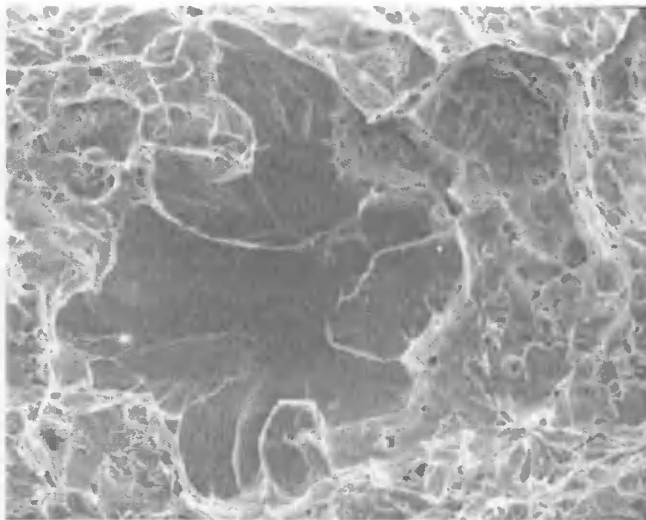
Rys. 3. Zależność udziału objętościowego ferrytu od temperatury hartowania stali



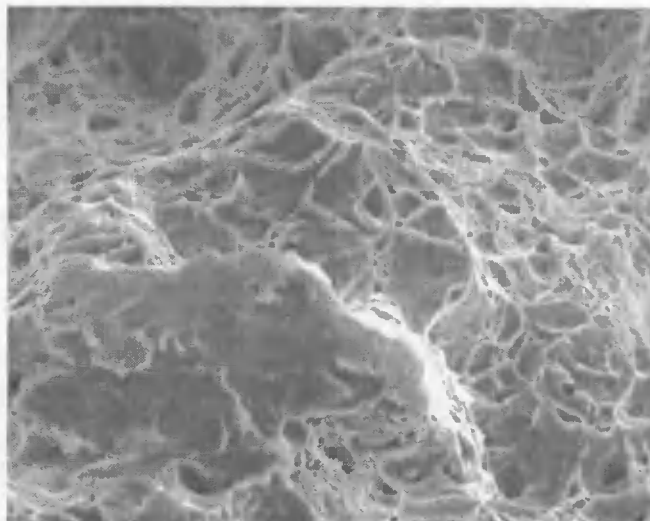
Rys. 4. Powierzchnia przełomu ciągliwego wzdłużnej próbki KV w stanie normalizowanym; w licznych kraterach widoczne wtrącenia niemetaliczne. Pow. 1200x



Rys. 5. Próbka hartowana z temperatury 750°C; przełom mieszany o charakterze ciągliwo-łupliwym; sąsiadujące wyspy martenzytu oddzielone obszarami osnowy ferrytycznej; widoczne uskoki oraz zmiany w orientacji pęknięć łupliwych. Pow. 800x



Rys. 6. Łupliwe pęknienie w obrębie mikrostruktury martenzytycznej otoczone ciągliwym przelomem w strefie występowania ferrytu, próbka hartowana z temperatury 770°C. Pow. 500x



Rys. 7. Przegląd ciągliwy z obszarami quasi-łupliwego mechanizmu pękania w strefach o podwyższonej zawartości węgla, widoczne charakterystyczne dla pękania plastycznego kraterki, próbka hartowana z temperatury 870°C. Pow. 1000x

Na podstawie wyników badań stereologicznych, przedstawionych na rysunku 3 stwierdzono liniowy spadek udziału objętościowego ferrytu  $V(\alpha)$  od 0,92 po hartowa-



niu z 730 °C do poziomu  $V(\alpha) = 0,18$  dla 870°C. Zwiększenie ułamka objętości martenzytu (bainitu) wskutek wzrostu temperatury hartowania powoduje spadek stężenia węgla w tych obszarach. Stężenie węgla w zakresie dwufazowej mikrostruktury  $\alpha+\gamma$  jest bezpośrednią przyczyną wyraźnych zmian we właściwościach mechanicznych stali po jej hartowaniu w tym zwłaszcza udarności. Ten fakt pośrednio potwierdzają badania fraktograficzne. W stanie normalizowanym, gdy stal charakteryzuje się drobnoziarnistą strukturą ferrytyczno-perlityczną, przelomy próbek wzdłużnych złamanych w temperaturze pokojowej są w pełni ciągliwe, co potwierdza przykład zamieszczony na mikrofotografii - rysunek 4. Zupełnie inaczej prezentują się przelomy próbek poddawanych hartowaniu z zakresu występowania mikrostruktury  $\alpha+\gamma$ .

Na powierzchni przelomów próbek hartowanych z temperatury 730÷770 °C - rysunek 5 oraz rysunek 6 można zaobserwować wyspy, które charakteryzują się wyraźnie zarysowanymi granicami łupliwego pęknięcia. Są to obszary martenzytu (bainitu) o wyższej zawartości węgla. Strefy o takiej budowie działają jak lokalne karby strukturalne. W próbie udarności podczas dynamicznego zginania ziarna te pękają łupliwie już w początkowej fazie odkształcenia z racji swej wysokiej kruchości. W miarę wzrostu obciążenia osnowa ferrytyczna oddzielająca licznie utworzone mikroszczeliny nie jest w stanie zahamować propagacji tych mikropeknięć, co prowadzi do utworzenia makroprzelomu przy stosunkowo niskiej akumulacji energii. Tak więc wyraźna różnica w twardości pomiędzy ziarnami martenzytu a osnową ferrytyczną ułatwia dekohezję materiału. Wzrost temperatury hartowania powoduje zmianę charakteru przelomu z kruchego na quasi-ciągliwy, co jest wynikiem zaniku lokalnych wysp martenzytu o wysokiej zawartości węgla oraz twardości. Podczas obserwacji mikroskopowej przelomów próbek po hartowaniu z temperatury 810°C-870°C nie zauważono łupliwych wysp wysokowęglowego martenzytu, jak to miało miejsce dla temperatury 730÷770°C – rysunek 7. Poprzez zwiększenie obszarów występowania austenitu i dyfuzję węgla obniża się stężenie tego pierwiastka. Struktura staje się bardziej jednorodna pod względem twardości, a tym samym zarodkowanie i rozprzestrzenianie się mikropeknięć jest utrudnione, co potwierdzają badania fraktograficzne.

### 3. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań stali gatunku 15 stwierdzono, że:

- występuje silny związek między temperaturą hartowania z obszaru dwufazowego  $\alpha+\gamma$ , i właściwościami mechanicznymi oraz mechanizmami pęknięcia stali niestopowej o zawartości 0,15 % węgla, zbyt niska temperatura hartowania (750÷770°C) z zakresu dwufazowego  $\alpha+\gamma$  powoduje powstanie w strukturze ziaren martenzytu o wysokiej koncentracji węgla, co wywołuje wzrost kruchości badanej stali,
- najwyższą udarność uzyskano przy udziale objętościowym struktury martenzytyczno-bainitycznej około 80 %, co odpowiada temperaturze hartowania 850°C,
- zasadniczy wpływ na różnice w mechanizmach pęknięcia badanej stali mają zmiany w stężeniu węgla spowodowane kinetyką przemiany  $\alpha\rightarrow\gamma$ ,
- niska hartowność badanej stali oraz wynikająca z niej niejednorodność struktury po hartowaniu może w praktyce utrudnić jej zastosowanie do inżynierii struktury DP.

## LITERATURA

- [1] Llwellyn D.T., Hillis D.T., 1996: Dual Phase Steels. Ironmaking and Steelmaking.
- [2] Bag A., Ray K.K., Dwarakadasa E.S., 1999: Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual-Phase Steels. Metallurgical and Materials Transactions A.
- [3] Adamczyk J., 1997: Problemy rozwoju stali konstrukcyjnych. Cz.II. Odziaływanie mikrodotdków oraz własności i zastosowanie stali mikrostopowych. Inżynieria materiałowa 4.
- [4] Piwko J., Zaděcki M., 2000: Wpływ obróbki cieplnej na własności mechaniczne i dekohezję niestopowej stali niskowęglowej o budowie ferrytyczno-martensytcznej. Praca dyplomowa, Wydział Mechaniczny Politechniki Krakowskiej.

EFFECT OF FERRITE –MARTENSITE MICROSTRUCTURE  
ON MECHANICAL PROPERTIES  
OF STRUCTURAL LOW-CARBON STEEL

Summary

The present paper covers the results of investigations into the effect of the quantitative changes in ferritic-martensitic microstructure on the mechanical properties of structural low-carbon steel (grade 15) as well as on the fracture mechanisms.

## WPLYW NIKLU NA ILOŚĆ AUSTENITU SZCZĄTKOWEGO W STALI KONSTRUKCYJNEJ

Janusz Lisak

Politechnika Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
al. Jana Pawła II 37, 30-864 Kraków

Wykresy  $CTP_c$  nie podają informacji o austenicie szczątkowym pozostającym w strukturze materiału po zakończeniu przemian w trakcie chłodzenia. Jednak wielu autorów wiąże z tym składnikiem strukturalnym specyficzne własności niskotemperaturowe stali konstrukcyjnych. Dlatego zdecydowano sprawdzić, jak rosnąca zawartość niklu wpływa na ilość austenitu szczątkowego występującego w strukturze tych stali. Badaniom poddano 4 gatunki stali o zawartości niklu od 2.4 do 10.0% $\alpha$ , a ich rezultaty przedstawiono w artykule. Omówiono również rolę austenitu szczątkowego w niskotemperaturowych stalach konstrukcyjnych.

### 1. AUSTENIT SZCZĄTKOWY I JEGO WPLYW NA NISKOTEMPERATUROWĄ CIĄGLIWOŚĆ STALI KONSTRUKCYJNYCH

#### 1.2. Rola austenitu szczątkowego

W dostępnej literaturze technicznej brak jest jednolitego poglądu na temat roli austenitu szczątkowego w niklowych stalach konstrukcyjnych i niskotemperaturowych. Dominują dwa stanowiska. Pierwsze z nich tłumaczy korzystny wpływ tego składnika struktury na zmniejszenie kruchości w niskich temperaturach tym, że austenit szczątkowy gromadzi w sobie zwiększające kruchość pierwiastki takie jak azot, fosfor czy węgiel, a równocześnie jako faza o wyższej ciągliwości w niskich temperaturach niż inne składniki osnowy metalicznej powoduje lokalne wzrosty ciągliwości, będąc równocześnie czynnikiem odpowiedzialnym za stępienie wierzchołka rozrastającego się w materiale pęknięcia i tym sposobem zmniejszającym szybkość i zakres jego wzrostu [1]. Pogląd ten może być uznany za prawidłowy tylko wówczas, gdy austenit szczątkowy będzie stabilny w każdych warunkach pracy materiału. Jeżeli austenit ulegnie przemianie, co ma często miejsce w silnie odkształconych obszarach, na przykład w pobliżu wierzchołka rozrastającego się pęknięcia lub w temperaturach poniżej 0°C, powstaje z niego martenzyt. Według H.Sakurai [3] i M.Krona [2] w obszarze działania naprężeń powstaje kruchy martenzyt zbliżony, a w rezultacie następuje znaczny spadek ciągliwości stali. Stąd autorzy ci wysnuwają wniosek, że austenit szczątkowy musi być stabilny mechanicznie, aby można było uznawać go za czynnik zwiększający ciągliwość stali. Natomiast według C.K. Syna [1], H.Nagai [4], J.I.Kima [5] i ich współpracowników produktem wywołanej odkształceniem przemiany austenitu szczątkowego

kowego jest drobnodispersyjny, wysokonikłowy martenzyt dyslokacyjny, który może być bardziej ciągliwy niż odpuszczone martenzyt i bainit tworzące osnowę metaliczną stali. Jest oczywiste, że wówczas będzie on zwiększał ciągliwość materiału, skutecznie zapobiegając kruchemu pękaniu. Natomiast powszechnie akceptowany jest pogląd, że w przypadku przemiany austenitu szczytkowego w martenzyt w tzw. temperaturach pod-zerowych otrzymujemy bardzo kruchy składnik strukturalny, którego wpływ na ciągliwość stali jest zdecydowanie negatywny. Dlatego niezbędnym jest, aby austenit szczytkowy występujący w stalach przeznaczonych do pracy w niskich temperaturach był stabilny termicznie.

W literaturze technicznej brak jest informacji o ilości austenitu szczytkowego w stalach o zawartości od 2,25 do 5,0% niklu po bezpośrednim chłodzeniu z różnymi szybkościami od temperatur austenitowania do temperatury otoczenia, a są to informacje niezbędne dla powiązania roli tego składnika strukturalnego z własnościami nisko-temperaturowymi tych stali. W przypadku stali z około 9% niklu jedynie P. Pahuta [6] zamieścił takie informacje, ale zaledwie dla trzech szybkości chłodzenia.

## 1.2. Kinetyka powstawania austenitu szczytkowego w kriogenicznych stalach z niklem

W przypadku niklowych stali kriogenicznych i niskotemperaturowych nie należy spodziewać się obecności austenitu szczytkowego w obszarach, gdzie wystąpiła wyłącznie przemiana martenzytyczna. Prowadzi ona bowiem do powstania martenzytu listwowego, który nie zawiera austenitu szczytkowego [7, 8]. Potwierdzają to liczne wyniki prac nad stalą z około 9% niklu [1, 2, 4, 6], w których w próbkach po hartowaniu nie stwierdzono jego obecności. Natomiast pojawienie się austenitu szczytkowego w tych stalach obserwowano przy mniejszych szybkościach chłodzenia, gdy oprócz martenzytu w strukturze pojawiał się bainit. Dlatego uznaje się, że austenit szczytkowy w konstrukcyjnych stalach kriogenicznych i niskotemperaturowych „tworzy się” w czasie bezpośredniego chłodzenia od temperatury austenitowania podczas przemiany bainitycznej. Proces ten związany jest z powstawaniem w przechłodzonym austenicie wokół skupisk dyslokacji (granice podziaren) miejsc wzbogaconych w węgiel. Sprzyja to tworzeniu się związanej koherentnie / osnową austenitu fazy  $\alpha$  w miejscach gdzie węgla jest mniej. Faza  $\alpha$  może rozrastać się pochłaniając napotykaną po drodze obszary bogate w węgiel, ale wtedy musi dojść do wydzielania się z niej węglików. Im wyższa temperatura przemiany bainitycznej, tym łatwiejsza jest dyfuzja węgla w austenicie. Wzbogacenie w węgiel powoduje natomiast obniżenie temperatury  $M_s$  austenitu w takim mikroobszarze i w efekcie pozostawanie go po zakończeniu przemian.

## 2. METODY BADAŃ

### 2.1. Materiał do badań

Do badań wybrano cztery gatunki konstrukcyjnych stali niskowęglowych o zawartości niklu od 2,25% do 10%, z których trzy pochodziły z 10-tonowych wytopów przemysłowych, a jeden (z około 5% niklu) z wytopu laboratoryjnego. Wszystkie badane

stałe były przerobione plastycznie na gorąco. Składy chemiczne materiału badawczego podano w tabeli 1.

Tabela 1. Składy chemiczne materiałów użytych do badań

Stal	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Ni	% Al <sub>całk</sub>	% Cr	% Cu
10N2	0,08	0,58	0,21	0,012	0,009	2,45	0,020	0,05	0,06
10N3	0,08	0,67	0,19	0,015	0,015	3,35	0,053	0,10	0,06
10N5	0,05	0,68	0,17	0,012	0,015	5,50	0,015	-	-
10N9	0,07	0,57	0,30	0,015	0,015	10,00	0,021	-	-

Odcinki próbne o wymiarach 200x150 mm pobrane z blach o grubości od 14 do 17 mm wyżarzono w temperaturze odpowiadającej istnieniu jednorodnego austenitu w czasie dwóch godzin z następnym stygnięciem z piecem w celu otrzymania jednorodnego stanu wyjściowego badanych materiałów.

## 2.2. Badania dylatometryczne

Próbki w kształcie rurki o wymiarach: długość – 12 mm, średnica zewnętrzna 2 mm, średnica wewnętrzna – 1 mm; wykonano z dokładnością do 0,005 mm, co zapewniło dobrą powtarzalność wyników. Chłodzenie tych próbek z różnymi szybkościami zrealizowano używając dylatometru Adamel LK 02. Dla małych szybkości chłodzenia zastosowano próbki w kształcie walca o długości 30 mm i średnicy 4 mm oraz dylatometr optyczny.

## 2.3. Badania rentgenostrukturalne

Analizę rentgenowską zawartości austenitu szczytkowego przeprowadzono metodą dyfraktometryczną stosując promieniowanie lampy kobaltowej Co  $K_{\alpha}$  przy napięciu wzbudzenia 40 kV i natężeniu 100 mA. Do określenia zawartości austenitu szczytkowego zastosowano metodę bezpośredniego porównania, wykorzystując natężenia całkowite linii (200) austenitu i (200) martenzytu lub ferrytu.

## 2.4. Badania magnetyczne

Ilość austenitu szczytkowego określono również metodą magnetyczną, wykorzystując technikę opisaną przez J.Lisaka [9]. Do analizy zastosowano metodę pomiaru jednostkowej siły magnetycznej, z jaką pole magnetyczne o indukcyjności 0,75 Ts oddziałuje na umieszczoną w nim próbkę ferromagnetyka. Dla większości stali konstrukcyjnych, niestopowych oraz nisko- i średniostopowych, wartość jednostkowej siły magnetycznej zależy od ilości fazy ferromagnetycznej (np. ferrytu lub martenzytu), będącej w mieszaninie z fazą paramagnetyczną (np. austenitem szczytkowym). Wyniki badań rentgenostrukturalnych wykorzystano do opracowania krzywych kalibracyjnych.

### 3. WYNIKI BADAŃ I DYSKUSJA

Badania zawartości austenitu szczątkowego przeprowadzono obiema metodami (rentgenowską i magnetyczną) dla próbek chłodzonych szybkościami od znacznie większych od krytycznej zaczynając, a na chłodzeniu odpowiadającym stygnięciu w piecu dużych przekrojów kończąc. Wyeliminowano w ten sposób podstawową wadę metody rentgenowskiej jaką jest fakt, że przy jej użyciu analizujemy jedynie cienkie warstwy powierzchniowe próbek lub jesteśmy zmuszeni wykonywać dużą ilość pomiarów na różnych przekrojach tego samego materiału. Procentowe udziały objętościowe austenitu szczątkowego w próbkach chłodzonych z różnymi szybkościami zamieszczono w tabeli 2.

Tabela 2. Zawartość austenitu szczątkowego

Szybkość chłodzenia, °K/s	Ilość austenitu szczątkowego w stali 10N2, %	Ilość austenitu szczątkowego w stali 10N3, %	Ilość austenitu szczątkowego w stali 10N5, %	Ilość austenitu szczątkowego w stali 10N9, %
300				0,00
280			0,45	
250	0,86	0,80		
220		0,85	0,55	
200			0,55	
175			0,58	
150	0,94	1,05	0,65	
120	0,98			0,25
100		1,28	0,95	
80			1,15	
70	1,04	1,50	1,40	
50	1,06			0,41
30			2,35	
10				0,80
2				1,67
0,64				2,45
0,25				3,15
0,08				4,30
0,04				5,30
0,02				7,10

Przeprowadzone badania rentgenostrukturalne wykazały obecność austenitu szczątkowego we wszystkich badanych stalach w stanie wyjściowym, tj. po długotrwałym wyjarzaniu w temperaturze austenitowania. Zawartość ta różnie wyraźnie wraz z zawartością niklu w stali, od 0,3% dla stali 10N2, 1,82% dla stali 10N3, 2,45% dla stali 10N5 do 4,48 % w stali 10N9, co potwierdza pogląd, że nikiel stabilizuje strukturę austenityczną. Natomiast zamieszczone w tabeli 1 wyniki badań zawartości austenitu szczątkowego w zależności od szybkości chłodzenia pozwalają stwierdzić jednoznacznie, że maleje ona ze wzrostem szybkości chłodzenia dla wszystkich stali, przy czym im większa zawartość niklu w stali, tym bardziej zróżnicowane zawartości austenitu szczątkowego otrzymano po chłodzeniu z różnymi szybkościami. Dla wysokoniklowej stali 10N9 (10% Ni) zawartość austenitu szczątkowego maleje wraz z szyb-

kością chłodzenia od 7% do zera, a dla stali 10N2 zawierającej najmniej niklu (2,45%) zmienia się w bardzo wąskich granicach od około 1% do około 0,8%. Ponadto wzrost zawartości niklu w stali jest przyczyną wyraźnego obniżenia zawartości austenitu szcążkowego w próbkach po chłodzeniu w dylatometrze z maksymalnymi szybkościami. Dla stali 10N2 i 10N3 uzyskuje się wtedy około 0,8% austenitu szcążkowego, dla stali 10N5 0,5%, a dla stali 10N9 nie stwierdzono obecności tego składnika struktury. Podobne tendencje zauważono dla szybkości chłodzenia nieco mniejszych od maksymalnej, a także dla próbek hartowanych bezpośrednio w wodzie lub oleju (tabela 3).

Tabela 3. Zawartość austenitu szcążkowego w próbkach po bezpośrednim chłodzeniu w wodzie i oleju

Sposób chłodzenia	Material	Średni udział objętościowy austenitu szcążkowego %
Bezpośrednio w wodzie	10N2	0,88
	10N3	0,71
	10N5	0,41
	10N9	0,30
Bezpośrednio w oleju	10N2	1,11
	10N3	1,55
	10N5	0,82
	10N9	0,80

Prawidłowość ta staje się zrozumiała po uwzględnieniu kinetyki przemian przechłodzonego austenitu w tych stalach oraz faktu, że tworzący się w nich martenzyt listwowy nie zawiera austenitu szcążkowego [8]. W stali 10N9 największe szybkości chłodzenia prowadzą do uzyskania struktury czysto martenzytycznej i stąd brak austenitu szcążkowego. Im mniejsza zawartość niklu w stali tym krótszy jest okres inkubacyjny przemian dyfuzyjnych i większy udział w strukturze składników niemartenzytycznych (bainitu, ferrytu) w próbkach po chłodzeniu z maksymalnymi prędkościami, gdyż są to prędkości mniejsze od krytycznej. Ponieważ austenit szcążkowy pozostaje w wyniku przemiany bainitycznej, a także na skutek wzbogacania pewnych obszarów w nikiel w rezultacie dyfuzji przy przemianie ferrytycznej, to im większy udział tych składników struktury – tym więcej austenitu szcążkowego. Jednakże mała zawartość niklu i węgla w tym austenicie powoduje, że nie jest on stabilny termicznie i ulega przemianom w czasie dalszego chłodzenia. Stąd im więcej niklu w stali, tym bogatszy jest w ten pierwiastek stopowy pozostający austenit szcążkowy i w rezultacie więcej stabilnego termicznie austenitu szcążkowego może pozostać w strukturze po wolnym chłodzeniu.

#### 4. WNIOSKI

Przeprowadzone badania wykazały, że w konstrukcyjnych stalach kriogenicznych i niskotemperaturowych po chłodzeniu z szybkościami zbliżonymi do krytycznych tworzy się martenzyt listwowy, który nie zawiera austenitu szcążkowego. Nawet niewielkie zmniejszenie szybkości chłodzenia powoduje, że obok martenzytu listwowego pojawia się w stali bainit lub przy mniejszych zawartościach niklu bainit i ferryt wraz z austenitem szcążkowym.

Ilość austenitu szczytkowego w strukturze badanych materiałów rośnie wraz ze zmniejszeniem szybkości chłodzenia, przy czym im większa zawartość niklu w stali, tym występujące różnice między maksymalnymi i minimalnymi udziałami objętościowymi tego składnika strukturalnego są większe.

Oznacza to, że austenit pozostaje w strukturze badanych stali w wyniku przemiany bainitycznej, a także na skutek wzbogacenia w nikiel mikroobszarów podczas wydzielenia ferrytu i dlatego wzrost zawartości niklu powoduje zwiększenie ilości tego składnika strukturalnego w stanie wyżarzonym.

## LITERATURA

- [1] Syn C.K., Fultz B. i inni, 1978: Mechanical Stability of Retained Austenite in Tempered 9Ni Steel. *Metallurgical Transactions AIME* 11, 1635-1640.
- [2] Kron M. i inni, 1961: Contribution a l'etude du Mode d'action du Nickel (jusqu'a 9%) sur les Proprieties Mecaniques des Aciers a Basse Temperture. *Les Memories Scientifiques de la Revue Metallurgie* 12, 901-914.
- [3] Sakurai H., 1975: Kindzoku Dzajre 3, 45-47 (tłum. ros.).
- [4] Nagai H., Shibata K. i inni, 1982: Low Temperature Ductility and Retained Austenite in some Ferritic Cryogenic Nickel Steels. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 9, 696-704.
- [5] Kim J.I., Syn C.K. i inni, 1983: Microstructural Sources of Toughnees in QLT-treated 5,5 Ni Cryogenic Steel. *Metallurgical Transactions AIME* 1, 93-103.
- [6] Pahuta P. i inni, 1986: Heat Treatment of 10NiMo Cryogenic Steels. *International Congress on 5th Heat Treatment of Materials, Budapest, Hungary*, 101-109.
- [7] Syn C.K. i inni, 1976: Cryogenic Fracture Toughness of 9Ni Steel Enhanced Through Grain Refinement. *Metallurgical Transactions AIME*: 7a (12), 1827-1832.
- [8] Gorczyca S., Garbarz B., 1997: Struktura martenzytu w stopach żelaza. *Hutnik* 6, 276-283.
- [9] Lisak J., 1987: Przemiany przechłodzonego austenitu przy chłodzeniu ciągłym i otrzymane struktury w niklowych stalach kriogenicznych. Praca doktorska. Politechnika Krakowska.

## INFLUENCE OF NICKEL ON THE QUANTITY OF THE RETAINED AUSTENITE IN COSTRUCIONAL STEELS

### Summary

The aim of the present study was to define the influence of different cooling rates for the retained austenite in cryogenic nickel steels containing from 2.25% to 10% of nickel. X-ray diffraction and magnetic investigations were mostly applied. The retained austenite was observed only after slow cooling over the bainitic transformation.



## MECHANIZM ROZWOJU STRUKTURY BAINITU DOLNEGO W STALI Cr-Mn-Si

Zdzisław Ławrynowicz

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Celem pracy jest próba wyjaśnienia mechanizmu wzrostu ferrytycznego składnika bainitu dolnego w stali 3511GS. Izotermiczną przemianę bainityczną w temperaturze 3500°C badano przy użyciu metod dylatometrycznych, mikroskopii elektronowej oraz metalografii ilościowej. Stwierdzono, że utworzone sublistwy ferrytu nie pogrubiają się w czasie wygrzewania izotermicznego chociaż pozostają w kontakcie z warstwami nieprzemienionego austenitu posiadającego stężenie węgla niższe od wartości odpowiadającej pararównowadze. Uzyskane wyniki sugerują, że sublistwy ferrytu bainitycznego powstają za pomocą mechanizmu ścinania.

### 1. WSTĘP

Mechanizm przemiany bainitycznej w stalach nie został ustalony pomimo licznych prac zarówno eksperymentalnych jak i teoretycznych. Proponowane są dwa całkowicie różne modele, tj. mechanizm dyfuzyjny oraz mechanizm ścinania [1-4]. Model przemiany mechanizmem dyfuzyjnym proponuje, że ferrytyczny składnik bainitu powstaje za pomocą dyfuzyjnego mechanizmu stopniowego. Z drugiej strony, model mechanizmem ścinania utrzymuje, że przemiana bainityczna zachodzi bezdyfuzyjnie gdy rozpatrujemy substytucyjne atomy roztworu stałego.

Celem wyjaśnienia mechanizmu przemiany niezmiernie istotne jest zbadanie procesu pogrubiania sublistew ferrytu bainitycznego oraz określenie stężenia węgla w nieprzemienionym austenicie. Jeżeli ferryt bainityczny tworzy się mechanizmem dyfuzyjnym w warunkach lokalnej równowagi, to posiada stężenie węgla w równowadze w stosunku do austenitu. Poza tym, może on rosnąć dopóki średnie stężenie węgla w nieprzemienionym austenicie nie uzyska równowagowej wartości w odniesieniu do ferrytu. Z drugiej strony, jeżeli ferryt bainityczny powstaje mechanizmem ścinania, to jego stężenie węgla może być wyższe od wartości równowagowej w stosunku do austenitu. Ponadto sublistwy ferrytu mogą wtedy po wzroście do określonej wielkości nie pogrubiać się wskutek utraty koherencji granic międzyfazowych [5].

Pomiary procesu pogrubiania listew ferrytu bainitycznego i stężenia węgla w austenicie są zazwyczaj trudne przy przemianie bainitycznej w konwencjonalnych stalach węglowych

z powodu szybkiego wydzielenia węglików i braku nieprzemienionego austenitu<sup>\*</sup> wewnątrz bainitycznych wiązek. Jednakże, w przeciwieństwie do stali węglowych, w stalach zawierających dodatek krzemu tworzy się listwowo ukształtowany, wolny od wydzieleni węglików, ferryt bainityczny odseparowany wzbogaconym w węgiel austenitem szczytkowym – co ma miejsce w stali 35HGS, którą z tego powodu wybrano do badań [6]. Ponieważ w badanej stali nie zaobserwowano wydzieleni węglików, możemy wówczas oszacować stężenie węgla w ferrycie bainitycznym z bilansu masy węgla, gdy znane są ułamki objętościowe ferrytu bainitycznego i austenitu [7, 8]. Ponadto, ponieważ listwy ferrytu bainitycznego w pakietach są w kontakcie z austenitem [9, 10], możemy zbadać pogrubianie się ferrytu bainitycznego za pomocą pomiarów zmiany szerokości sublistew dla różnych czasów przemiany.

## 2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Skład chemiczny badanej stali podano w tabeli 1. Szczegółowy opis badań dylatometrycznych podano w pracach [7, 11], a metodykę konwersji danych dylatometrycznych opisano w [6, 8, 12-14]. Do analizy termodynamicznej przemiany wykorzystano modele opracowane przez Aaronsona [15, 16] oraz Bhadeshję [17], oparte na *quasi*-chemicznym modelu termodynamicznym McLellana i Dunna [18]. Badania elektronomikroskopowe wykonano techniką cienkich folii na mikroskopie transmisyjnym Tesla BS-540 przy napięciu przyśpieszającym 120 kV. Do badań metalograficznych używano próbki trawione nitałem. Austenitowanie próbek  $\phi 10 \times 35 \text{ mm}$  w temperaturze  $1000^\circ\text{C}$  prowadzono w piecu elektrycznym komorowym, zabezpieczając próbki przed odwęglaniem i utlenianiem. Obróbkę izotermiczną w  $350^\circ\text{C}$  wykonano zanurzając próbki w kąpeli cynowej pokrytej warstwą sproszkowanego węgla drzewnego. Po zakończeniu obróbki izotermicznej próbki dochładzano w wodzie.

Tabela 1. Średni skład chemiczny stali 35HGS w % wagowych\*

Material	C	Mn	Si	Cr	Ni
35HGS	0,36	0,95	1,25	1,25	0,30

\*W tabeli 1 podano średni skład badanej stali określony na iskrowym spektrometrze emisyjnym typ PV 8030 firmy PHILIPS z systemem komputerowym

Grubość sublistew ferrytu bainitycznego mierzono na fotografiach z cienkich folii przy powiększeniach zmieniających się od ok. 15000 do 30000. Ponieważ pomiarów dokonywano na losowo zorientowanych przekrojach (foliach) konieczne są pewne korekty stereologiczne (rys.1). W każdym przypadku mierzono najkrótszą odległość prostopadłą do podłużnego wymiaru warstwy austenitu (ferrytu). Dla każdego z dwóch czasów wygrzewania izotermicznego wykonano w przybliżeniu po 100 pomiarów. Przy

\* Określenie "austenit nieprzemieniony" w pracy odnosi się do austenitu pozostałego po utworzeniu się ferrytu bainitycznego. Pewna ilość tego nieprzemienionego austenitu może ulec rozpadzie w wyniku przemiany martenzytycznej w czasie chłodzenia ciągłego poniżej temperatury początku przemiany martenzytycznej  $M_s$ . Zatem jakkolwiek austenit, który pozostanie nieprzemieniony w temperaturze otoczenia jest określany "austenitem szczytkowym". W tym kontekście zarówno austenit nieprzemieniony jak i austenit szczytkowy są wzbogacone węglem.

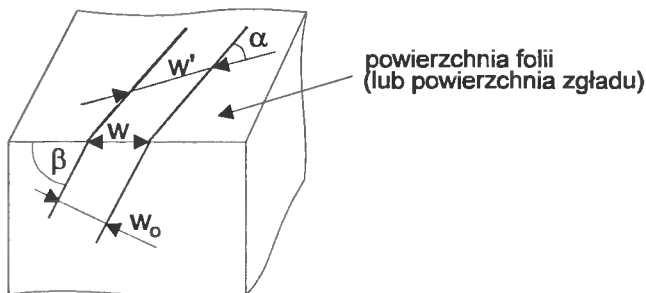
zorientowaniu linii pomiaru w kierunku prostopadłym do wydłużonego boku sublistwy ferrytu przy określaniu jej rzeczywistej grubości korzysta się z zależności [19]:

$$w' = (\pi/2)w_0 \quad (1)$$

gdzie:

$w'$  – średnia długość odcinków odciętych na siecznej przez sublistwy ferrytu bainitycznego (lub warstwy austenitu),

$w_0$  – rzeczywista grubość sublistwy ferrytu (lub warstwy austenitu).



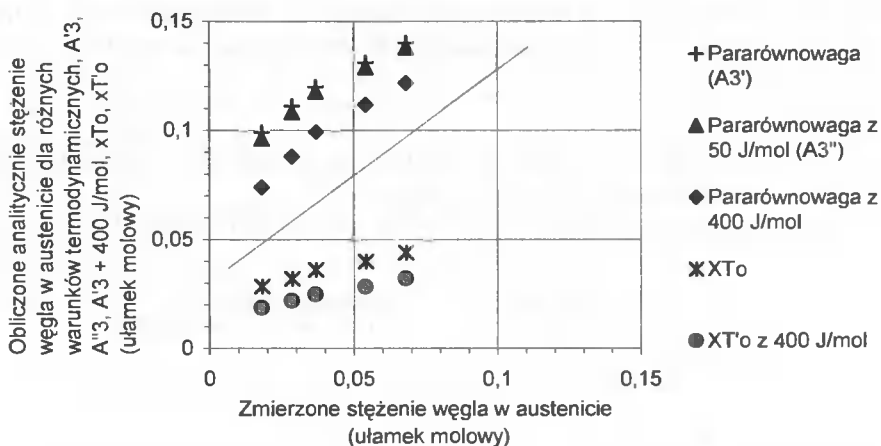
Rys. 1. Pozorna ( $w$ ) i rzeczywista ( $w_0$ ) grubość listew ferrytu bainitycznego (lub grubość warstw austenitu szczątkowego).

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Analiza doświadczalnych pomiarów grubości warstw austenitu wymaga wiedzy o mechanizmie przemiany. Istnieją dowody sugerujące, że chociaż płytki bainitu rosną bezdyfuzyjnym mechanizmem ścinania, to nadmiar węgla w ferrycie jest wkrótce po tym usuwany do austenitu szczątkowego [20]. Austenit zatem jest stopniowo wzbogacany w węgiel, dopóki nie zostanie osiągnięty punkt, w którym staje się termodynamicznie niemożliwa dalsza przemiana austenitu wg tego mechanizmu. Rysunek 2 przedstawia wykres porównujący zmierzone stężenie węgla w austenicie w stali 35HGS w odniesieniu do stężenia oczekiwanego gdyby tworzenie się bainitu uległo zatrzymaniu po osiągnięciu przez austenit zawartości węgla danej przez krzywe  $A'_3$ ,  $A''_3$ ,  $T_0$  lub  $T'_0$ .<sup>\*</sup> Te ostatnie stężenia mogą zostać obliczone przy użyciu metod termodynamicznych [15].

<sup>\*</sup> Krzywa  $T_0$  reprezentuje umiejscowienie wszystkich punktów na wykresie temperatura - stężenie węgla, gdzie austenit i ferryt o tym samym składzie chemicznym wolne od naprężeń posiadają również identyczną energię swobodną. Stąd, austenit, który posiada stężenie węgla przekraczające wartość określoną przez krzywą  $T_0$  nie może ulec przemianie bezdyfuzyjnej. Wzrostowi bainitu towarzyszy zmiana kształtu, którą charakteryzuje zmiana kształtu z płaszczyzną niezmienniczą z dużą składową ścinania. Odształcenia wywołane w austenicie w czasie, gdy akomoduje on to odształcenie, zostały oszacowane na wartość 400 J/mol energii odształcenia. Krzywa  $T_0$  zmodyfikowana w celu uwzględnienia tej energii odształcenia nazywana jest krzywą  $T'_0$ .

Odmianą możliwością jest, że mechanizm przemiany jest bezdyfuzyjny tylko dla żelaza i składników substytucyjnych stopu. Składniki międzywęzłowe (węgiel) mogą dyfundować w takim zakresie, że ferryt bainityczny nie jest przesycony węglem na żadnym etapie przemiany. Jeżeli pominiemy energię odształcenia, wtedy austenit w tych okolicznościach może kontynuować przemianę dopóki stężenie węgla osiągnie krzywą  $A'_3$  na wykresie temperatura-stężenie węgla. Krzywa  $A''_3$  reprezentuje granicę międzyfazową  $\alpha+\gamma/\gamma$  w warunkach pararównowagi z uwzględnieniem energii odształcenia 50 J/mol.

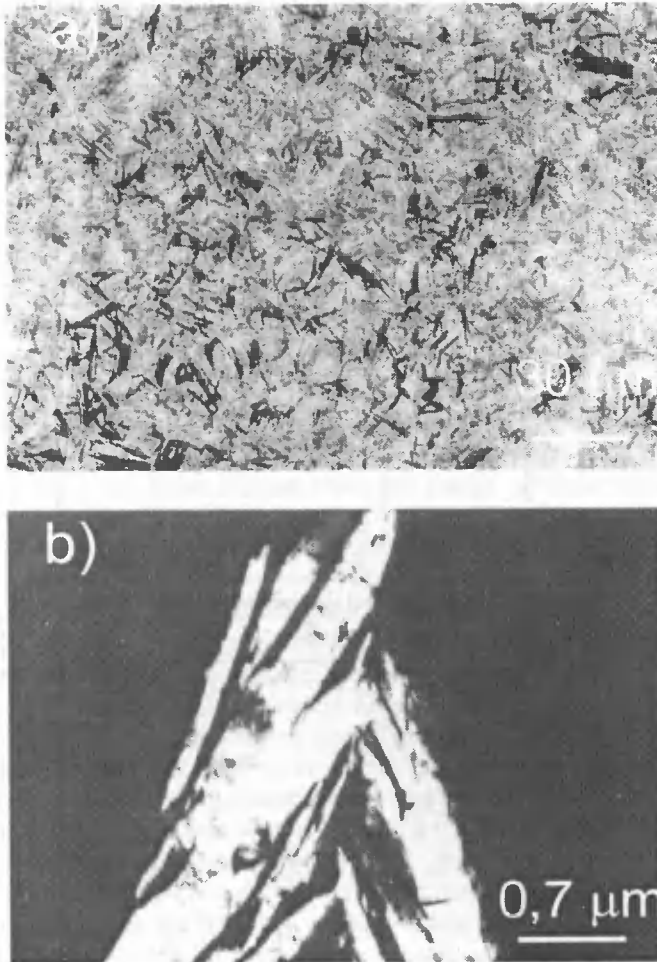


Rys. 2. Zmierzone stężenie węgla w austenicie w punkcie, w którym nastąpiło zatrzymanie przemiany bainitycznej w odniesieniu do obliczonego stężenia dla wybranych warunków termodynamicznych na granicy międzyfazowej

Rysunek 2 jest interesujący z dwóch względów. Po pierwsze, oczywiste jest że, tworzenie się ferrytu bainitycznego zatrzymuje się znacznie wcześniej zanim austenit osiąga stężenie węgla odpowiadające warunkom pararównowagi. Po drugie, zakres rozbieżności rośnie przy wyższych stężeniach węgla w austenicie, tj. gdy temperatura przemiany obniża się. Obydwa te rezultaty były spodziewane, drugi z tej przyczyny, że krzywa T<sub>0</sub> posiada bardziej strome nachylenie na wykresie fazowym w porównaniu do krzywej A<sub>3</sub> [6]. Najlepszą zgodność uzyskano przy porównaniu ze stężeniem odpowiadającym krzywom T<sub>0</sub> i T<sub>0</sub>, które odpowiadają przemianie bezdyfuzyjnej uwzględniającej lub nie energię odkształcenia. Podsumowując, całkowicie bezdyfuzyjny mechanizm przemiany byłby ograniczony przez krzywą T<sub>0</sub>, podczas gdy przy możliwej tylko dyfuzji węgla w czasie przemiany, ograniczony byłby przez granicę międzyfazową A<sub>3</sub> w warunkach pararównowagi.

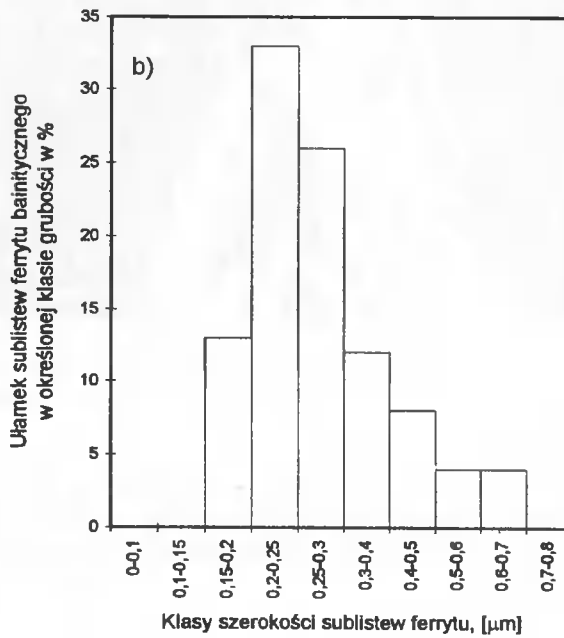
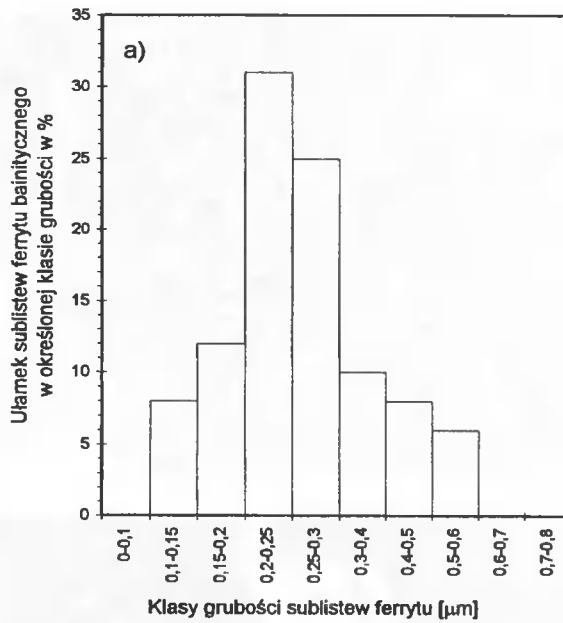
Powyższe wyniki są użyteczne, gdyż potwierdzają one dla badanej stali 35HGS, że rozsądne jest założenie, iż płytki ferrytu bainitycznego tworzą się początkowo bezdyfuzyjnie, lecz nadmiar węgla w ferrycie jest wkrótce potem usuwany do austenitu szczątkowego.

Na rysunku 3a przedstawiono mikrostrukturę bainitu w początkowym okresie przemiany, a na rysunku 3b sytuację, w której doszło do zderzenia (hard-impingement) wierzchołków dwóch wiązek bainitu. Ponieważ warstwy austenitu są odizolowane przez sąsiadujące płytki ferrytu, można przypuszczać, że ich grubość nie powinna zmieniać się w trakcie postępu przemiany.



Rys. 3. Mikrostruktura bainitu dolnego w stali 35HGS po przemianie izotermicznej w początkowym okresie przemiany,  $350^{\circ}\text{C}/5$  min.: a) mikrofotografia optyczna, b) cienka folia

Zmierzone rozkłady grubości sublistew ferrytu bainitycznego po doświadczeniu z częściową przemianą, w którym próbki wytrzymano w temperaturze  $350^{\circ}\text{C}$  przez okres 5 i 60 minut, tj. na początku i na koniec przemiany, pokazano na rysunku 4.



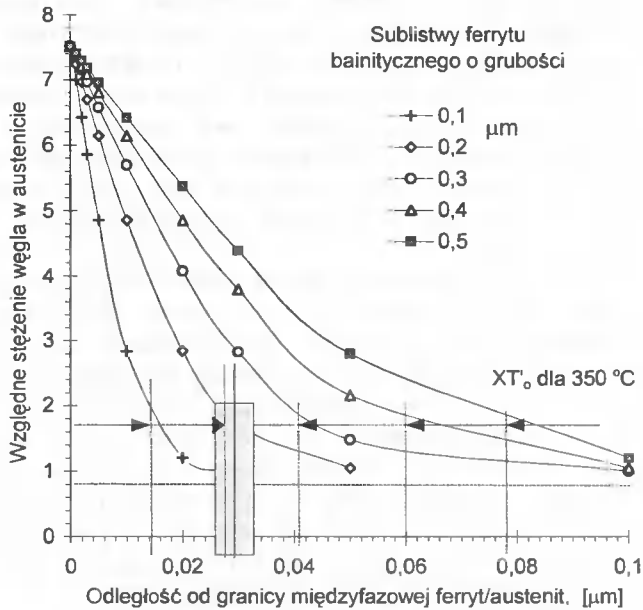
Rys. 4. Rozkład grubości sublistew ferrytu bainitycznego po przemianie izotermicznej w temperaturze 350°C dla: a) początku przemiany – 5 min., b) końca przemiany – 60 min.

Ułamek sublistew ferrytu bainitycznego w klasie grubości 0,2-0,3  $\mu\text{m}$  na początku przemiany (5 minut) wynosi 56% i prawie nie zmienia się po wydłużeniu czasu izotermicznego wygrzewania do 60 min., gdy wynosi 63%. Stąd rozkład grubości sublistew ferrytu prawie nie zmienia się z czasem przemiany i średnia wartość szerokości sublistew mieści się w granicach 0,2-0,3  $\mu\text{m}$ . Uzyskane dwa zbiory danych są zasadniczo identyczne, potwierdzając, że grubość warstwy austenitu rzeczywiście nie ulega zmianie w czasie przemiany. Wynik ten potwierdza wcześniejszą hipotezę [5], że listwy ferrytu rosną do ograniczonej wielkości i nie pogrubiają się podczas późniejszego izotermicznego wygrzewania.

Obecne badania wskazują, że pogrubianie ferrytu pierwotnie utworzonego nie następuje po 5 min. izotermicznego wytrzymania w 350°C, nawet jeżeli stężenie węgla w nieprzemienionym austenicie między wiązkami jest niższe aniżeli dla warunków parównowagi. Sugeruje to, że granice międzyfazowe utraciły swoją mobilność jako granice poślizgowe w 350°C w czasie 5 minut wygrzewania. Z powodu wysokiej temperatury przemiany struktura międzyfazowa może ulec zmianie w sposób dyfuzyjny po zahamowaniu ich poślizgowego ruchu podczas relaksacji energii odkształcenia wprowadzonej ścinaniem, tak jak sugeruje to Bhadeshia [20]. Ponadto uzyskany rezultat wskazuje, że ferryt bainityczny tworzy się za pomocą mechanizmu ścinania z poślizgowym ruchem koherentnej granicy międzyfazowej, a stąd wzrost ferrytu ograniczony jest prawdopodobnie skutkiem utraty koherencji przez granicę międzyfazową [20].

Rysunek 5 przedstawia obliczone analitycznie profile stężenia węgla w przyległym do ferrytu austenicie dla różnej grubości sublistew ferrytu. Można było oczekiwać, że grubsza płytka ferrytu powinna prowadzić do grubszej warstwy austenitu, gdyż ilość usuniętego węgla z ferrytu jest wtedy większa. Podczas gdy trend tego typu jest widoczny na rysunku 5, to doświadczalne potwierdzenie założenia, że stosunek grubości płytki do grubości warstwy austenitu powinien być w przybliżeniu stały, jest trudne do zrealizowania. Po pierwsze, nie uzyskano w wystarczającej ilości materiału doświadczalnego, aby otrzymać wiarygodne informacje o korelacji grubości sublistew ferrytu i warstw austenitu. Po drugie, w trakcie wytrzymania izotermicznego w zakresie bainitu dolnego zaobserwowano koalescencję sublistew, która prowadzi do powstania pojedynczej większej płytki [21]. Koalescencji towarzyszy pocienianie warstwek austenitu między sublistwami bainitu dolnego. Warstwy austenitu ostatecznie zanikają, gdy sublistwy rozwijają się w bardziej gruboziarnistą strukturę.

Pomiary grubości warstw austenitu wykonano jedynie dla sublistew ferrytu bainitycznego o grubości 0,2  $\mu\text{m}$ , dla którego zmierzona grubość warstw austenitu szczytkowego wynosiła  $0,028 \pm 0,003 \mu\text{m}$  po 60 minutach przemiany izotermicznej w temperaturze 350°C. Określona analitycznie grubość warstw austenitu otaczającego sublistwy ferrytu bainitycznego o grubości 0,2  $\mu\text{m}$  po przemianie w temperaturze 350°C okazała się być dobrze przewidziana, chociaż dane analityczne są niedoszacowane. Przyczyną niedoszacowania mogło być założenie, że pole dyfuzji węgla wokół sublistwy jest takie, jak w momencie zakończenia wydalania nadmiaru węgla do austenitu szczytkowego. Wynik ten potwierdza założenie o bezdyfuzyjnym mechanizmie ścinania przemiany bainitycznej.



Rys. 5. Profile stężenia węgla w nieprzemienionym austenicie w funkcji odległości od granicy międzyfazowej ferrytu bainityczny/austenit obliczone dla różnej grubości sublistew ferrytu bainitycznego. Względne stężenie węgla w austenicie ( $\gamma'$ ) oznaczono jako  $\gamma' = x^{\gamma\alpha} / \bar{x}$ . Po przemianie w 350 °C  $x_{T_0} = 0,0302$  mol. wobec czego  $x_{T_0} / \bar{x} = 1,85$ . Ciemnym prostokątem zaznaczono na wykresie zmierzoną grubość warstw austenitu szczątkowego sąsiadującego z sublistwami ferrytu bainitycznego o grubości 0,2  $\mu\text{m}$

#### 4. WNIOSKI

1. Sublistwy ferrytu bainitycznego nie zwiększają swojej grubości po ich początkowym szybkim utworzeniu. Badania sublistew w pojedynczej wiązce pokazują, że płytki utworzone jako pierwsze nie różnią się wymiarami od płytek w pobliżu wierzchołka wiązki.
2. W klasie grubości sublistew ferrytu 0,2-0,3  $\mu\text{m}$  mieści się około 60% ułamka sublistew ferrytu bainitycznego bez względu na etap przemiany bainitycznej.

#### LITERATURA

- [1] Hehemann H.K., Kinsman K.R., Aaronson H.I., 1972: Metall. Trans. 3, 1077-1094.
- [2] Christian J.W., Edmonds D.V., 1984: Int. Conf. On Phase Transformations in Ferrous Alloys. Eds. Marder A.R. and Goldstein J.I., TMS-AIME, Warrendale, PA, 293-325.



- [3] Bhadeshia H.K.D.H., Christian J.W., 1990: Metall. Trans. A 21A, 767-797.
- [4] Aaronson H.I., Reynolds W.T., Shiflet G.J., Spanos G., 1990: Metall. Trans. A 21A, 1343-1380.
- [5] Hehemann R.F., Troiano A.R., 1954: Trans. AIME 200, 1272-1280.
- [6] Ławrynowicz Z., Barbacki A., 1996: Archiwum Nauki o Materiałach 17 (2), PAN Katowice, 127-147.
- [7] Ławrynowicz Z., 1996: Inżynieria Powierzchni 2, IMP Warszawa, 40-50.
- [8] Ławrynowicz Z., Barbacki A., 1995: Proceedings of the Science Conference Advanced Manufacturing Technology. AMTECH'95, 19-21 April, Rouse, 1-9.
- [9] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V., 1979: Metall. Trans. A 10A, 895-907.
- [10] Sandvik B.P.J., 1982: Metall. Trans. A 13A, 777-787.
- [11] Ławrynowicz Z., 1995: Zeszyty Naukowe ATR w Bydgoszczy, Mechanika 38, 27-38.
- [12] Ławrynowicz Z., 1995: Inżynieria Materiałowa 84 (1), Katowice, 3-9.
- [13] Ławrynowicz Z., 1996: Zeszyty Naukowe ATR w Bydgoszczy, Mechanika 40, 89-103.
- [14] Ławrynowicz Z., 1999: International Journal of Engineering 12 (2), 81-86.
- [15] Aaronson H.I., Domian H.A., Pound G.M., 1966: Trans. Metall. Soc. AIME 236, 768-781.
- [16] Shiflet G.J., Bradley J.R., Aaronson H.I., 1978: Metall. Trans. A 9A, 999-1008.
- [17] Bhadeshia H.K.D.H., 1981: Met. Sci. 15, 477-479.
- [18] Dunn W.W., McLellan R.B., 1970: Metall. Trans. A 1, 1263-1265.
- [19] Chang L., Bhadeshia H.K.D.H., 1995: Mater. Sci. and Technol. 11, 874-881.
- [20] Bhadeshia H.K.D.H., 1992: Bainite in steels. The Institute of Materials, London.
- [21] Chang L.C., Bhadeshia H.K.D.H., 1996: Mater. Sci. and Technol. 12, 233-236.

## FORMATION MECHANISM OF LOWER BAINITIC MICROSTRUCTURE IN Cr-Mn-Si STEEL

### Summary

The aim of the paper was to clarify the growth mechanism of the ferritic component of bainite. The bainite transformation at 350<sup>0</sup>C in 35HGS steel was investigated with dilatometry, transmission electron microscopy and quantitative metallography. It was found that ferrite sub-units did not thicken over isothermal holding although they were exposed to austenite films whose carbon content was lower than the paraequilibrium value. The present results indicate that the sub-units of bainitic ferrite develop as a result of displacement mechanism.



## WPLYW RETROGRESJI I POWTÓRNEGO STARZENIA NA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE I PODATNOŚĆ NA NAPRĘŻENIOWE PĘKANIE KOROZYJNE STOPU AlZn5Mg1

Andrzej Zieliński, Jacek Chrzanowski, Andrzej Gazda\*, Danuta Warmuzek\*

Politechnika Gdańska, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gdańsk

\*Instytut Odlewnictwa PAN, ul. Zakopiańska 107, Kraków

Nowa obróbka cieplna, retrogresja z powtórным starzeniem, została zastosowana do podwyższenia właściwości mechanicznych i odporności na naprężeniowe pękanie korozyjne stopu AlZn5Mg1, mierzonych w próbie stałego wolnego rozciągania z szybkością  $10^{-6}$  s<sup>-1</sup> w powietrzu i sztucznej wodzie morskiej. Energia zniszczenia, czas do zniszczenia i przewężenie użyte zostały jako mierniki zachowania się stopu. Stwierdzono, że wyższa temperatura i krótszy czas starzenia dodatkowo wpływały na właściwości mechaniczne, ale słabiej na odporność na pękanie. Obróbka cieplnej miała niewielki wpływ na obraz przelomu.

### 1. WPROWADZENIE

Próby opracowania optymalnego składu i obróbki cieplnej konstrukcyjnych stopów aluminium grupy 7000 Al-Zn-Mg-(Cu) grupy wykazały, że wysokie właściwości mechaniczne rzadko odpowiadają odporności na niszczenie środowiskowe [1]. Z tego powodu zaproponowano w przeszłości dla stopów z dodatkiem miedzi specjalną obróbkę cieplną, zwaną retrogresją (nawrotem) z następnym powtórным starzeniem, która miała przynieść podwyższenie odporności na pękanie korozyjne przy utrzymaniu dobrych właściwości wytrzymałościowych [2]. W ramach obecnego zadania podjęto się sprawdzenia tezy, czy specjalna obróbka cieplna, zwaną retrogresją z powtórным starzeniem, może być także użyteczna dla stopów bez miedzi.

### 2. MATERIAŁY I METODYKA

Badany był stop AlZn5Mg1 o składzie: 4,35Zn, 1,25Mg, 0,18Mn, 0,14Cr, 0,04Zr, 0,32Fe, 0,16Si. Stop podlegał standardowej obróbce cieplnej T6 złożonej z: przesykania w 703 K przez 45 minut, chłodzenia w ciepłej wodzie w 353 K, starzenia przez 6 dni w temperaturze pokojowej i dwukrotnego sztucznego starzenia, kolejno w 363 K przez 8 godzin i 418 K przez 16 godzin. Próbki o długości 50 mm i średnicy 5 mm były cięte

w kierunku długim poprzecznym. Parametry zastosowanej obróbki cieplnej przedstawia tabela 1.

Tabela 1. Parametry regresji i powtórnego starzenia

Seria	Warunki starzenia	Warunki regresji	Warunki powtórnego starzenia
1	403 K 16 h	453 K 60 minut	403 K 16 h
2	403 K 16 h	473 K 30 minut	403 K 16 h
3	403 K 16 h	493 K 15 minut	403 K 16 h
4	403 K 16 h	513 K 10 minut	403 K 16 h
5	403 K 16 h	513 K 10 minut	403 K 48 h
6	363 K 24 h	513 K 10 minut	363 K 24 h
7	363 K 24 h	513 K 10 minut	363 K 48 h
8	403 K 16 h	żadne	żadne
9	363 K 24 h	żadne	żadne

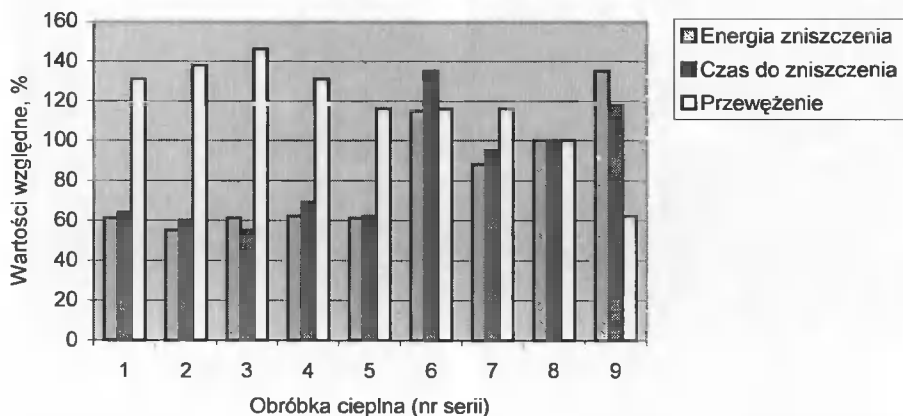
Badania właściwości mechanicznych oraz próby naprężeniowego pęknięcia korozyjnego wykonane zostały metodą stałego wolnego rozciągania w powietrzu lub sztucznej wodzie morskiej przy szybkości rozciągania  $10^{-6} \text{ s}^{-1}$ . Widok komory pomiarowej pokazano na rysunku 1. Mierzone były: czas do zniszczenia, energia zniszczenia i przewężenie.



Rys. 1. Widok komory pomiarowej do badań przy stałym wolnym rozciąganiu

### 3. WYNIKI BADAŃ I DYSKUSJA

Względne wartości energii zniszczenia, czasu do zniszczenia oraz przewężenia, w stosunku uzyskanych w standardowej obróbce cieplnej nr 8, pokazano na rysunku 2. Wyższa temperatura i krótszy czas powtórnego starzenia prowadziły do lepszych właściwości mechanicznych.



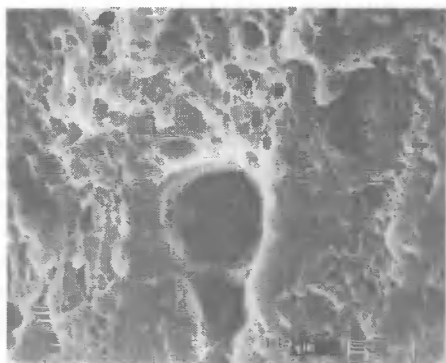
Rys. 2. Wpływ retrogresji i powtórnego starzenia na właściwości mechaniczne stopu AlZn5Mg1



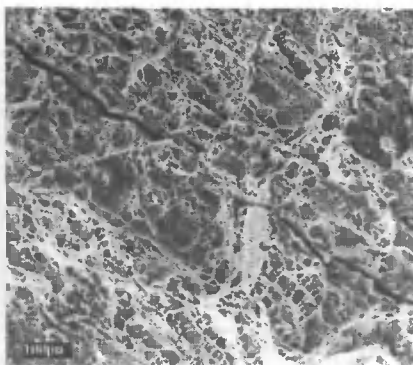
Rys. 3. Względna energia zniszczenia, czas do zniszczenia i przewężenie mierzone w próbie stałego wolnego rozciągania

Wartości energii zniszczenia, czasu do zniszczenia i przewężenia przedstawione zostały na rysunku 3 w formie stosunków wartości odpowiednich parametrów mierzonych w wodzie morskiej do mierzonych w powietrzu. Nawrót i powtarzalne starzenie wywierały niewielki wpływ na podatność do naprężeniowego pęknięcia korozyjnego.

Obserwowany przełom dla próbek serii 6 można zakwalifikować do grupy przełomów powstających przez ścinanie materiału. Średnia powierzchnia przełomu o małym stopniu rozwinięcia była nachylona pod kątem ostrym do osi próbki wytrzymałościowej (zbliżonym do  $45^\circ$ ). Na całej powierzchni można zaobserwować nieciągłości (kratery), w środku których najprawdopodobniej znajdują się wtrącenia międzymetaliczne  $MgZn_2$  (rys.4). W strefach ścinania materiału powstają owalne, otwarte dołki. Pomiędzy pasmami dołków widoczne były krawędzie rozerwania w mikroobszarach lokalnego odkształcenia.

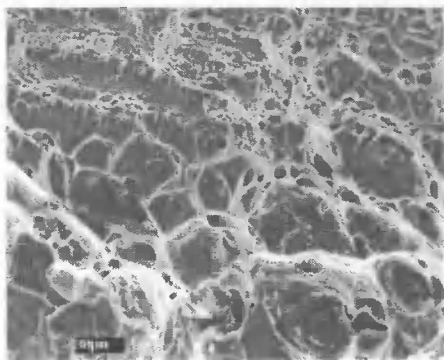


Rys. 4. Przełom próbki serii 6 (3000x)

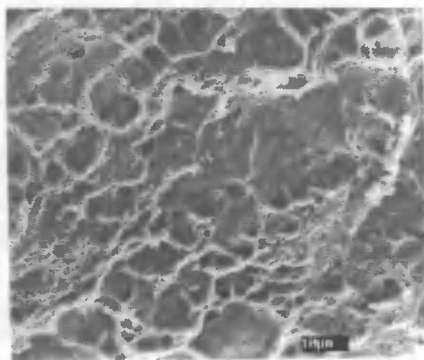


Rys. 5. Przełom próbki serii 7 (2500x)

Przełom próbek serii 7 można zakwalifikować do grupy przełomów powstających przez ścinanie. Podobnie jak w próbkach serii 6, powierzchnia przełomu ma mały stopień rozwinięcia. Na powierzchni przełomu obserwowano dołki ścinania wzdłuż uśrednionej powierzchni ścinania. W strefie brzegowej widoczne są wtrącenia tlenkowe. Występują długie prostoliniowe pęknięcia wtórne, równoległe do pasmowego ścinania dołków (rys.5).



Rys. 6. Przełom próbki serii 9 (350x)



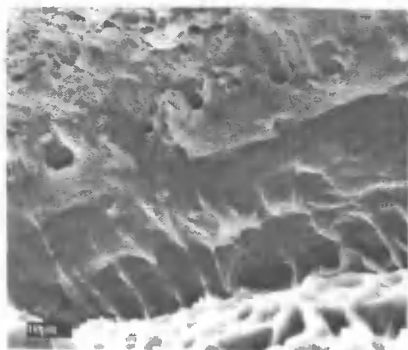
Rys. 7. Przełom próbki serii 8 (1000x)

W przypadku próbek serii 9 zrywanych w zastępczej wodzie morskiej mechanizmem powstania przełomu było ścinanie, przy czym zachodziło ono na kilku powierzchniach, różnie zorientowanych względem osi próbki. Średnia powierzchnia przełomu cechuje się większym stopniem rozwinięcia, w porównaniu z próbkami obróbcie cieplnej z zastosowaniem retrogresji. Widoczne są krótkie pęknięcia wtórne, równoległe do pasm dołków. Na powierzchni przełomu obserwowano pasma owalnych dołków, w których mogą znajdować się wydzielenia fazy międzymetalicznej  $MgZn_2$  (rys.6.)

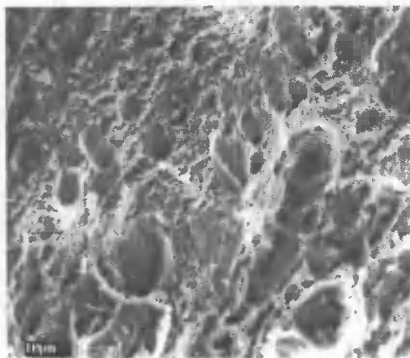
W przypadku próbek serii 8 powierzchnia przełomu charakteryzuje się znacznym stopniem rozwinięcia. Obszary ścinania były nachylone pod różnymi kątami do osi próbki wytrzymałościowej. Przełom jest charakterystyczny dla przełomu powstającego przez ścięcie, widoczne dołki ścinania są płytkie, często znacznie wydłużone i otwarte.

Na powierzchni przełomu obserwowano wtrącenia niemetaliczne usytuowane w dość głębokich kraterach (rys.7).

Powierzchnia przełomu próbek serii 2 charakteryzuje się znacznym stopniem rozwinięcia. Obszary ścinania były nachylone pod różnymi kątami do osi próbki wytrzymałościowej, przy czym w osi próbki kąt nachylenia średniej powierzchni przełomu do osi próbki był zbliżony do  $90^{\circ}$ . Widoczne dołki ścinania były płytkie, często znacznie wydłużone i otwarte (rys.8).



Rys. 8. Przełom próbki serii 2 (2000x)



Rys. 9. Przełom próbki serii 3 (1000x)

Powierzchnia przełomu próbek serii 3 charakteryzuje się znacznym stopniem rozwinięcia. Na powierzchni obserwowano elementy przełomu ciągłego. Widoczne są pasma równoosiowych i owalnych dołków. Pomiędzy strefami dołków krawędzie zerwania łączników. Powierzchnia przełomu charakteryzuje się największym stopniem rozwinięcia ze wszystkich badanych próbek (rys. 9).

#### 4. PODSUMOWANIE

Dokonane badania wskazują na możliwość pewnej modyfikacji zarówno właściwości mechanicznych, jak i podatności na naprężeniowe pękanie korozyjne poprzez specjalną obróbkę cieplną: retrogresję z powtórnym starzeniem. Wyższa temperatura i krótszy czas powtórnego starzenia wpływały wyraźnie dodatnio na właściwości, natomiast zmiany podatności do pęknięcia były znacznie mniej widoczne. Nie określono jeszcze, czy przyczyną zmian są zmiany mikrostruktury, czy także zmiany struktury dyslokacyjnej. Warunki obróbki cieplnej wywierały również wpływ na charakter przełomu, także nie do końca wyjaśniony.

**Praca wykonana w ramach projektu KBN nr 7 T08A 035 16.**

#### LITERATURA

- [1] Zieliński A., 1999: Niszczenie wodorowe metali nieżelaznych i ich stopów. Gdańskie Towarzystwo Naukowe.
- [2] Talianker M., Cina B., 1989: Retrogression and Reaging and the dislocations of 7000-type aluminium alloys. Metall. Trans. A 20A, 2087.

## EFFECT OF RETROGRESSION AND REAGING ON MECHANICAL PROPERTIES AND SUSCEPTIBILITY TO STRESS CORROSION CRACKING OF THE AlZn5Mg1 ALLOY

### Summary

The retrogression and reaging have been used to enhance the mechanical properties and susceptibility to SCC of the AlZn5Mg1 alloy as measured by Slow Strain Rate testing at  $10^{-6} \text{ s}^{-1}$  in the air and artificial seawater. The fracture energy, time-to-failure and RA value were to determine the alloy behaviour. A higher temperature and longer reaging time were observed to enhance the mechanical properties yet they only slightly affected the susceptibility to SCC. Similarly the effect of the thermal treatment applied on the fracture path was inconsiderable.



## SZACOWANIE WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH SILUMINÓW NA PODSTAWIE METODY ATND

Jacek Pezda

Politechnika Łódzka Filia w Bielsku-Białej, Katedra Technologii Bezwiórowych  
ul. Willowa 2, 43-309 Bielsko-Biała

W artykule przedstawiono próbę zastosowania jednoczesnej metody Analizy Termiczno-Napięciowo Derywacyjnej do określenia właściwości mechanicznych siluminów AK132 i AK9. Badany stop został poddany typowym zabiegom rafinacji i modyfikacji. Następnie została przeprowadzona analiza regresji w celu uzyskania równań do szacowania właściwości mechanicznych.

### 1. WSTĘP

W czasie krystalizacji stopu powstają główne fazy i eutektyki, jak również fazy pochodzące z zanieczyszczeń będących w stopie [1]. Znajomość przebiegu procesów krystalizacji stopu jest źródłem informacji dla rozwoju nowych technologii przygotowania ciekłego metalu oraz kontroli przygotowania stopów w przemyśle. Wzrost wymagań stawianych nowym konstrukcjom, tak pod względem jakości jak i ekonomicznie uzasadnionej opłacalności, wymusił opracowanie metod poznawania właściwości stopu jeszcze przed jego odlaniem, które odpowiedzą na pytanie - czy stop po zakrzepnięciu będzie miał oczekiwane właściwości mechaniczne?

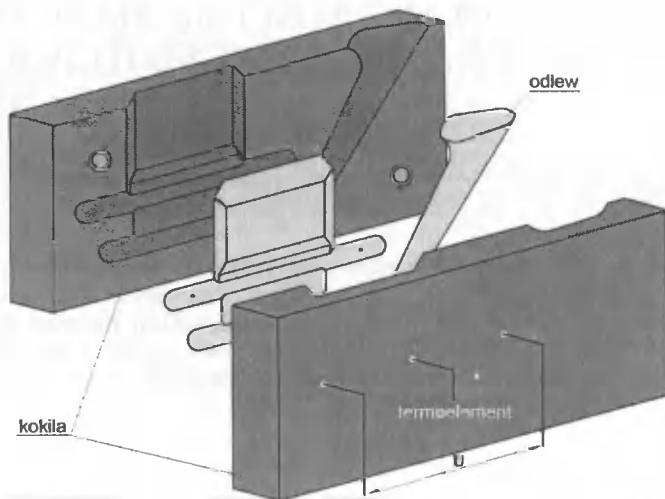
Struktura stopów Al-Si składa się głównie z dwu podstawowych faz, to jest z plastycznej osnowy utworzonej z roztworu stałego  $\alpha$  na bazie Al, oraz twardych i kruchych kryształów krzemu (faza  $\beta$ ). Właściwości mechaniczne tych stopów są determinowane przez stan składników ich struktury [2]. Na krzywych temperaturowych i napięciowych można zaobserwować efekty cieplne i napięciowe będące skutkiem krystalizacji faz i eutektyk, występujące na tych krzywych w postaci charakterystycznych „pików”. Wartości temperatury i napięcia odczytane dla tych punktów charakterystycznych stają się podstawą do zastosowania analizy regresji dla uzyskania modeli matematycznych przedstawiających wpływ ich zmian na właściwości mechaniczne stopów.

### 2. METODYKA I WYNIKI BADAŃ

Metoda ATND polega na ciągłym pomiarze napięcia elektrycznego powstającego na sondach podczas krystalizacji i przemian fazowych krzepnącego stopu. W trakcie pomiaru rejestrowane jest powstające napięcie i temperatura badanej próbki. Przebieg procesu krystalizacji przedstawiony jest w postaci wykresu tworzonego w czasie krzep-

nięcia stopu, który w sposób szybki i dokładny odzwierciedla zmiany jego struktury w czasie krzepnięcia.

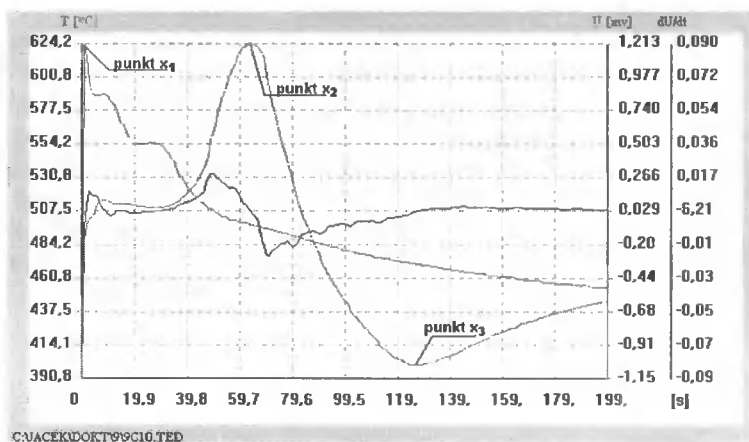
Badanym stopem zalewano formę metalową do wykonywania znormalizowanych próbek wytrzymałościowych według PN-88/H-88002-2, którą przystosowano do kontroli przebiegu procesów krystalizacji metodą ATND (rys. 1).



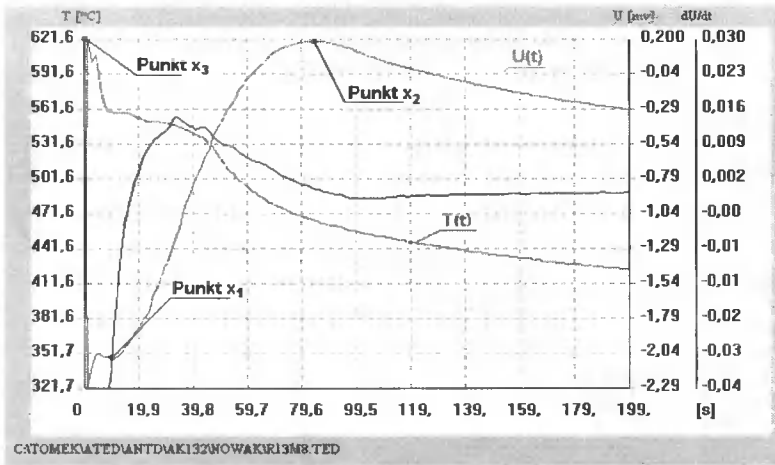
Rys. 1. Kokila do wykonywania znormalizowanych próbek wytrzymałościowych oraz kontroli przebiegu procesu krystalizacji metodą ATND

Stopy AK132 i AK9 zostały rafinowane, a następnie modyfikowane.

Na rysunkach 2 i 3 przedstawiono przykładowe wykresy przebiegu procesu krystalizacji (uzyskane przy użyciu metody ATND) dla modyfikowanych stopów AK132 i AK9 z zaznaczonymi punktami charakterystycznymi.



Rys. 2. Krzywe krystalizacji metody ATND – modyfikowany stop AK132



Rys. 3. Krzywe krystalizacji metody ATND – modyfikowany stop AK9

Wartości punktów charakterystycznych skorelowane z właściwościami mechanicznymi (tab. 1), wprowadzono do programu komputerowego dla przeprowadzenia analizy regresji.

Do wstępnej analizy przyjęto funkcję obiektu badań w formie wielomianu:

$$Z = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_3x_3 + \varepsilon$$

gdzie:

- Z – czynnik wynikowy  $R_m$ ,  $R_{0,02}$ ,  $A_5$
- $x_1$  – wartość liczbową punktu  $x_1$ ,
- $x_2$  – wartość liczbową punktu  $x_2$ ,
- $x_3$  – wartość liczbową punktu  $x_3$ ,  $a_0$ ,
- $a_1$ ,  $a_2$ ,  $a_3$  – współczynniki podlegające obliczeniu,
- $\varepsilon$  – składnik losowy.

Tabela 1. Właściwości mechaniczne badanych stopów

Stop	Właściwości mechaniczne		
	$R_{0,02}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_5$ [%]
AK132	81 – 89	230 – 260	2 – 3
AK9	75 – 82	210 – 230	8 – 10

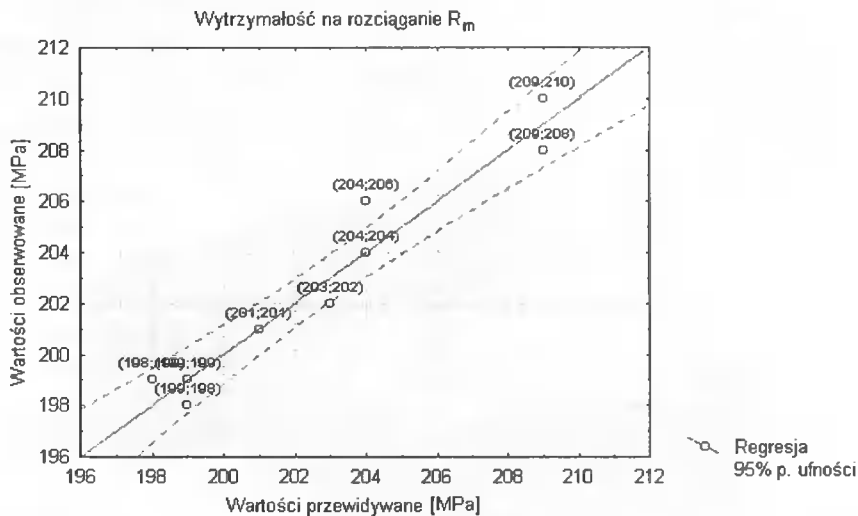
W wyniku przeprowadzonej analizy regresji uzyskano równania przedstawiające wpływ zmiany wartości punktów charakterystycznych na właściwości mechaniczne (wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ ) dla modyfikowanych stopów - AK132 i AK9.

## 2.1. Stop AK132

$$R_m = 259,4 - 1,36x_1 + 12,83x_2 + 0,09x_3 \pm 1,45$$

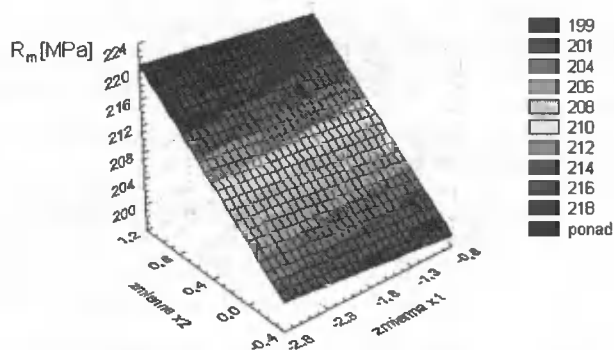
Podsumowanie regresji:

$$R = 0,96 \quad R^2 = 0,92, \text{ popraw. } R^2 = 0,88 \quad F_{obl} = 28,213 \quad F_{kr} = 5,4$$



Rys. 4. Przewidywane i obserwowane wartości  $R_m$  dla stopu AK132

Na rysunku 4 przedstawiono wartości przewidywane i obserwowane uzyskane na podstawie otrzymanego równania oraz przeprowadzonej próby wytrzymałościowej. Rysunek 5 przedstawia wpływ zmian wartości punktów charakterystycznych  $x_1$ ,  $x_2$  na wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ , (wartość punktu  $x_3 = 640^\circ\text{C}$ ).



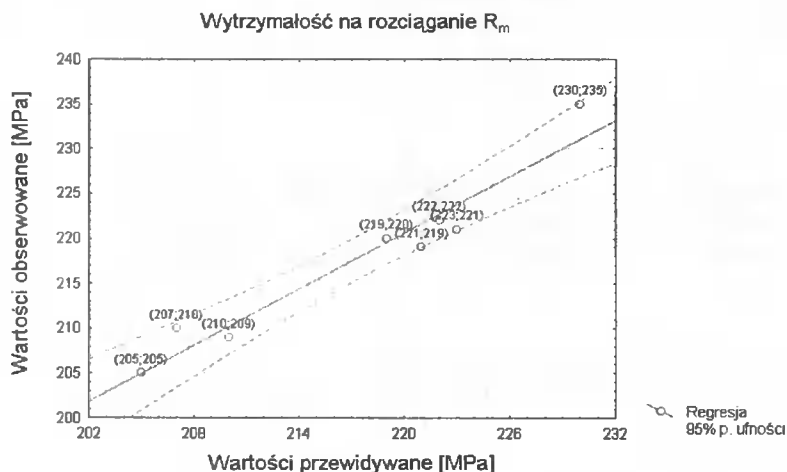
Rys. 5. Wpływ zmiany wielkości parametrów  $x_1$  i  $x_2$  na wytrzymałość  $R_m$

## 2.2. Stop AK9

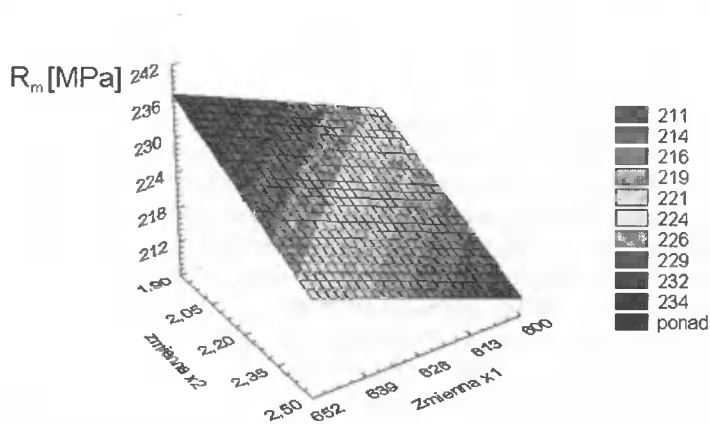
$$R_m = 106 + 0,27x_1 - 23,6x_2 + 11,92x_3 \pm 3,5$$

*Podsumowanie regresji:*

$$R = 0,95 \quad R^2 = 0,90, \text{ popraw. } R^2 = 0,84 \quad F_{\text{obl}} = 15,42 \quad F_{\text{kr}} = 5,4$$

Rys. 6. Przewidywane i obserwowane wartości  $R_m$  dla stopu AK9

Na rysunku 6 przedstawiono wartości przewidywane i obserwowane uzyskane na podstawie otrzymanego równania oraz przeprowadzonej próby wytrzymałościowej. Rysunek 7 przedstawia wpływ zmian wartości punktów charakterystycznych  $x_1$ ,  $x_2$  na wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  (wartość punktu  $x_3 = -1.0$  mV).

Rys. 7. Wpływ zmiany wielkości parametrów  $x_1$  i  $x_2$  na wytrzymałość  $R_m$ 

### 3. WNIOSKI

Na podstawie otrzymanych wyników można stwierdzić już we wstępnej fazie badań, stosując analizę regresji, istnienie korelacji pomiędzy wartościami punktów charakterystycznych (metoda ATND) i wytrzymałością na rozciąganie  $R_m$ . Pozwala to na szybką kontrolę właściwości stopu już na etapie jego przygotowania. Dokładne opracowanie przebiegu krystalizacji stopu przy użyciu metody ATND oraz jej zastosowanie

do szacowania właściwości mechanicznych siluminów w powiązaniu z analizą struktury metalograficznej udzieli pełnej informacji o krystalizującym stopie.

## LITERATURA

- [1] Wasilewski P., 1993: Siluminy - modyfikacja i jej wpływ na strukturę i właściwości. Krzepnięcie metali i stopów 21, Monografia, PAN Katowice.
- [2] Poniewierski Z., 1986: Krystalizacja, struktura i własności siluminów. WNT Warszawa.

## EVALUATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF THE SILUMIN WITH THE ATND METHOD

### Summary

The paper offers evaluation tests of mechanical properties of the AK132 and AK9. The characteristic points obtained from the solidification and from the voltage curves as well from their derivatives have been determined based the solidification.

## IDENTYFIKACJA FAZ POWSTAJĄCYCH W KRZEPNĄCYM STOPIE ALUMINIUM AK132 ZA POMOCĄ METODY ATND

Tomasz Ciućka

Politechnika Łódzka Filia w Bielsku Białej Katedra Maszyn i Automatyzacji  
Zakład Technologii Bezwiórowych  
ul. Willowa 2, 43-309 Bielsko-Biała

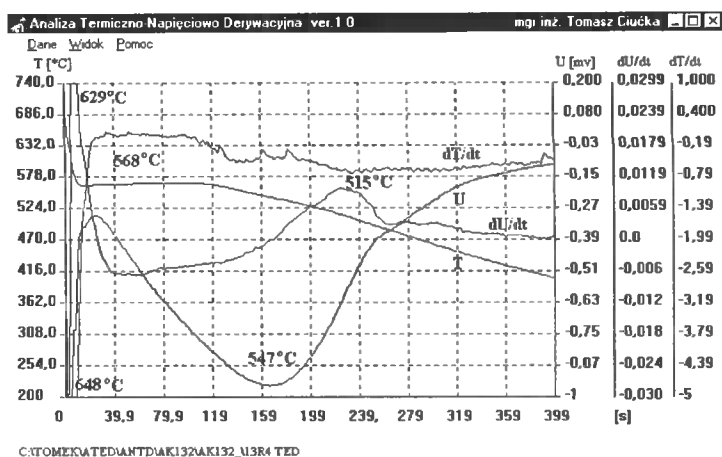
W artykule przedstawiono próbę identyfikacji składników strukturalnych odlewniczego stopu aluminium AK132 za pomocą nowej metody ATND. Metoda ta powstała z połączenia znanej i ogólnie stosowanej metody termicznej kontroli procesów krystalizacji stopów –ATD– i ciągłego pomiaru napięcia elektrycznego powstającego na sondach pomiarowych metody ATND. Wyniki metody ATND zostały przedstawione w postaci graficznej. Na ich podstawie podjęto próbę identyfikacji poszczególnych składników strukturalnych tego stopu.

### 1. WPROWADZENIE

Analiza Termiczno-Napięciowo-Derywacyjna (ATND), powstała w Zakładzie Technologii Bezwiórowych Katedry Maszyn i Automatyzacji Filii Politechniki Łódzkiej w Bielsku – Białej, z połączenia metody Analizy Termiczno-Derywacyjnej (ATD) i pomiaru różnicy potencjałów powstających na sondach metody. W badaniach zastosowano handlowy stop wieloskładnikowy AK132. Wyniki rejestracji procesu krystalizacji stopu przedstawiono w postaci graficznej. Na wykresach zostały naniesione krzywe termiczne ( $T$ ,  $dT/dt$ ) oraz krzywe napięciowe ( $U$ ,  $dU/dt$ ). Powstawanie poszczególnych składników strukturalnych – faz i eutektyk obrazowane jest efektami termicznymi bądź napięciowymi. Identyfikacja poszczególnych faz i eutektyk została oparta między innymi na temperaturach przemian fazowych oraz na wykresach równowagowego krzepnięcia poszczególnych składników stopowych. Po określeniu występujących faz i eutektyk stop poddano badaniom metalograficznym, jak również badaniom rentgenowskim celem określenia rzeczywistych składników struktury stopu. Badania te posłużyły do weryfikacji wyników metody ATND. W pracy przedstawiono wyniki metody ATND w postaci graficznej z zaznaczonymi charakterystycznymi punktami, przedstawiono zdjęcia struktur metalograficznych badanego stopu, jak również zamieszczono widma energetyczne poszczególnych składników strukturalnych omawianego stopu.

## 2. METODYKA I WYNIKI BADAŃ

Na rysunku 1 przedstawiono krzywe metody ATND dla siluminu AK132 w stanie rafinowanym. Stop ten został poddany typowemu zabiegowi metalurgicznemu – rafinacji Rafalem 1 w ilości 0,4% masy wsadu pieca, a następnie zabiegowi modyfikacji zaprawą (AlSr5%) w ilości 0,05 % Sr.



Rys. 1. Krzywe ATND dla siluminu AK132 w stanie rafinowanym

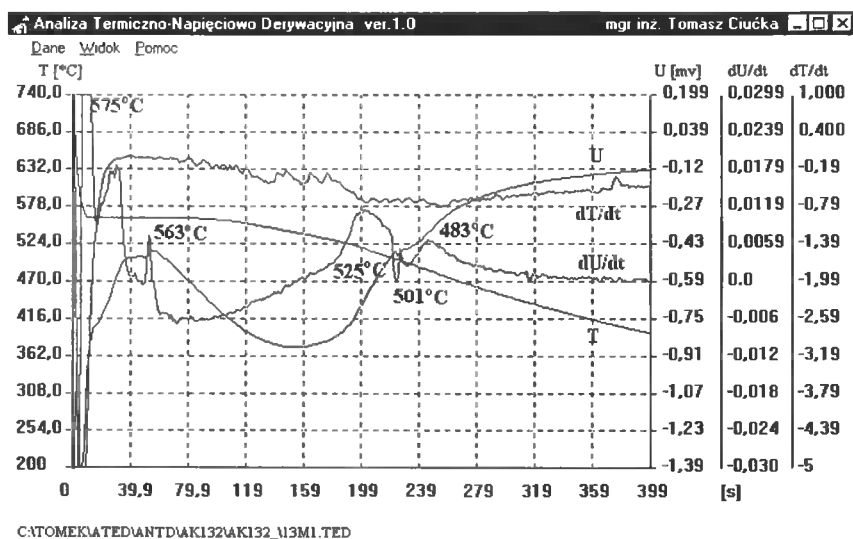
Po zalaniu formy metalem w temperaturze 690°C ciekły stop stygnie do momentu osiągnięcia temperatury 648°C. W temperaturze tej powstaje duży efekt napięciowy widoczny na krzywej U i dU/dt. Po analizie literatury i wykresów równowagowego krzepnięcia stwierdzono, że jest to efekt spowodowany powstawaniem fazy Al(FeMn)Si. Następnie widoczny jest efekt napięciowy na krzywej dU/dt w temperaturze 630°C spowodowany prawdopodobnie krystalizacją kryształów krzemolitecznego Si. W temperaturze 568 °C krystalizuje eutektyka  $\alpha$ +Si. Po wykrystalizowaniu głównej eutektyki stopu zaczynają krystalizować eutektyki potrójne, będące skutkiem występowania tych pierwiastków stopowych (pierwiastki stopowe i zanieczyszczenia). Skład chemiczny badanego stopu przedstawiono w tabeli 1.

Tabela 1. Skład chemiczny stopu AK132

Al – 84,49%	Cu – 2,568%	Mn – 0,188%	Sn – 0,019%	Ca – 0,0006%
Fe – 0,974%	Zn – 0,18%	Mg – 0,206%	Pb – 0,132%	
Si – 11,12%	Ti – 0,013%	Ni – 0,038%	Cr – 0,0632%	

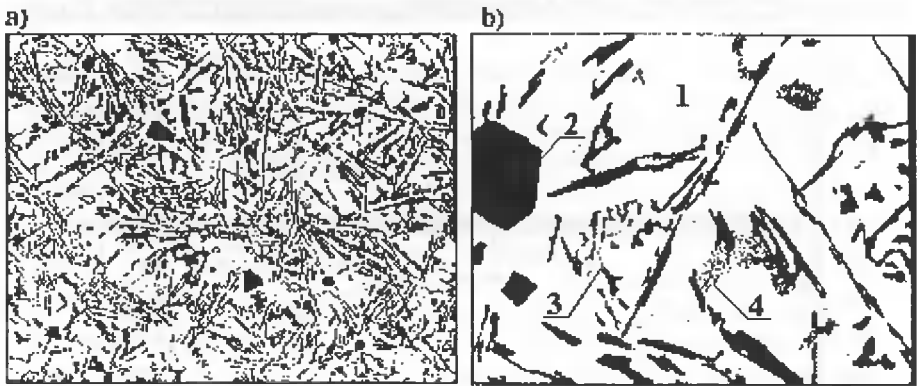
W temperaturze 515 °C następuje koniec wydzielania się fazy Al<sub>2</sub>Cu. Po tym wydzieleniu następuje stygnięcie zakrzepłego stopu. Na rysunku 2 przedstawiono krzywe metody ATND dla siluminu AK132 odlewany w stanie modyfikowanym zaprawą (AlSr5%) w ilości 0.05% Sr.



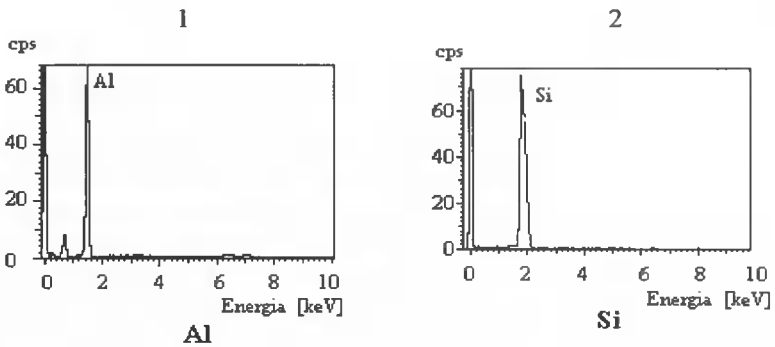


Rys. 2. Krzywe ATND dla siluminu AK132 w stanie modyfikowanym

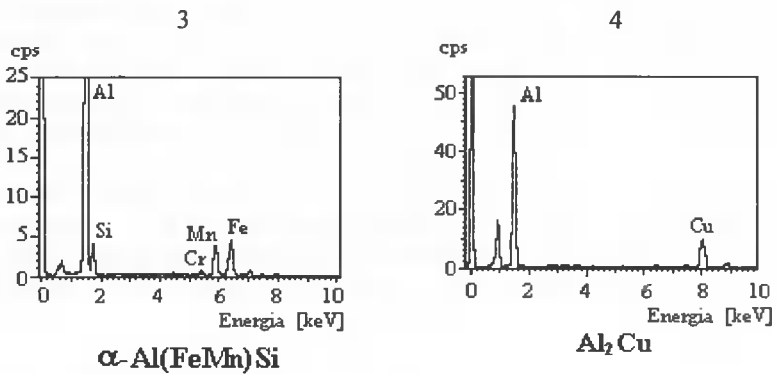
Jak widać z porównania rysunków 1 i 2, przebiegi krystalizacji stopu nieznacznie się różnią. Wprowadzenie modyfikatora obniża temperaturę krystalizacji eutektyki o 5°C i po zabiegu modyfikacji wynosi ona 563°C. W tej temperaturze widoczny efekt napięciowy na krzywej dU/du spowodowany jest powstaniem śladowej ilości fazy  $Al_6Cu_3Ni$ . W temperaturze 575°C krystalizuje faza  $AlFeSi$ . Powstawanie fazy  $Al_2Cu$  obrazowane jest pikami na krzywych napięciowych – temperatura 525°C, temperatura 501°C prawdopodobnie jest początkiem krystalizacji potrójnej eutektyki miedziowo-magnezowej  $\alpha + Al_2Cu + Al_5Cu_2Mg_2$ , natomiast punkt o temperaturze 483°C określa przemianę  $L + Al_5Cu_2Mg_2 \leftrightarrow L + Al_6CuMg_4$  [4]. Przebieg krzywych krystalizacji stopu metodą ATND pokazany na rysunku 2 w dużym stopniu różni się w stosunku do krzywych pokazanych na rysunku 1 w zakresie „wysokich temperatur”. Stop modyfikowany zaczyna krystalizować w temperaturze wyższej niż ten sam stop poddany rafinacji. Świadczą o tym efekty zarówno temperaturowe, jak i napięciowe stopu modyfikowanego. Wprowadzając poprzez modyfikator zarodki krystalizacji powoduje się gwałtowniejsze zmiany struktury w tym etapie krystalizacji. Powstawaniu faz i eutektyk w temperaturach niższych od temperatury głównej eutektyki stopu  $\alpha + Si$  towarzyszą mniejsze efekty widoczne na krzywych krystalizacji. Rozdrobniona struktura modyfikowanego stopu (głównie eutektyki  $\alpha + Si$ ) jest powodem rozdrobnienia wydzielających się składników strukturalnych stopu. Na rysunku 3 przedstawiono zdjęcia struktur stopu AK132.



Rys. 3. Struktura stopu rafinowanego Ak132 a) pow. 100x, b) pow. 500x



Rys. 4. Widma energetyczne zidentyfikowanych faz zaznaczonych cyframi 1 i 2



Rys. 5. Widma energetyczne zidentyfikowanych faz zaznaczonych cyframi 3 i 4

Na rysunku 3a widoczne wydzielenia krzemu eutektycznego mają charakter iglasty, natomiast wydzielenia krzemu nadeutektycznego charakteryzują się zwartą budową. Eutektyka pokazana na tych rysunkach jest eutektyką iglastą niezmodyfikowaną. Rysunek 3b przedstawia strukturę stopu w powiększeniu 500x. Na rysunku ponadto zostały ponumerowane fazy i eutektyki zidentyfikowane za pomocą mikroanalizy rentgenowskiej. Na poniższych rysunkach zostaną zaprezentowane widma energetyczne poszczególnych faz.

Dla stopu AK132 w stanie rafinowanym zidentyfikowano składniki strukturalne.

### 3. WNIOSKI

Przeprowadzone badania wykazały, że przy pomocy metody ATND można rejestrować przebieg krystalizacji odlewniczych stopów aluminium. Na podstawie analizy wyników metody przedstawionych w postaci graficznej, można szacować występowanie poszczególnych faz i eutektyk w strukturze badanego stopu.

Z przedstawionych w pracy wyników badań wynikają następujące wnioski:

- Metoda ATND – utworzona z połączenia metody ATD i pomiaru napięcia powstającego w czasie krystalizacji stopu na sondach pomiarowych – obrazuje w sposób dokładny powstawanie struktury siluminu w czasie jego krystalizacji.
- Efekty faz powstających w ilościach śladowych znacznie wyraźniej są zobrazowane na krzywych napięciowych.
- Metoda umożliwia wskazanie dokładnej temperatury powstawania poszczególnych faz i eutektyk w przypadku, gdy temperatury te są zbliżone do siebie.
- Za pomocą metody ATND można określić, jakie inne fazy lub eutektyki powstają w temperaturach głównych eutektyk stopu.

### LITERATURA

- [1] Poniewierski Z., 1987: Krystalizacja, struktura i właściwości siluminów. WNT Warszawa.
- [2] Wasilewski P., 1994: Siluminy – modyfikacja i jej wpływ na strukturę i właściwości. Krzepnięcie metali i stopów 21.
- [3] Pietrowski St., 1997: Siluminy tłokowe. Krzepnięcie metali i stopów 21.
- [4] Sękowski K., Piaskowski J., 1990: Atlas struktur znormalizowanych stopów odlewniczych. Wyd. II. Instytut Odlewnictwa w Krakowie.
- [5] Dudyk M., Ciućka T., Pezda J., Wasilewski P., 1996: Ocena modyfikacji pierwotnej i wtórnej za pomocą jednoczesnej analizy metodą ATD i AED. Krzepnięcie metali i stopów 26.
- [6] Ciućka T., Dudyk M., Pezda J., Wasilewski P., 1998: Rejestracja procesów krystalizacji metodą ATD – AED i ich analiza metalograficzna. Krzepnięcie metali i stopów 38.

## IDENTIFICATION OF PHASES FORMED IN CRYSTALLIZED AK132 SILUMIN WITH THE ATND METHOD

### Summary

New ATND technique used to evaluate the phase composition in AK 132 alloy was presented. The characteristic points were obtained from solidification curves and from millivoltage curves as well as from their derivatives of solidification and crystallisation curves with the ATND method.

# DIAGNOZOWANIE METODĄ ULTRADŹWIĘKOWĄ STOPNIA ZUŻYCIA STALI EKSPLOATOWANYCH W ENERGETYCE

Izabela Pietryka

Politechnika Krakowska, Instytut Materialoznawstwa i Technologii Metali  
al. Jana Pawła II 37, 31-864 Kraków

W pracy przedstawiono wyniki pomiaru tłumienia fali ultradźwiękowej metodą WIT w eksploatowanych stalach chromowo-molibdenowych z gatunku 15HM. Uzyskane wartości WIT porównano ze zmianami jakie zaszły w strukturze i właściwościach użytkowych badanych stali. Oceniono intensywność zmian tłumienia fali ultradźwiękowej wywołanych zmianami właściwości i struktury stali spowodowanych procesem eksploatacji.

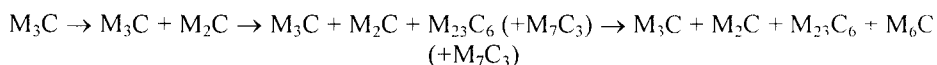
## 1. WPROWADZENIE

Długotrwała eksploatacja urządzeń energetycznych pracujących w podwyższonych temperaturach wywołuje zmiany w strukturze materiału, z którego zostały wykonane. Zmiany te prowadzą do spadku własności użytkowych i rozwoju procesu niszczenia materiału, w wyniku czego dalsza praca urządzenia może doprowadzić do awarii. Przedłużenie czasu eksploatacji urządzeń energetycznych staje się w krajowej energetyce coraz poważniejszym problemem, gdyż znaczna część bloków osiągnęła lub przekroczyła okres projektowy (100 000 godz.) [1]. Z uwagi na niewielką liczbę nowo wybudowanych bloków zachodzi konieczność dalszej eksploatacji tych urządzeń. Badania diagnostyczne mają za zadanie ocenić stan techniczny urządzenia, aby możliwe było podjęcie decyzji o jego dopuszczeniu do dalszej eksploatacji i określenie czasu bezpiecznej pracy bądź zakresu naprawy lub modernizacji.

## 2. PRZEMIANY FAZOWE W EKSPLOATOWANYCH STALACH Cr-Mo

Zmiany własności, które zmniejszają trwałość stali są spowodowane przede wszystkim: wydzielaniem i przemianami węglików, stopniem zubożenia osnowy głównie w chrom i molibden, segregacją fosforu do granic ziaren i powierzchni międzyfazowych węglík/ferryt, ubożeniem obszarów przygranicznych w wydzielenia, rozpadem obszarów perlit/bainit.

Procesy dyfuzyjne zachodzące w strukturze stali chromowo-molibdenowej podczas długotrwałej eksploatacji prowadzą do przemian faz węglkowych oraz do powstania nowych węglków zarówno w ziarnach ferrytu, jak również na granicach ziaren. Dane literaturowe [2] wskazują, że na zmiany wytrzymałości na pełzanie decydująco oddziałują ubytek molibdenu z roztworu stałego, co jest wynikiem powstawania węglków molibdenu. Jeden ze schematów przebiegu przemian węglków w stali o zawartości 1%Cr i 0,5 % Mo [3] dla gatunku 15HM jest następujący:

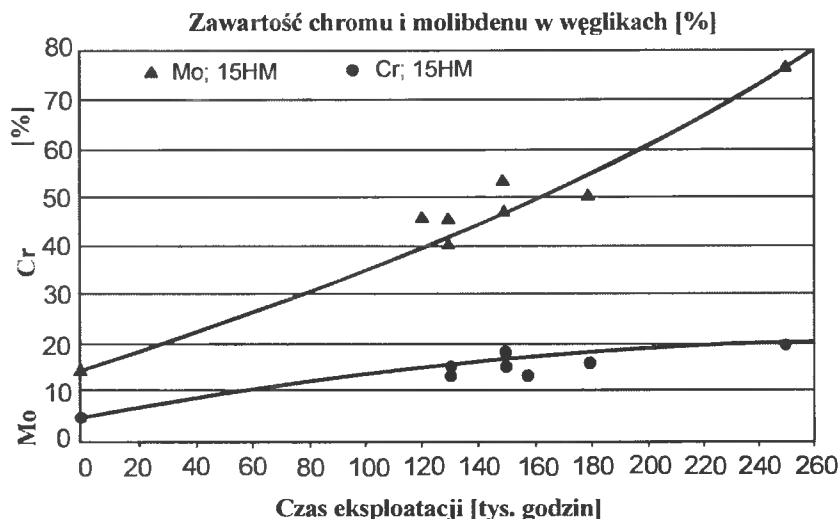


Stopień zaawansowania przemian zależy od temperatury, czasu eksploatacji i naprężenia. Wzrost wielkości węglków oraz ich wydzielanie się po granicach ziaren jest jedną z przyczyn wzrostu kruchości materiału oraz spadku własności wytrzymałościowych [4]. Węgliki wydzielone po granicach ziaren mogą być przyczyną zarodkowania pęknięć międzykrystalicznych i prowadzić do powstania przełomów kruchych.

Przemiany węglków bezpośrednio wpływają na zmianę składu chemicznego osnowy. W trakcie eksploatacji następuje ubożenie osnowy w chrom i molibden na korzyść fazy węglkowej. Zmiana zawartości chromu w fazie węglkowej w badanych stalach jest niewielka [5]. Natomiast ilość molibdenu w fazach węglkowych w miarę upływu czasu eksploatacji ma wyraźną tendencję wzrostową. Zmiany procentowej zawartości chromu i molibdenu w fazie węglkowej dla stali 15HM przedstawiono na rysunku 1. Wzrost zawartości molibdenu w fazie węglkowej powoduje wzrost twardości, spadek udarność oraz znaczny spadek odporności na pękanie wyrażony współczynnikiem intensywności naprężeń  $K_{IC}$  [5]. Wytrzymałość czasowa ulega stałemu zmniejszaniu się w miarę zubożenia ferrytu w molibden.

W stalach Cr-Mo i Cr-Mo-V podczas eksploatacji zachodzi segregacja fosforu do granic ziaren. Ze wzrostem zawartości fosforu w stali wzrasta szerokość obszarów przygranicznych w niego wzbogaconych. Szerokość tych obszarów zależy również od zawartości chromu i molibdenu w stali. Chrom zwiększa skłonność do segregacji fosforu do granic ziaren, natomiast molibden ten proces spowalnia [6]. Dyfuzja fosforu do obszarów przygranicznych ferrytu oraz powierzchni międzyfazowych ferryt – węgliki jest procesem wtórnym, spowodowanym wcześniejszym wydyfundowaniem z tych obszarów atomów pierwiastków węglkotwórczych. Zwiększona koncentracja fosforu w obszarach przygranicznych ziaren jest przyczyną silnego spadku udarność oraz wzrostu temperatury przejścia w stan kruchy stali i staliwa Cr-Mo-V [7].

W trakcie eksploatacji w stalach Cr-Mo i Cr-Mo-V zmniejsza się ilość węglków w obszarach przygranicznych ziaren ferrytu, natomiast zwiększa się ich ilość na granicach ziaren. Można mówić o dyfuzji węglków z obszarów przygranicznych do granic ziaren. Ubożenie obszarów przygranicznych w węgliki obniża ich wytrzymałość i jest decydującym czynnikiem odpowiedzialnym za postępujące z czasem eksploatacji powolne obniżanie własności wytrzymałościowych [6].



Rys. 1. Zależność procentowej zawartości chromu i molibdenu w fazie węglkowej w badanych stalach od czasu pracy stali [5]

### 3. OCENA STANU MATERIAŁU METODĄ ULTRADŹWIEKOWĄ

Stan struktury materiału decyduje o przydatności materiału do bezpiecznej eksploatacji. Zarówno dotychczasowe doświadczenia, jak i wymagania dyrektywy nr 97/23/EC Unii Europejskiej zobowiązują do oceny stanu materiału w stanie dostawy oraz po długotrwałej eksploatacji. Jest to dość duża ilość badań, aby można było ją w krótkim czasie zrealizować. W związku z tym wymagana jest prosta i szybka metoda nieniszcząca mówiąca o stanie materiału. Od wielu lat taką metodą, zwaną metodą WIT, zajmuje się Zakład Badań Metali i Wytwórnia Sprzętu Badawczego WITEX S.A. w Poznaniu. Metoda ta została zatwierdzona przez Ministerstwo Przemysłu i Handlu, w uzgodnieniu z Urzędem Dozoru Technicznego i dopuszczona do powszechnego stosowania. Metoda WIT posiada patent RP. Pozwala ona na określenie stanu struktury eksploatowanych stali w oparciu o pomiar współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej [8]. Założeniem tej metody jest potwierdzony doświadczalnie związek pomiędzy stanem struktury stali a stratami energetycznymi rozchodzenia się fal ultradźwiękowych w tym ośrodku oraz twardością. Wartość WIT jest wskaźnikiem charakteryzującym stan struktury stali. Istotą interpretacji uzyskanych wyników pomiarów współczynnika intensywności tłumienia fali ultradźwiękowej oraz twardości jest zasada, iż metoda ta nie określa rodzaju nieprawidłowości występujących w badanej stali a jedynie stwierdza, że struktura materiału znajduje się w stanie normalnym lub dopuszczalnym i nie stwierdza się zagrożenia nagłego uszkodzenia eksploatacyjnego. W przeciwnym przypadku wynik badania określamy jako „nie wiem”. Wynik „nie wiem” sygnalizuje celowość przeprowadzenia innych badań, które wyjaśniłyby podwyższoną wartość współczynnika intensywności tłumienia. Istotą metody WIT jest wykrycie stanów wskazujących na kruchość materiału, zaś spełnienie tzw. „kryterium WIT” informuje, że badany materiał nie wykazuje skłonności do kruchego pęknięcia. Metoda WIT nie zastępuje żadnej z metod

badzeń defektoskopowych w zakresie wykrywania uszkodzeń charakteryzujących się nieciągłością materiału. Typowymi przykładami dla stosowania metody WIT są elementy grubościennie urządzeń energetycznych np. komory przegrzewaczy, schładzacze i rurociągi oraz walczaki kotłowe. Metodę tę można stosować również do oceny podatności na kruche pękanie strefy wpływu ciepła złączy spawanych. Stosowanie metody WIT do badań urządzeń nowych zapobiega oddaniu do eksploatacji urządzenia zbudowanego z materiałów skłonnych do kruchego pękania.

#### 4. BADANIE MATERIAŁU PRZY WYKORZYSTANIU WSPÓLCZYNNIKA TŁUMIENIA

Badania przeprowadzono na stalach chromowo-molibdenowych z gatunku 15HM przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach. Badane stale oznaczono kolejnymi literami alfabetu.

- stal A pochodziła z rury „niepracującej” o średnicy 220 mm i grubości ścianki 26 mm, wykonanej ze stali 13CrMo44 produkcji RFN i będącej dokładnym odpowiednikiem stali 15HM,
- stal B pochodziła z kolektora parowego zainstalowanego pomiędzy kotłem a turbiną, wykonanego z rury o średnicy 273 mm i grubości ścianki 30 mm. Instalacja ta pracowała przez około 130 tysięcy godzin, przesyłając parę przegrzaną o temperaturze nominalnej 800 K i ciśnieniu 12 MPa,
- stal C pochodziła z komory zbiorczej pary przegrzanej wykonanej z rury o średnicy 324 mm i grubości ścianki 40 mm. Czas eksploatacji komory wynosił około 130 tysięcy godzin, a temperatura pary wahała się w granicach od 800 do 850 K, ciśnienie nominalne wynosiło około 12 MPa,
- stal D pochodziła z rurociągu przesyłowego pary o średnicy 273 mm i grubości ścianki 30 mm. Rurociąg był eksploatowany około 180 tysięcy godzin. Temperatura przesyłanej pary nie przekraczała 800 K, a ciśnienie wynosiło około 12 MPa.

Składy chemiczne badanych stali zamieszczono w tabeli 1.

Tabela 1. Wyniki analizy chemicznej badanych stali

Stal	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
	Zawartość, %								
A	0,16	0,53	0,27	0,013	0,020	0,92	0,07	0,41	0,09
B	0,14	0,65	0,26	0,032	0,036	0,81	0,16	0,43	0,05
C	0,14	0,63	0,24	0,021	0,040	1,03	0,16	0,44	0,10
D	0,16	0,58	0,18	0,017	0,030	0,88	0,07	0,43	0,11

Struktura materiału A, pokazana na rysunku 1, jest strukturą ferrytyczno-bainityczną. Przy powiększeniach uzyskiwanych na mikroskopie optycznym nie stwierdzono występowania wydzieleni węglkowych w ferrytycie. Strukturę materiału B przedstawiono na rysunku 2. Zaobserwowano pojawienie się znacznej ilości wydzieleni węglkowych usytuowanych w ziarnach ferrytu. Rysunek 3 pokazuje strukturę obserwowaną w materiale C. Widoczne są również wydzielenia węglkowych w osnowie ferrytycznej oraz wyraźne wydzielenia węglków po granicach ziaren. Rysunek 4 przedstawia strukturę materiału D. W tym przypadku wystąpiła znaczna koagulacja węglków



w bainicie. Obszary ferrytyczne zawierają duże ilości wydzieleni węglików. Obserwuje się również wydzielenia węglików po granicach ziaren.

W pracy postanowiono porównać wyniki badań [5] otrzymane w oparciu o metody niszczące z wynikami uzyskanymi przy zastosowaniu metody WIT. W tabeli 2 podano wybrane właściwości badanych materiałów[5].

Pomiar metodą WIT polega na zmierzeniu tłumienia fali ultradźwiękowej. Pomiaru dokonuje się metodą echa w polu dalekim wiązki ultradźwiękowej, zgodnie z ogólnymi zasadami zalecanymi w literaturze [9], lecz różniącymi się w szczegółach. Technologia pomiarów i analiza obrazów impulsów została ujęta w opracowaniu [8].



Rys. 1. Struktura materiału A. Traw. azotalem. Pow. 500x

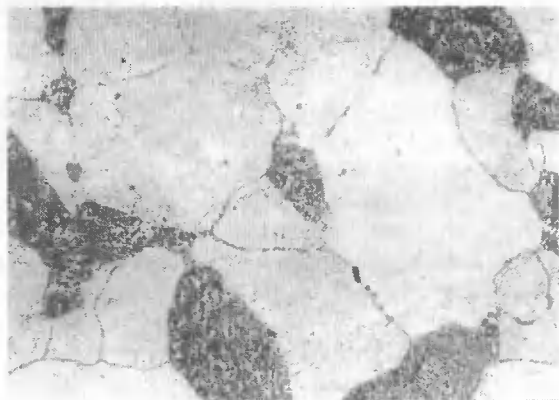
Tabela 2. Właściwości mechaniczne

Materiał	$R_m$ , MPa	$R_e$ , MPa	Udarność, KCV, J/cm <sup>2</sup>	Wytrzymałość na pełzanie R <sub>Z1000/520C</sub> , MPa	Odporność na pękanie K <sub>IC</sub> , MPa m <sup>1/2</sup>
A	473	330	77,4	190	139,6
B	430	256	32,1	140	103,9
C	446	277	34,3	100	73,1
D	448	295	25,2	95	54,1

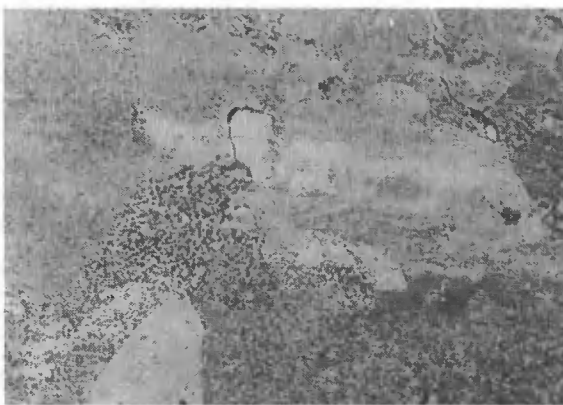
Zmierzona wartość WIT nie może przekraczać wartości dopuszczalnej badanego materiału, która dla stali 15HM wynosi ona 1,30 [dB·cm<sup>-1</sup>]. Powyżej tej wartości metoda ta nie daje gwarancji bezpiecznej eksploatacji, ale nie jest to równoznaczne z dyskwalifikacją materiału. Natomiast możliwość dopuszczenia do dalszej eksploatacji winna być poparta badaniami innymi metodami, których rodzaj i zakres powinien być ustalony indywidualnie dla każdego przypadku. W tabeli 3 zamieszczono wartości względne współczynnika WIT uzyskane dla badanych stali. Tabela zawiera również wyniki badań izolatów pokazujących jaki procent molibdenu zawartego w stali znajduje się w fazie węglikowej.



Rys. 2. Struktura materiału B. Traw. azotalem. Pow. 500x



Rys. 3. Struktura materiału C. Traw. azotalem. Pow. 500x



Rys. 4. Struktura materiału D. Traw. azotalem. Pow. 500x

Tabela 3. Wartości względne współczynnika WIT badanych stali

Material	Wartość względna WIT	Twardość, HB	% Mo w węglkach
A	0,66	145	14,5
B	1,21	143	39,4
C	1,85	141	44,7
D	2,97	128	49,5

#### 4. OMÓWIENIE WYNIKÓW BADAŃ

Badane stale pochodzą z gatunku 15HM i różnią się między sobą warunkami eksploatacji. Materiał A w stanie dostawy miał strukturę typową dla tej stali w stanie obrobionym cieplnie. Posiadał poprawne właściwości użytkowe, a molibden zawarty w stali w zdecydowanej większości był rozpuszczony w roztworze stałym. Wartość współczynnika WIT dla tego materiału wynosi  $0,66 \text{ dB}\cdot\text{cm}^{-1}$  i wykazuje, że materiał posiada duży zapas trwałości resztkowej.

Materiał B był eksploatowany przez 130 tysięcy godzin w kolektorze parowym. W jego strukturze pojawiły się liczne wydzielenia węglików usytuowane w ferrycie. Znacznemu obniżeniu uległa udarność (56%), odporność na pękanie i wytrzymałość na pełzanie spadły o ok. 25% w stosunku do wartości, jakie stal ta posiadała w stanie dostawy. Wzrosła – do ok. 40% – zawartość molibdenu w fazie węglikowej, a wartość współczynnika WIT  $1,21 \text{ dB}\cdot\text{cm}^{-1}$  wskazuje, że struktura tej stali znajduje się w stanie dopuszczalnym i nie stanowi jeszcze nagłego zagrożenia bezpieczeństwa eksploatacji. Jest jednak bliska wartości dopuszczalnej wynoszącej  $1,30 \text{ dB}\cdot\text{cm}^{-1}$ .

Eksploatacja przez 130 tysięcy godzin stali C pochodzącej z komory zbiorczej pary i przegrzanej spowodowała wydzielenie się węglików zarówno w ziarnach ferrytu, jak również po granicach ziaren. W stosunku do materiału B nastąpił spadek wytrzymałości na pełzanie oraz odporności na pękanie. Nastąpił dalszy wzrost molibdenu w fazie węglikowej. Wartość współczynnika WIT wynosząca  $1,85 \text{ dB}\cdot\text{cm}^{-1}$  przekroczyła dopuszczalną dla tej stali wielkość i wskazuje na konieczność przeprowadzenia dodatkowych badań.

Stal D była eksploatowana przez 180 tysięcy godzin w rurociągu przesyłowym pary. posiada strukturę węglików wydzielonych zarówno w ferrycie, jak też w obszarach pobainitycznych. Molibden zawarty w stali w 50 % znajdował się w fazie węglikowej. Wartość współczynnika WIT równa  $2,97 \text{ dB}\cdot\text{cm}^{-1}$  pozwala na stwierdzenie, że stal ta znajduje się w stanie zagrażającym dalszej bezpiecznej eksploatacji.

W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono, że wartość współczynnika WIT odzwierciedla zmiany zachodzące w strukturze i właściwościach użytkowych stali. Metoda ta pozwala na wstępną ocenę badanego materiału. Wartości WIT niższe od wielkości dopuszczalnej pozwalają na jednoznaczną ocenę stali jako nadającej się do dalszej eksploatacji. Przekroczenie dopuszczalnej wartości WIT wymaga, przed podjęciem decyzji o przydatności stali do dalszej pracy, przeprowadzenia dodatkowych badań niszczących.

## LITERATURA

- [1] Seyna F., Ginalski J., 1989: Obliczeniowe zasady szacowania zapasu trwałości eksploatacyjnej rurociągów parowych. *Dozór Techniczny* 3, 65-70.
- [2] Hernas A., 1992: Problematyka trwałości resztkowej w ujęciu materiałoznawczym. *Inżynieria Materiałowa* 4-5, 85-91.
- [3] Barbacki A., Kachlicki T., Wachowiak A., 1987: Przemiany węglików w stalach chromowo-molibdenowych typu 15HM i 10H2M. *Inżynieria Materiałowa* 4, 105-109.
- [4] Stachura S., Trzeszczyński J., 1997: Dobór regeneracyjnej obróbki cieplnej kadłubów turbin ze staliwa Cr-Mo i Cr-Mo-V. *Inżynieria Materiałowa* 6, 227-233.
- [5] Wielgosz R., 1988: Próba prognozowania trwałości stali chromowo-molibdenowych dla energetyki. *Zesz. Nauk. Politechniki Krakowskiej* 8.
- [6] Stachura S., 1998: Segregacja fosforu w stali i staliwie Cr-Mo-V po długotrwałej pracy w podwyższonych temperaturach. *Inżynieria Materiałowa* 6, 1333-1340.
- [7] Stachura S., 1999: Zmiany struktury i własności mechanicznych w stalach i staliwach eksploatowanych w podwyższonych temperaturach. *Energetyka* 2, 109-115.
- [8] Metoda WIT – Ogólne wytyczne stosowania. WITEX S.A. – Poznań.
- [9] Pawłowski Z., 1969: Badania nieniszczące. Cz. I. SIMP Warszawa.

ULTRASONOGRAPHIC ASSESSMENT OF DEGRADATION STAGE  
OF ENERGETIC STEELS SUBJECTED TO LONGTIME SERVICE

## Summary

The article presents the results of supersonic wave suppression measurement with the WIT method in chrome and molybdenum 15HM steels being exploited. The WIT values obtained were compared with the changes observed in the structure and properties of the steels examined. There was also defined the intensity of changes in the supersonic wave suppression caused by the changes in steel properties and structure due to exploitation.

## NIEKONWENCJONALNA METODA BADANIA WYBRANYCH WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH MATERIAŁÓW METALOWYCH

Józef Kłaput, Rafał Bogucki

Politechnika Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
al. Jana Pawła II 37, 30-864 Kraków

W pracy wykorzystano zaprojektowane i wykonane w Instytucie Materiałoznawstwa i Technologii Metali Politechniki Krakowskiej stanowisko badawcze do niekonwencjonalnego oszacowywania wybranych właściwości mechanicznych materiałów metalowych. Do badań użyto blachy ze stali niskostopowej stosowanej w budowie walczaków, kotłów parowych. Badania prowadzone były w temperaturze od  $-196$  do  $350^{\circ}\text{C}$  w celu porównania zmian sposobu pękania minipróbek w próbie Small Punch Test.

### 1. WPROWADZENIE

Stosowanie w budowie maszyn i urządzeń coraz nowocześniejszych materiałów oraz wysokie wymagania dotyczące własności mechanicznych pociągają za sobą konieczność zmiany dotychczasowej koncepcji metod ich badania i monitorowania w trakcie eksploatacji. Dotyczy to szczególnie elementów urządzeń pracujących w podwyższonych temperaturach przez wiele tysięcy godzin, takich jak: silniki lotnicze, kotły energetyczne, turbiny, walczaki, które narażone są na utratę swych pierwotnych właściwości.

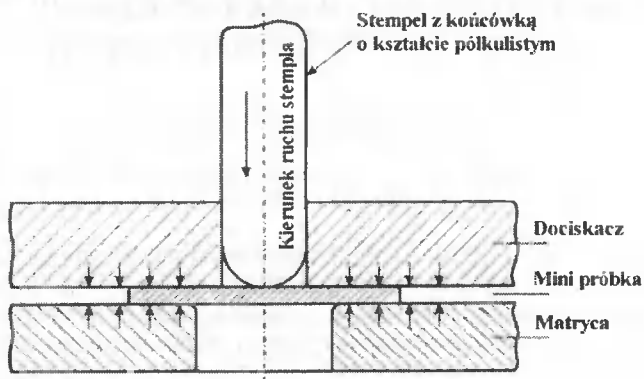
Jednym z newralgicznych parametrów, którego spadek obserwuje się w czasie eksploatacji w podwyższonych temperaturach, jest odporność na pękanie. Stosowane powszechnie konwencjonalne metody badawcze pozwalają dość dokładnie określić stopień zmian, które zaszły w materiale w wyniku długoletniej pracy. Jednakże ilość materiału potrzebna na wykonanie standardowych próbek wiąże się często z koniecznością uszkodzenia elementu poddanego badaniu w sposób uniemożliwiający jego dalszą eksploatację.

Dlatego w urządzeniach pracujących w sposób ciągły, od których wymaga się okresowych kontroli ze względu na bezpieczeństwo obsługi i eksploatacji, należy rozważyć stosowanie nowych niekonwencjonalnych metod określania własności wytrzymałościowych, wykorzystujących do analizy niewielkie ilości materiału.

Jedną z obiecujących metod diagnozowania jest próba Small Punch Test. Do badań stosuje się próbki w kształcie minikrążków o średnicy 8 mm lub 6,35 mm i grubości 0,5 mm, które pobierane są z powierzchni urządzenia będącego przedmiotem badań w sposób mało inwazyjny metodą SSAM [1]. Największą zaletą tej metody, obok niewielkich rozmiarów próbek do badań, jest brak konieczności naprawy miejsca z którego pobrano materiał do ich wykonania.

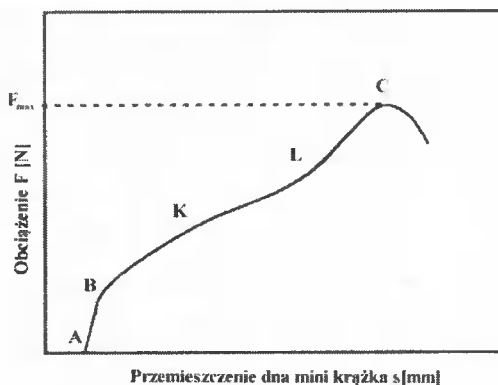
## 2. METODYKA BADAŃ

Metoda Small Punch Test polega na wciskaniu w płaską powierzchnię badanego materiału w postaci minikrażka, umieszczonego pomiędzy matrycą a dociskaczem, kuliście zakończonego stempla lub kulki ceramicznej (rys. 1). Do zadawania siły można wykorzystać standardowe maszyny wytrzymałościowe.



Rys. 1. Schemat urządzenia do przeprowadzenia próby Small Punch Test z kuliście zakończonym stemplem [2]

W trakcie próby siła działająca na stempel wciska go w powierzchnię próbki, co prowadzi do jej wybrzuszenia i w konsekwencji do jej dekohezji. W czasie próby rejestruje się siłę działającą na stempel oraz przemieszczenie dna minikrażka. Pozwala to na wykreślenie krzywej w układzie obciążenie – przemieszczenie. Na rysunku 2 przedstawiono typową krzywą z próby Small Punch Test.



Rys. 2. Typowa krzywa obciążenie – przemieszczenie dna minikrażka otrzymana w próbie Small Punch Test

Na krzywej można wyróżnić kilka charakterystycznych odcinków i punktów. Prostoliniowy odcinek AB odpowiada początkowemu zakresowi odkształceń mini krażka. W punkcie B krzywa ulega ugięciu i w zakresie punktów KL następuje dalszy wzrost

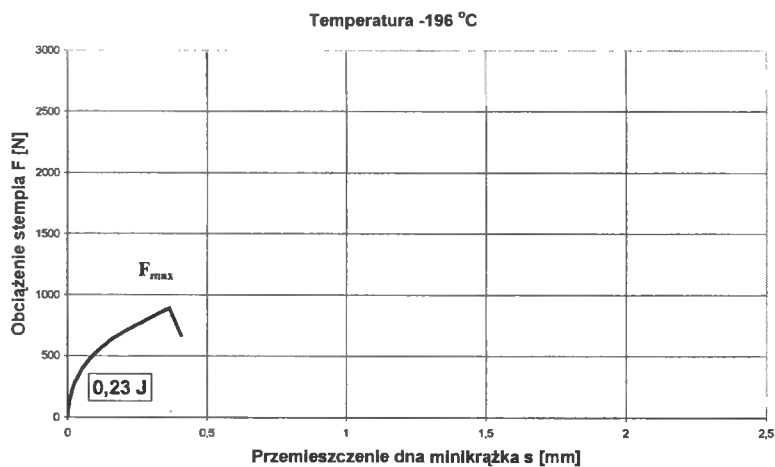
przemieszczenia. Między punktami LC obserwuje się wzrost siły aż do punktu C, który odpowiada sile maksymalnej w próbie Small Punch Test.

### 3. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ

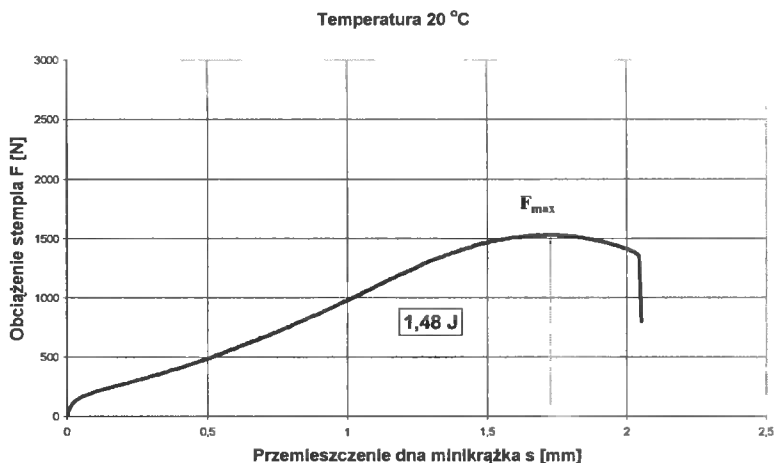
Na podstawie badań wstępnych stwierdzono, iż przeprowadzając próby w szerokim zakresie temperatur, to jest od  $-196$  do  $350^{\circ}\text{C}$ , charakter uzyskanych krzywych ulega zmianie. Przy temperaturach dodatnich przełom obserwowany na minikrażkach ma charakter plastyczny, natomiast przy temperaturach bliskich temperaturze ciekłego azotu jest on wyraźnie kruchy.

Zaobserwowanej zmianie mechanizmów pękania minipróbek towarzyszy jednocześnie odmienny przebieg uzyskanych wykresów w układzie siła przemieszczenie. Potwierdzeniem tego są krzywe na rysunkach od 3 do 5.

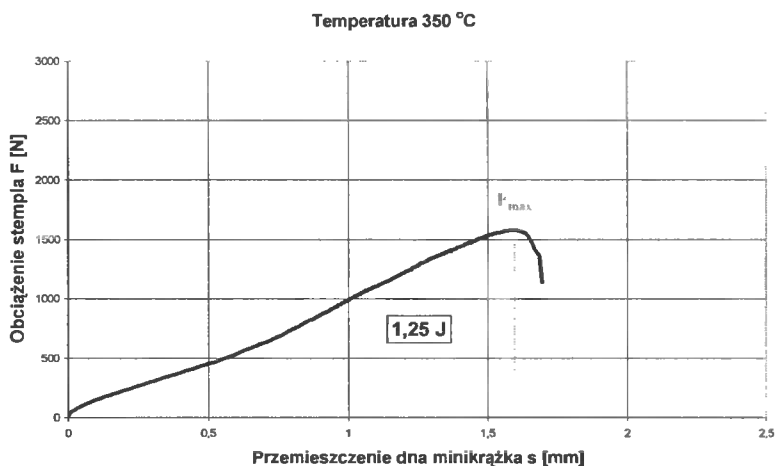
Pole pod krzywą liczone do siły maksymalnej we współrzędnych siła  $F$  (wyrażona w niutonach) w funkcji przemieszczenia dna minikrażka w (milimetrach) stanowi energię potrzebną do zniszczenia minipróbki. Na rysunkach 3, 4 i 5 pod wykresami podano wyliczone wartości energii perforacji minikrażków w dżulach.



Rys. 3. Krzywa uzyskana w temperaturze  $-196^{\circ}\text{C}$  [3]



Rys. 4. Krzywa uzyskana w temperaturze otoczenia +20°C [3]



Rys. 5. Krzywa uzyskana w temperaturze +350°C [3]

Z przedstawionych rysunków wynika ponadto, że charakter prezentowanych krzywych dla badanej stali niskostopowej ulega zmianie ze zmianą temperatury. Przy temperaturach ujemnych obserwuje się mały przyrost siły maksymalnej i przemieszczenia dna minikrażka, co w konsekwencji powoduje niską energię dekohezji. Zauważalny jest ponadto gwałtowny spadek obciążenia po osiągnięciu wartości maksymalnej. W temperaturze otoczenia, w porównaniu z próbą wykonywaną w temperaturach niskich, wartości siły, przemieszczenia i energii są znacznie wyższe, a spadek obciążenia po osiągnięciu wartości maksymalnej łagodniejszy. Dla temperatury +350°C obciążenie, przemieszczenie dna minikrażka oraz energia są na podobnym poziomie jak przy temperaturze +20°C, jednakże siła po osiągnięciu wartości maksymalnej zaczyna szybko spadać.



Odpowiednia interpretacja otrzymanych krzywych, tzn. wartości energii, siły maksymalnej, przemieszczenia oraz ostatniego fragmentu wykresu (po osiągnięciu wartości maksymalnej siły) pozwala na ocenę charakteru pęknięcia materiału.

Ponadto wyznaczanie krzywych energii w funkcji temperatury dla różnych materiałów umożliwia porównanie ich skłonności do kruchej pęknięcia.

Dotychczas prowadzone badania mają na celu opracowanie metody pozwalającej na znalezienie korelacji pomiędzy metodą Small Punch Test i stosowanymi powszechnie metodami konwencjonalnymi.

## LITERATURA

- [1] Mercaldi D.W., 1986: Surface Sampling Device. US Pat. No. 4.845.896.
- [2] Huang F.H., Hamilton M.L., Wire G.L., 1982: Nuclear Technology 57, 234-242.
- [3] Bogucki R., Pustuła M.: Opracowanie i budowa stanowiska do określania odporności na pęknięcie stali niekonwencjonalną metodą Small Punch Test. Praca dyplomowa niepublikowana.

## UNCONVENTIONAL METHOD FOR TESTING SOME MECHANICAL PROPERTIES OF THE METAL MATERIALS

### Summary

The present paper presents an unconventional method referred to as the Small Punch Test. The test can be used for estimating some mechanical properties of steels. The samples investigated included 6.35 mm- and 8.0 mm-in diameter and 0.50 mm-thick materials.



## MIKROSKOP SKANINGOWY W BADANIACH MATERIAŁOWYCH

Stanisław Dymski, Zofia Stawicka

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Przedstawiono zastosowanie mikroskopu skaningowego w badaniach niektórych materiałów. Badano strukturę żeliwa ADI i narzędziowych węglików spiekanych, przelomy żeliwa ADI i ferrytyzowanego żeliwa sferoidalnego po utwardzaniu wydzieleniowym oraz kompozytu polimerowego napełnionego gumą, powierzchnię kompozytu; żywica poliestrowa z tkaniną szklaną. Obserwacje dotyczyły również powierzchni rozdrobionego ziarniaka pszenicy.

### 1. WPROWADZENIE

Mikroskop skaningowy wykorzystuje się w badaniach analizując zasadniczo morfologię i topografię powierzchni. Umożliwiają to jego cechy, w szczególności: powiększenie użyteczne w zakresie  $18\div 300000\times$ , zdolność rozdzielcza i głębia ostrości. Dzięki temu ustala się relację między strukturą i właściwościami materiału. Można też analizować zjawiska zaistniałe na powierzchni materiału, które poddano procesowi technologicznemu albo eksploatacyjnemu.

Mikroskop skaningowy ma bardzo cenną zaletę, a mianowicie służy do obserwacji powierzchni próbek, niekiedy o bardzo zróżnicowanym ukształtowaniu, np. przelomów metali, tworzyw niemetalowych, ceramiki itp.

Badanie przelomów, zwane fraktografią, pozwala na analizę poszczególnych etapów rozprzestrzeniania się pęknięć materiału już po ich zakończeniu. Fraktografia ujawnia obszary materiału, w których istniał krytyczny stan naprężeń oraz niekorzystna struktura i właściwości, co trudno ujawnić sposobami pośrednimi. Za pomocą tej metody wykrywa się mikroodkształcenia plastyczne i towarzyszące im zjawiska w warstwie powierzchniowej przelomu oraz określa przebieg jego zaistnienia. Badania te są istotą analizowania i wnioskowania o mechanizmie i kinetyce pęknięcia materiałów. Dla przelomów powstałych w częściach maszyn podczas eksploatacji, badania z użyciem tego mikroskopu stwarzają możliwość oceny stanu obciążeń zmiennych i kierunku ich działania [1-3].

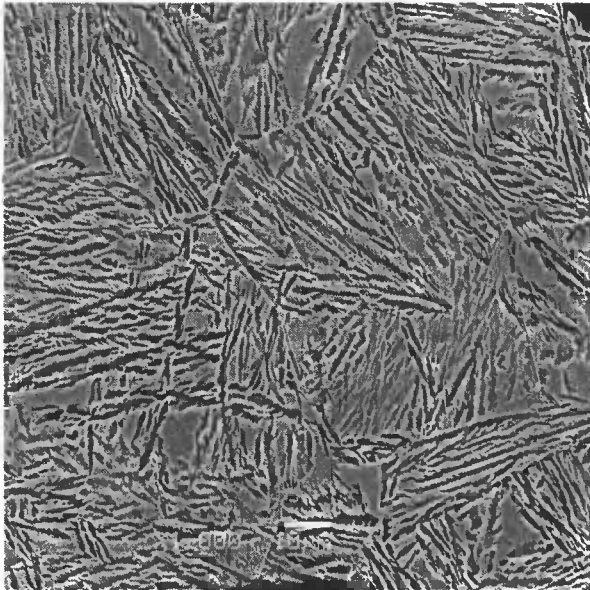
Przydatność mikroskopu skaningowego w badaniach materiałów inżynierskich jest szczególnie eksponowana w pracach naukowych, w zagadnieniach dotyczących przelomów [2-5].

W niniejszej pracy postanowiono przedstawić niektóre możliwości wykorzystania mikroskopu skaningowego do badania tworzyw metalowych i niemetalowych, a także niektórych materiałów biologicznych.

## 2. BADANIA WŁASNE

Z dotychczasowych badań własnych wybrano zaledwie kilka konkretnych przykładów dokumentujących istotę badań materiałowych za pomocą mikroskopu skaningowego.

Na rysunku 1 przedstawiono powierzchnię próbki żeliwa ADI po trawieniu zglądu metalograficznego. Struktura osnowy żeliwa to ausferyt, powstały w przemianie izotermicznej w zakresie górnego bainitu ( $T_{pi} = 400^{\circ}\text{C}$ ).



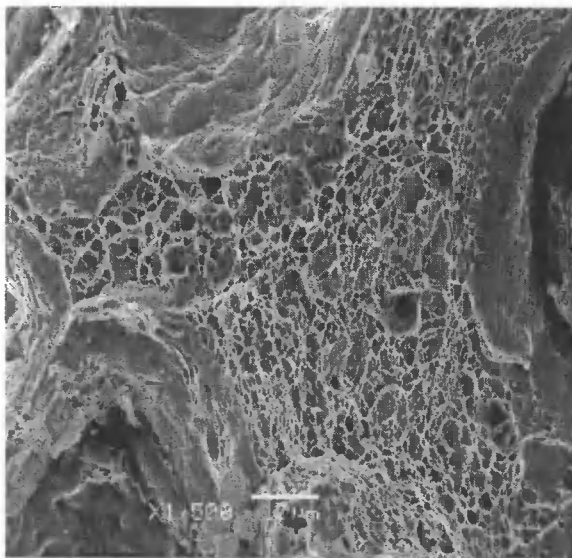
Rys. 1. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury  $T_y = 950^{\circ}\text{C}$  i wytrzymywaniu w temperaturze  $T_{pi} = 400^{\circ}\text{C}$  w czasie  $\tau_{pi} = 120$  minut. Traw. nitalem. Pow. 1000x

Obserwacje struktury spiekanych materiałów narzędziowych (węglików spiekanych) wytwarzanych metodami metalurgii proszków, składających się z węglików metali wysokotopliwych, głównie W, a także Ti, Ta i Nb oraz metalu osnowy Co, mogą prowadzić do określenia niektórych faz. Identyfikację faz przeprowadza się na podstawie ich morfologii. Rysunek 2 przedstawia strukturę droбноziarnistą cząstek fazy węglkowej, zidentyfikowanej jako WC na tle osnowy (ciemna) i ujawnionej na trawionej odczynnikiem chemicznym powierzchni próbki węgla spiekane, pochodzącej z narzędzia skrawającego.



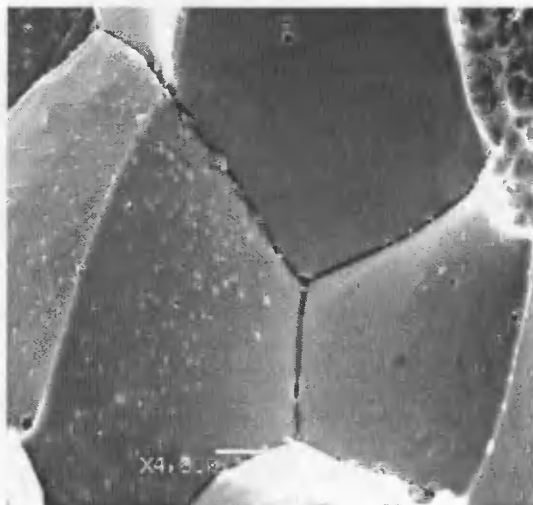
Rys. 2. Struktura narzędzia skrawającego wykonanego z węgla spiekane. Trawienie odczynnikami podanym w tabeli 2 (PN-ISO 4499). Pow. 10000x

Żeliwo ADI w próbie udarnościowej wykazało pękanie transkrystaliczne o charakterze ciągliwym (rys.3). Na przełomie obserwuje się znaczne nierówności powierzchni rozdziału, wynikające z odkształcenia plastycznego osnowy ausferytycznej żeliwa. Obszar pękania osnowy znajduje się pomiędzy trzema wydzieleniami kulkowego grafitu.



Rys. 3. Przełom próbki udarnościowej żeliwa ADI po hartowaniu z temperatury  $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$  i przemianie izotermicznej w temperaturze  $T_{\text{pi}} = 350^{\circ}\text{C}$  w czasie  $\tau_{\text{pi}} = 30$  minut. Pow. 1500x

Badanie mikrostruktury przełomów przy dużych powiększeniach, czyli mikrofraktografia, jest bardzo przydatne, ze względu na dużo większą niż w przypadku stosowania mikroskopu świetlnego głębię ostrości. Na rysunku 4 przedstawiono przełom próbki udarnościowej ferrytyzowanego żeliwa sferoidalnego, z dodatkiem Cu, po przesycaaniu w temperaturze 720°C i starzeniu w temperaturze 450°C w czasie 32 godzin. Jak wykazały badania w próbie udarowego zginania w temperaturze otoczenia zachodziło pękanie międzykrystaliczne, związane z powstaniem wydzielin, po granicach ziaren ferrytycznej osnowy żeliwa.

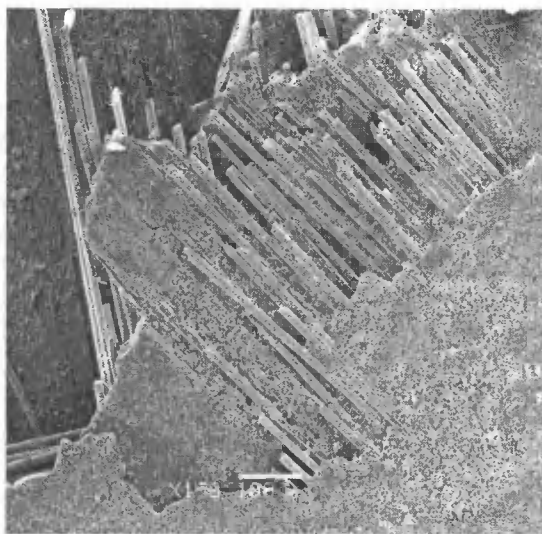


Rys. 4. Przełom ferrytyzowanego żeliwa sferoidalnego po utwardzaniu wydzieleniowym. Pow. mikroskopowe 4000x (T. Szykowny)

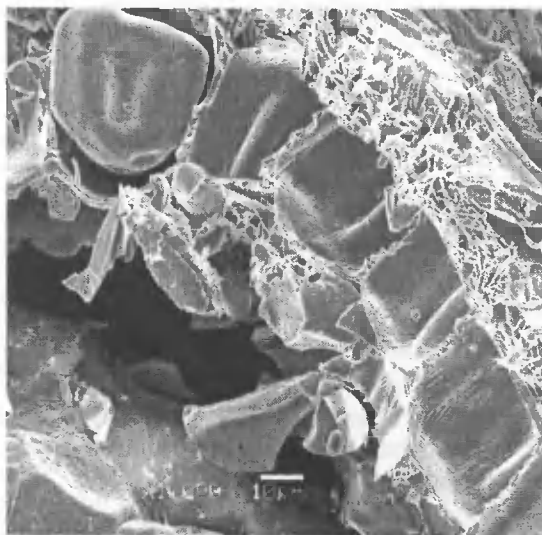


Rys. 5. Przełom kompozytu polimerowego napełnionego cząstkami gumy. Powierzchnia przełomu napyłona węglem i platyną. Pow. mikroskopowe 50x

Mikroskop skaningowy umożliwia również badanie tworzyw niemetalowych. Na powierzchnię próbek napyłono równocześnie węgiel i platynę. Taka kompozycja napyłonej warstwy poprawia kontrast topograficzny i zwiększa jej wytrzymałość na powierzchni preparatu oraz przewodzi prąd elektryczny. Napyłony w próżni przełom próbki, po próbie rozciągania, kompozytu polimerowego napełnionego cząstkami gumy pokazano na rysunku 5. Na fotografii widać odkształcenie osnowy polimerowej – polietylen, powstałe pod wpływem działania statycznej siły rozciągającej, przy czym kształt cząstek gumy nie uległ znaczącym zmianom.



Rys. 6. Powierzchnia kompozytu; żywica poliestrowa + tkanina z włókna szklanego. Powierzchnia próbki napyłona węglem i platyną. Pow. mikroskopowe 150x



Rys. 7. Fragment przekroju ziarniaka pszenicy napyłonego węglem i platyną. Pow. mikroskopowe 150x [6]

Rysunek 6 przedstawia napyłoną w próżni węglem i platyną powierzchnię kompozytu, składającego się z żywicy poliestrowej i tkaniny z włókna szklanego. Na fotografii widoczne są, występujące ponad powierzchnią próbki, pojedyncze włókna szklane.

Mikroskop skaningowy wykorzystano do oceny efektów rozdrabniania surowców i materiałów spożywczych. Fragment przekroju ziarniaka pszenicy po spreparowaniu pokazano na rysunku 7. Na przekroju jest widoczna część okrywy owocowo-nasiennej, w której są dobrze wyeksponowane komórki aleuronowe

### 3. ZAKOŃCZENIE

Przedstawione wybrane przykłady badania za pomocą mikroskopu skaningowego pokazują, że może on być wykorzystany wielu dziedzinach nauki. Oprócz metali można badać tworzywa niemetalowe, a także preparaty biologiczne, przy średnich i dużych powiększeniach użytecznych. Badania pozwoliły na analizę złożonych problemów, między innymi z zakresu; morfologii struktury, mechanizmu pękania, utwardzania wydzieleniowego, hartowania z przemianą izotermiczną, morfologii i topografii powierzchni oraz budowy niektórych preparatów biologicznych.

Niezwykle cenna zaleta badawcza, przy obserwacji zróżnicowanej powierzchni, to zdolność rozdzielcza mikroskopu skaningowego, pozwalająca na rozróżnienie szczegółów analizowanego obrazu, które przy użyciu stereoskopowego mikroskopu świetlnego są niedostrzegalne.

Jeżeli mikroskop skaningowy wyposaży się w rentgenowski mikroanalizator EDS, zwiększy się jego możliwości badawcze, ponieważ można będzie określić skład chemiczny składników struktury [7, 8]. To dodatkowe urządzenie pozwala na badanie rozmieszczenia pierwiastków stopowych w wybranych składnikach struktury lub na przełomach. Analiza może dotyczyć powierzchni, punktu i linii prostej. Ta metoda badawcza umożliwia weryfikację doświadczalną i analizę zagadnienia z obszaru kształtowania struktury podczas pierwotnej i wtórnej krystalizacji metali, ceramiki i niektórych tworzyw sztucznych.

### LITERATURA

- [1] Staub F. i inni, 1979: Metaloznawstwo. Wyd. Śląsk Katowice.
- [2] Maciejny A., 1973: Kruchość metali. Wyd. Śląsk Katowice.
- [3] Praca zbiorowa pod red. K. Przybyłowicza i S. Jasiońskiej, 1981: Nowoczesne metody badawcze w metalurgii i metaloznawstwie. Wyd. II. AGH Kraków.
- [4] Gagné M., 1988: Etudes fractographiques de fontes GS traitées par trempé étagée. Foundrie-Foundeur d'aujourd'hui 74, Avril, 39.
- [5] Dymski S., 1999: Kształtowanie struktury i właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego podczas izotermicznej przemiany bainitycznej. Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy. Rozprawy 95.
- [6] Szala G., 2001: Analiza budowy ziarniaka pszenicy w aspekcie jego wytrzymałości na technologiczne ścinanie. VI Międzynarodowa Konferencja „Żywność Człowieka. Inżynieria Mechaniczna Żywności”, Bydgoszcz 09.02.2001, 93.



- [7] Gajewski M., 2000: Mikroskop skaningowy i mikroanalizator rentgenowski w badaniach struktur stopów metali. Zesz. Nauk. Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika 72, 341.
- [8] Winiczenko R., Kaczorowski M., 1999: Badanie rozkładu pierwiastków w obszarze połączenia żeliwo sferoidalne - stal 1H18N9T zgrzanych tarciowo. XXIV Sympozjum N-T Zakładu Odlewnictwa ITM – Wydział Inżynierii Produkcji, Politechnika Warszawska, 16.

## SCANNING ELECTRON MICROSCOPE IN EXAMINATIONS OF MATERIALS

### Summary

The present study offers implementing the scanning electron microscope in examinations of materials selected. There were carried out SEM observations of ADI and sintered carbide tools, ADI fractures and ferritised ductile cast iron after precipitation hardening as well as the analysis of the morphology of rubber-filled polymer composites and glass fibre-reinforced polyester resins. The examinations covered also the ground wheat grain surface.



## ANALIZA PRZYDATNOŚCI POWŁOK ABSORPCYJNYCH POWIERZCHNI W LASEROWEJ TECHNOLOGII OBRÓBKII METALU

Karol Przybyłowicz, Wojciech Depczyński, Tadeusz Orzechowski\*

Politechnika Świętokrzyska, Katedra Metaloznawstwa i Obróbki Ciepłej  
Al. 1000 L.P.P. 7, 25-314 Kielce

Politechnika Świętokrzyska, Samodzielny Zakład Termodynamiki i Mechaniki Płynów  
Al. 1000 L.P.P. 7, 25-314 Kielce

W pracy zbadano przydatność powłok absorpcyjnych stosowanych w laserowej technologii obróbki metali. Zastosowano nowo opracowaną metodę badania za pomocą próbek zbieżnych oraz przeprowadzono analizę rozkładu temperatury dla przekrojów klinowych za pomocą kamery termowizyjnej. Określono zakres stosowalności metody dla badania różnego rodzaju powłok absorpcyjnych. Dane uzyskane w czasie badań pozwoliły na zastosowanie metody próbek zbieżnych do określania absorpcyjności powłok antyrefleksyjnych. Wyniki przedstawiono w postaci wykresów.

### 1. POWŁOKI ANTYREFLEKSYJNE PRZY OBRÓBKIE LASEROWEJ

Wydajność laserowego nagrzewania stali zależy od absorpcji promieniowania przez nagrzewaną powierzchnię, gdyż tylko pochłonięta energia jest zamieniana na ciepło. Okazuje się jednak, że refleksyjność metali jest tak wysoka i sięga nawet 98 %, iż tylko niewielka część energii promieniowania jest pochłaniana [1]. Zjawisko absorpcji fotonów nie jest całkowicie wyjaśnione, chociaż wiadomo, że głębokość ich wnikańia w ciało stałe jest bardzo mała i nie przekracza 100  $\mu\text{m}$ , a przekazywanie energii przez fotony swobodnym elektronom i jonom jest prawie natychmiastowe, gdyż czas jest rzędu  $10^{-13}$  s. Przenikanie ciepła w głąb materiału zachodzi drogą przewodnictwa cieplnego i zależy od współczynnika przewodnictwa i gradientu temperatury, który w tym przypadku jest bardzo duży. Jest wiele czynników wpływających na efektywność nagrzewania laserowego, które zostały omówione w pracy [2]. Z praktycznego punktu widzenia istotny jest ułamek gęstości mocy  $P_{\text{abs}}$  pochłoniętej przez nagrzewaną powierzchnię, określony wzorem:

$$P_{\text{abs}} = A_p \cdot P_o \quad (1)$$

gdzie:

$A_p$  - współczynnik absorpcji,

$P_o$  - gęstość mocy promieniowania emitowanego przez laser.

Wynika stąd, że istotna jest wielkość współczynnika absorpcji  $A_p$ . Wartość tego współczynnika nie jest stała i zależy z jednej strony od rodzaju materiału, stanu i temperatury powierzchni, a z drugiej od długości fali promieniowania i gęstości mocy.

Istotne jest więc zwiększenie współczynnika absorpcji, zwłaszcza w zakresie niskich temperatur. Dokonuje się tego różnymi sposobami, np. przez zwiększenie chropowatości powierzchni, wytworzenie na niej warstw tlenkowych lub pokrycie jej powłoką o zwiększonej absorpcyjności [3-5]. Opracowano wiele różnych powłok antyrefleksyjnych, ale dotychczas nie udało się zwiększyć absorpcji promieniowania najczęściej stosowanych w przemyśle laserów  $\text{CO}_2$  powyżej ok. 75%. Powodem tego jest prawdopodobnie nieuchronne promieniowanie silnie nagrzaną powierzchnię [5]. Wywołanie chropowatości powierzchni nie wywołuje zbyt dużego wzrostu absorpcyjności i najlepsze efekty uzyskuje się przy chropowatości 1,6  $\mu\text{m}$ , podczas gdy szlifowanie papierem ściernym o ziarnistości 30÷100  $\mu\text{m}$  prawie nie wpływa na pochłanianie promieniowania [4]. Bardziej efektywne jest wytwarzanie warstw tlenkowych (30÷40%), ale jest to sposób trudny do praktycznego wykonania. Z tego względu największe zastosowanie do zwiększenia absorpcyjności powierzchni znalazły różne powłoki absorpcyjne [6]. Ich zaletą jest łatwość nakładania i niski koszt, ale wiele z nich może oddziaływać z nagrzaną powierzchnią i zmieniać jej skład chemiczny i własności. Przykładem takiej powłoki jest często stosowany grafit, który wywołuje nawęglanie nawet stali o większej zawartości węgla, zwłaszcza gdy zawiera ona pierwiastki węglilotwórcze [6]. Proces nawęglania nie następuje jednak prawie zupełnie przy temperaturach niższych od temperatury topnienia i w tych warunkach grafit może być stosowany bez przeszkód. Innymi często stosowanymi powłokami absorpcyjnymi są sole oraz tlenki metali i niemetalu. Są one nakładane w postaci lakierów, past i zawiesin. Gnamamutu i Seaman [7] wymieniają m.in. fosforan ołowiu, manganu i cynku oraz selenek miedzi. Z tlenków najkorzystniejsze własności absorpcyjne miały tlenek krzemu i cynku. Podobnie Cruciani i Cantello [8] stosując metodę kalorymetryczną stwierdzili, że przy zastosowaniu tlenku krzemu absorpcja promieniowania wynosiła do 73%, a po zmieszaniu w stosunku 1:1 z grafitem – do 75%. Porównanie absorpcyjności różnych substancji określonej metodą kalorymetryczną zestawiono w tabeli 1 [8].

Tabela 1. Absorpcyjność substancji określona metodą kalorymetryczną

Rodzaj powłoki	Absorpcyjność %
Stal węglowa (nieutleniona)	6 ÷ 10
Stal nierdzewna (nieutleniona)	8 ÷ 15
Tlenek krzemu	40 ÷ 73
Grafit	45 ÷ 76
Tlenek tytanu	20 ÷ 37
Grafit + $\text{SiO}_2$ (1:1)	51 ÷ 75
Grafit + $\text{SiO}_2$ (3:7)	53 ÷ 73
Węglik krzemu	32 ÷ 57
Węglik molibdenu	31 ÷ 35

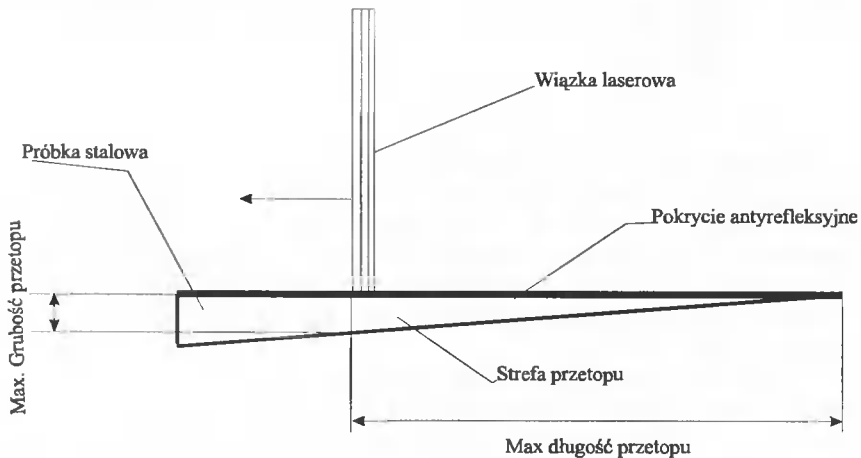
Także inne tlenki, jak np. glinu, chromu, żelaza, okazały się dobrymi absorbentami promieniowania laserowego, przy czym stwierdzono, że mają one większe przewodnictwo cieplne niż grafit [9]. Korzystny efekt osiągnięto przez połączenie grafitu z tlenkiem żelaza w proporcji umożliwiającej pełną redukcję tlenku. Stwierdzono, że

taka mieszanka miała większe przewodnictwo cieplne niż grafit, a nie nawęgląła żelaza armco [10]. Uniknięcie nawęglania jest bardzo istotne, zwłaszcza przy wycinaniu elementów przeznaczonych do spawania lub obróbki mechanicznej. W pierwszym przypadku spawanie nawęglonych krawędzi prowadzi do podhartowania spoin i późniejszego pęknięcia, w drugim podhartowanie krawędzi cięcia utrudnia obróbkę i powoduje tępienie narzędzi.

## 2. MATERIAŁ DO BADAŃ

W wyniku dotychczasowych prac nad analizą przydatności powłok antyrefleksyjnych zaszła konieczność opracowania dogodnej metody badawczej, pozwalającej w szybki i jednoznaczny sposób ocenić właściwości absorbera. Dotychczasowe metody badania absorpcyjności powłok wiązały się z uciążliwym procesem wykonania zglądów metalograficznych lub zastosowaniem niewygodnej i kosztownej aparatury kalorymetrycznej.

W celu wyeliminowania ww. niedogodności zastosowano próbkę w kształcie klina i nagrzewano w kierunku zwiększającej się grubości (rys.1).



Rys. 1. Schemat doświadczenia

W zależności od współczynnika absorpcji zmienia się odległość i grubość próbki w miejscu przetopu na wskroś. Parametry te mierzone podstawowymi przyrządami pomiarowymi pozwalają na określenie własności antyrefleksyjnych danego absorbera. Na podstawie pomierzonych wartości i danych materiałowych można za pomocą programu komputerowego obliczyć (w procentach) zaabsorbowaną energię.

W wyniku prac nad metodą badania powłok antyrefleksyjnych z użyciem próbek zbieżnych uzyskano obiecujące wyniki, co zaowocowało zgłoszeniem patentowym [11]. Dla ostatecznego potwierdzenia poprawności przyjętych założeń i przetestowania metody badawczej zastosowano kamerę termowizyjną. Przeprowadzony eksperyment pozwolił na określenie właściwych wymiarów próbek skośnych, prześledzenie pola temperatur w czasie nagrzewania i studzenia próbki. Badania przeprowadzono dla próbek zbieżnych (w kształcie klina) i o stałym przekroju, pokrytych dwoma rodzajami absorbera.

### 3. BADANIA ZA POMOCĄ KAMERY TERMOWIZYJNEJ

Kamera termowizyjna jest urządzeniem, które rejestruje, wysyłaną przez każde ciało o temperaturze wyższej od zera bezwzględnej, energię promieniowania podczerwonego. W wyniku obróbki sygnału przez system pomiarowy przypisuje się określoną wartość temperatury poszczególnym punktom powierzchni tworząc mapę termalną - termogram. Poprawne przyporządkowanie temperatury wymaga uwzględnienia, między innymi, takich czynników, jak: transmisyjność atmosfery, wpływu promieniowania pochodzącego od obiektów sąsiednich oraz zakłócenia mierzonego sygnału spowodowane promieniowaniem własnym skanera. W nowoczesnych systemach pomiarowych wszystkie z wymienionych czynników są korygowane poprzez właściwe nastawy aparatury [12,14].

Zamiana natężenia promieniowania podczerwonego na temperaturę jest wykonywana poprawnie wtedy, kiedy wprowadzi się poprawne wartości współczynników, w tym przede wszystkim wartość współczynnika emisji (emisyjności) powierzchni  $\varepsilon$ , który definiowany jest jako stosunek natężenia promieniowania wysyłanego przez ciało rzeczywiste  $E_\lambda$  do wysyłanego przez ciało doskonale czarne w tej samej temperaturze  $E_{\lambda b}$ . Dla zakresu spektralnego kamery termowizyjnej, zawierającej się w przedziale długości fal od  $\lambda_1$  do  $\lambda_2$ , średnią wartość tego współczynnika określa zależność:

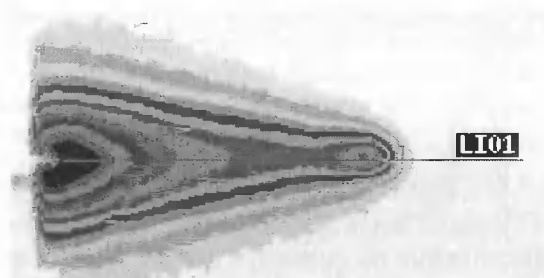
$$\varepsilon = \frac{E_\lambda(T)}{E_{\lambda b}(T)} = \frac{\int_{\lambda_1}^{\lambda_2} \varepsilon_\lambda E_{\lambda b}(T) d\lambda}{\sigma T^4} \quad (1)$$

Badaną próbkę od strony kamery termowizyjnej pokryto farbą odporną na wysokie temperatury. Własności emisyjne takiej powierzchni dla zestawu termowizyjnego wykorzystywanego w badaniach ustalono podczas badań kalibracyjnych z wykorzystaniem zależności (1). Ze względów technicznych cechowanie prowadzono w nieco niższych temperaturach niż te, które występowały podczas badań przy nagrzewaniu wiązką lasera. Ponieważ nie stwierdzono wyraźnych zmian tego współczynnika z temperaturą - do obliczeń przyjęto stałą wartość  $\varepsilon$ .

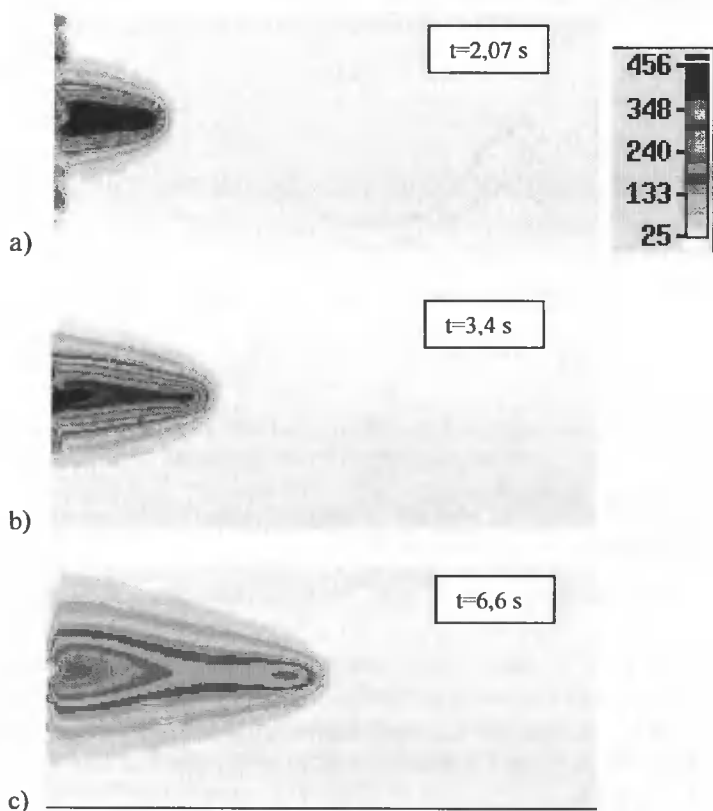
Celem oceny właściwości absorpcyjnych badanych substancji przygotowano eksperyment, podczas którego nagrzewano badaną próbkę wiązką lasera. Parametry pracy lasera: moc i prędkość przesuwu głowicy były jednakowe dla wszystkich serii pomiarowych. Po przeciwnej stronie próbki w odległości około 2 m umieszczono skaner kamery termowizyjnej, który rejestrował obraz termowizyjny z zadaną częstotliwością. Wykorzystano tutaj kamerę termowizyjną szwedzkiej firmy *AGEMA* (obecnie *FLIR SYSTEMS*) THV Series@900LW. Pracujący w zestawie pomiarowym skaner rejestruje promieniowanie długofalowe o zakresie spektralnym 8÷12  $\mu\text{m}$ . Rozdzielczość termiczna w temperaturze 30°C wynosi 0,08°C. Do badań użyto standardowego obiektywu o kącie widzenia 20° x 15° i rozdzielczości geometrycznej 1,5 mrad (około 5,16'). Podczas badań mierzona jest temperatura i wilgotność powietrza, jako dane wyjściowe do obliczenia transmisyjności atmosfery [13]. Wynikiem badań jest temperatura w obszarze widzenia obiektywu.

Eksperyment prowadzono dla stalowej próbki płaskiej o jednakowej grubości oraz dla próbki o przekroju klinowym, pokrytych różnymi substancjami zmieniającymi właściwości absorpcyjne powierzchni. Badane próbki podwieszono pionowo. Od strony pokrycia absorpcyjnego ich powierzchnię oświetlano rozogniskowaną wiązką laserową.

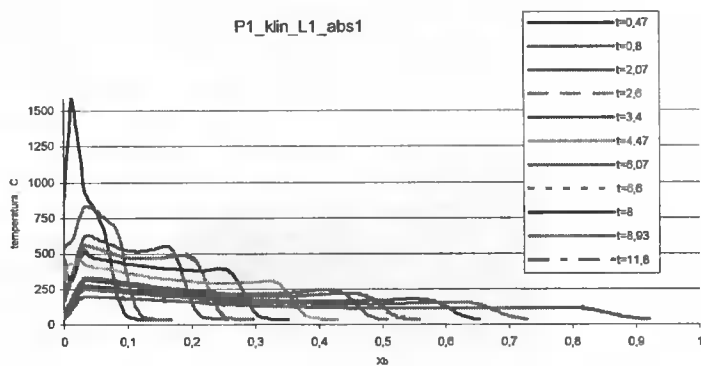
Od strony przeciwnej skaner kamery termowizyjnej rejestrował, z zadaną częstotliwością temperaturę powierzchni. Na rysunkach 2÷6 pokazano wyniki pomiaru temperatury powierzchni próbki metodą termowizyjną.



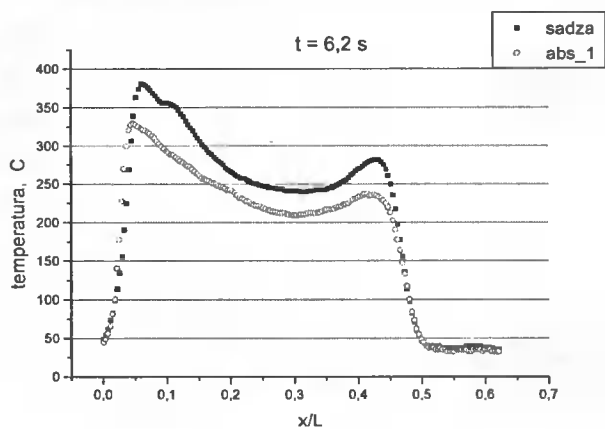
Rys. 2. Położenie linii środkowej, wzdłuż której podano rozkład temperatury



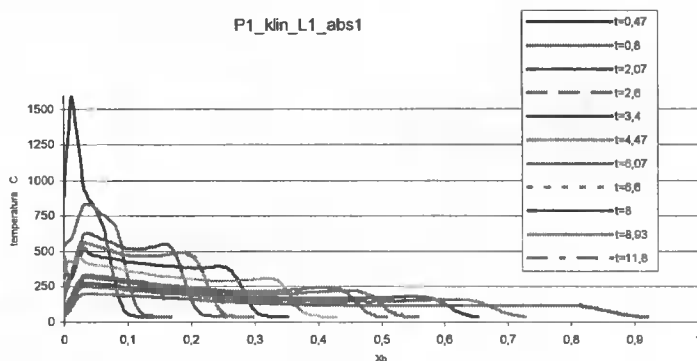
Rys. 3. Termogramy próbki klinowej (kolejne klatki odpowiednio po czasie 2, 3,4 i 6,6 s) – termogramy nr 10, 15, 27



Rys. 4. Rozkład temperatury wzdłuż linii środkowej dla próbki klinowej pokrytej węglikiem chromu na szkle wodnym



Rys. 5. Rozkład temperatury na płytkach klinowych pokrytych odpowiednio sadzą i węglikiem chromu na szkle wodnym



Rys. 6. Wybrane termogramy powierzchni próbki klinowej



#### 4. WNIOSKI

W wyniku analizy otrzymanych termogramów, znając takie parametry jak szybkość skanowania wiązki lasera, czas pracy lasera (czas nagrzewania powierzchni), moc lasera, wilgotność powietrza otoczenia i temperatura otoczenia przeprowadzono analizy i wyliczenia. Pozwoliły one na sformułowanie następujących wniosków:

1. Badania z użyciem kamery termowizyjnej potwierdziły słuszność wstępnych założeń autorów co do przydatności zastosowania próbek zbieżnych (w kształcie klina) do określania absorpcyjności powłok.
2. Określono minimalne wymiary próbki zbieżnej, które nie powodują zakłóceń w procesie rozchodzenia się ciepła po przejściu wiązki lasera.
3. Dane uzyskane za pomocą termowizji posłużyły do ustalenia parametrów wejściowych dla prostego programu komputerowego określającego absorpcyjność powłoki na podstawie pomiarów geometrii przetopu.
4. Określono przybliżoną wielkość strat energii spowodowanych odparowaniem części nagrzanego materiału podłoża i powłoki antyrefleksyjnej.

#### LITERATURA

- [1] Dubik A., 1989: 1000 słów o laserach. Wyd. MON Warszawa.
- [2] Kusiński J., 1989: Zmiany struktury i własności mechanicznych stali pod wpływem obróbki laserowej. Zesz. Nauk. AGH w Krakowie, 132.
- [3] Mucha Z., 1994: Zastosowanie lasera w technice. Zesz. Nauk. Politechniki Świętokrzyskiej 51, 61.
- [4] Burakowski T., Straus J., 1987: Metalozn. Obr. Ciepl. 88, 3.
- [5] Steen W.M., 1985: Met. Mater. 12, 730.
- [6] Przybyłowicz J., 1991: Wpływ powłoki antyrefleksyjnej na strukturę i własności stali przetopionej laserowo. Praca dyplomowa AGH.
- [7] Gnamamuthu S.D., Seaman F.D., 1981: Source Book on Application of the Laser Metallworking. ASM, Ohio, 179, 185.
- [8] Cruciani D., Cantello M., 1988: 11 Congr. Int. Electrotermia. Malaga V.2, C3, 1.
- [9] Przybyłowicz J., Kusiński J., 1992: XIII Konf. Metalozn. AMT 92. Warszawa-Popowo, 85.
- [10] Kusiński J., Przybyłowicz J., Przybyłowicz K.: Patent RP 292775. Przybyłowicz K., Przybyłowicz J., Depczyński W. Zgłoszenie patentowe nr P 330670.
- [11] Orzechowski T., 2000: Diagnostyka maszyn i urządzeń technologicznych z zastosowaniem techniki pomiarów termowizyjnych. VI Sympozjum „Metrologia w systemach jakości”. T.2, Kielce, 151-162.
- [12] Thermovision Series<sup>®</sup>900LW - User's Manual. AGEMA Infrared Systems A.B., 1996.
- [13] Owsiak J., 1998: Wzorce wielkości energetycznych dla techniki laserowej. Metrologia i Systemy Pomiarowe V (1-2), PAN, 63-79.

## APPLICABILITY ANALYSIS OF ABSORPTIVE COATINGS IN LASER METAL HEAT-TREATMENT

### Summary

The present study investigated a newly-developed research method of convergent specimens and offered the analysis of temperature distribution with the FLIR camera. The method applicability has been specified for different kinds of absorptive coatings. The results obtained (presented in the graphic form) make it possible to use the convergent specimen method to describe the absorptivity of antireflective coatings.

## KSZTAŁTOWANIE POWIERZCHNI NARZĘDZIAMI ŚCIERNO-METALOWYMI NA DOCIERARKACH JEDNOTARCZOWYCH O STANDARDOWEJ KINEMATYCE

Adam Barylski

Politechnika Gdańska, Katedra Technologii Maszyn i Automatyzacji Produkcji  
ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gdańsk

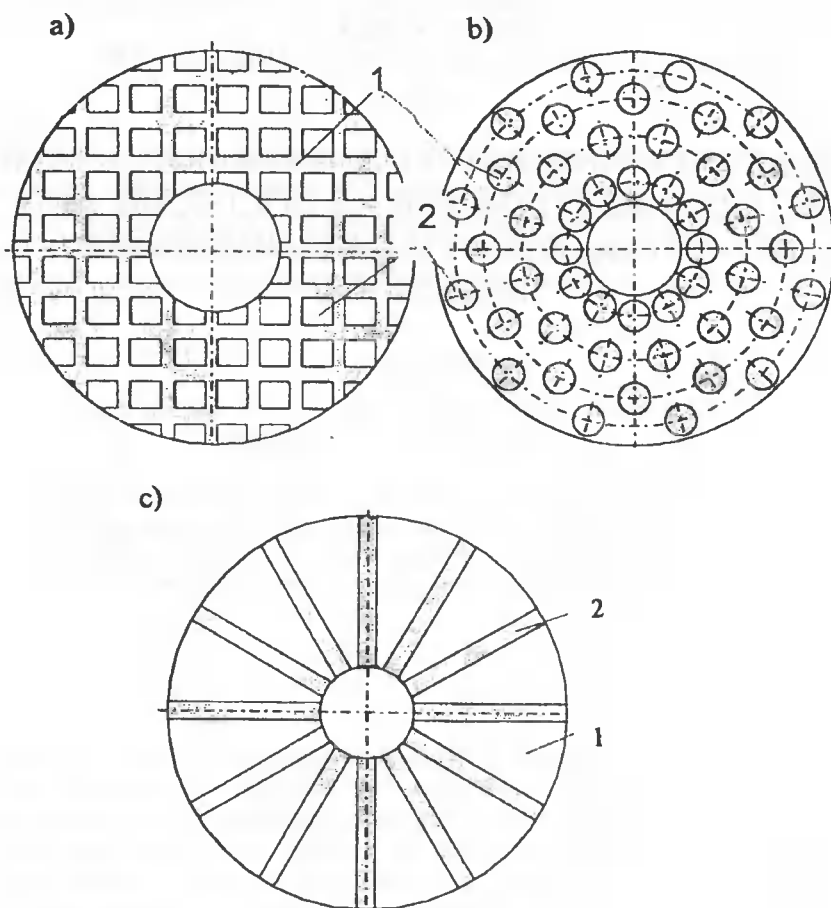
Docieraki ścierno-metalowe charakteryzują się tym, iż w metalowym korpusie rozmieszczone są równomiernie tabletki ścierne. Podczas docierania dozowany jest jedynie płyn obróbkowy. Tabletki ścierne wykonane mogą być między innymi z mikroziaren węglika boru, elektrokorundu oraz żywicy epoksydowej.

### 1. WSTĘP

W docieraniu konwencjonalnym, jako wykańczającej obróbce luźnym ścierniwem, niezbędnym warunkiem realizacji procesu jest ciągle lub okresowe dawkowanie pasty lub zawiesiny ścierniej. Zwykle w praktyce przemysłowej dozowanie to jest zbyt obfite, część ziaren dawkowana na docierak zostaje szybko usunięta z powierzchni narzędzia przez poruszające się przedmioty lub pierścienie prowadzące separatory i nie bierze w ogóle udziału w skrawaniu. Mając na względzie wady docierania ze swobodną aktywizacją docieraka żeliwnego poszukuje się niestandardowych rozwiązań konstrukcji narzędzi tarczowych [5-8]. Jedną z takich propozycji są docieraki ścierno-metalowe [1-3].

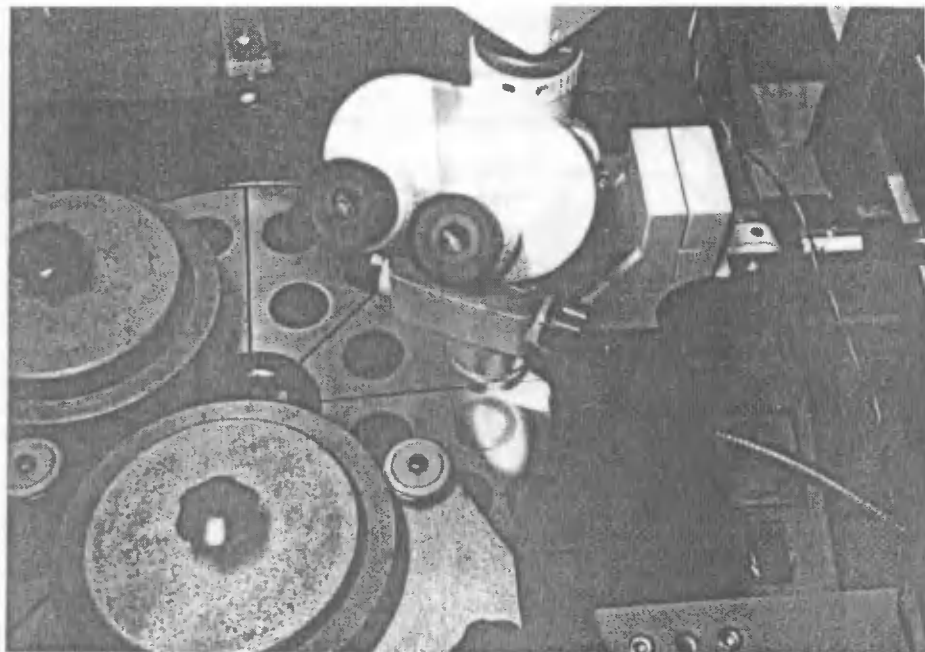
### 2. BUDOWA NARZĘDZI I NIEKTÓRE WYNIKI BADAŃ

Opracowane w Katedrze Technologii Maszyn i Automatyzacji Produkcji Wydziału Mechanicznego Politechniki Gdańskiej tarczowe docieraki ścierno-metalowe (w ramach projektu badawczego KBN nr T07D04110) charakteryzują się tym, iż zbudowane są z żeliwnego korpusu oraz wkładek wykonanych na bazie mikroziaren ściernych, zmieszanych z mikroziarnami miedzi lub elektrografitu oraz z żywicą epoksydową. Dotychczas wykonano narzędzia z wkładkami z elektrokorundu, węglika krzemu i węglika boru. W pierwszej wersji konstrukcyjnej stosowano konwencjonalne prostopadłościennne pilniki ścierne (rys.1a i c); w drugiej zaś – elementy w kształcie kołowych tabletek (rys.1b).



Rys. 1. Zasada budowy docieraków ścierno-metalowych: a) wkładki prostokątne rozmieszczone w kierunkach wzajemnie prostopadłych, b) tabletki kołowe, c) wkładki rozmieszczone promieniowo (1 - część zeliwna, 2 - wkładki ścierne)

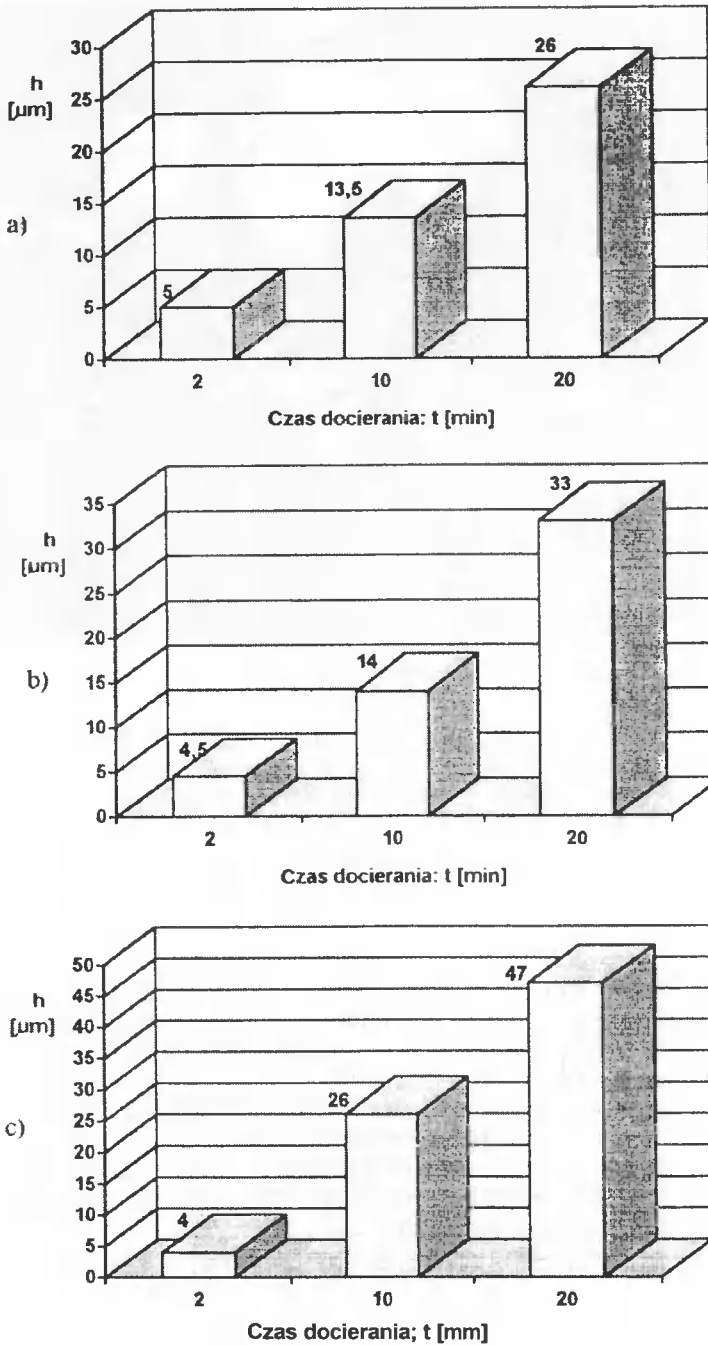
Badania docierania wybranych materiałów przeprowadzono na docierarce jednocarzewej Abralap 380, z pierścieniowym (standardowym) układem kinematycznym (rys. 2). W badaniach zastosowano docierak ścierno-metalowy, którego korpus nośny wykonany jest z żeliwa ZI250 (188-194 HB). Na powierzchni roboczej narzędzia rozmieszczono (wklejono) równomiernie kołowe wkładki o średnicy 40 mm, wykonane na bazie mikroziaren węglika boru o numerze F400/17, zmieszane przed spiekaniem z żywicą epoksydową i sproszkowaną miedzią elektrolityczną. Podczas docierania dawkowano kroplowo specjalny płyn LMKT (firmy United States Products Co., Pittsburgh). Mierzono ubytek liniowy próbek oraz zmiany chropowatości powierzchni w czasie, dla różnych warunków technologicznych (prędkości docierania i nacisku jednostkowego).



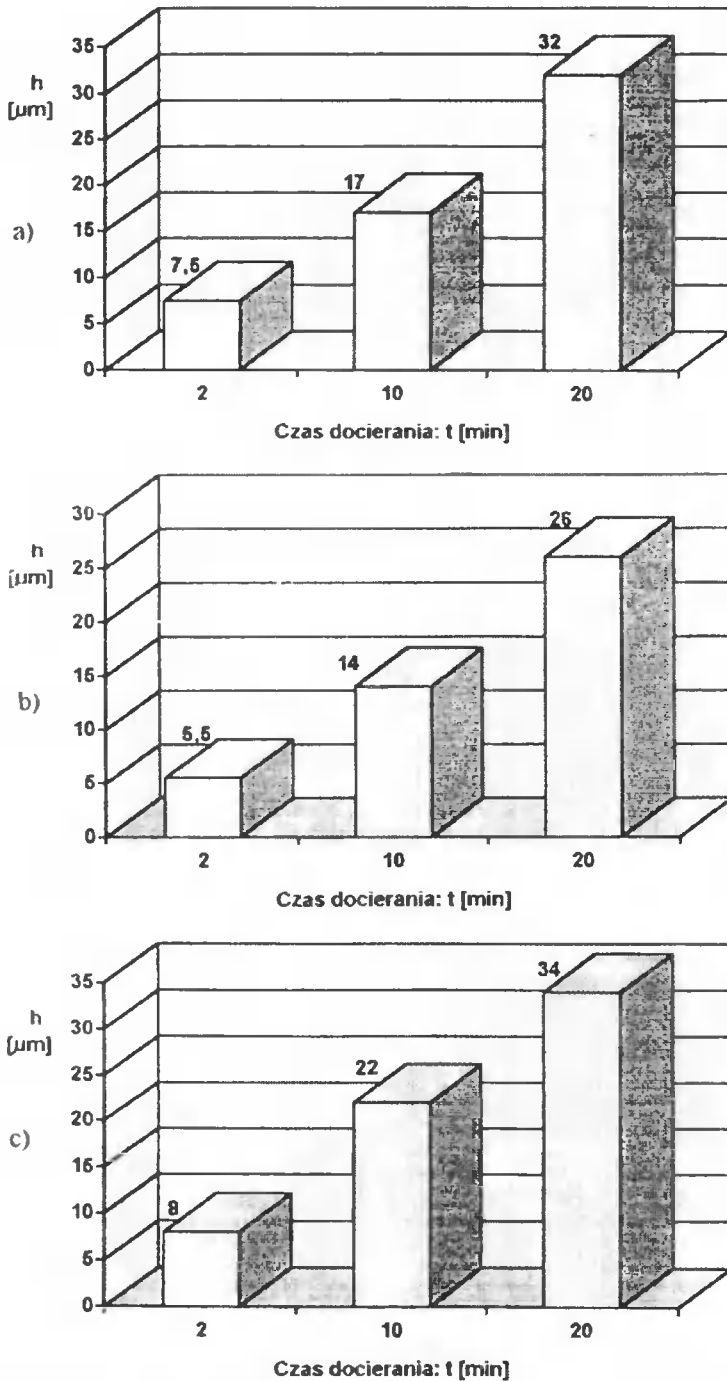
Rys. 2. Widok ogólny układu kinematycznego docierarki i narzędzia ścierno-metalowego

Na rysunkach 3÷5 przedstawiono przykładowe wyniki badań ubytku liniowego elementów ceramicznych ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 97-98%) obrabianych prototypowymi narzędziami ścierno-metalowymi. Na rysunku 6 scharakteryzowano zmianę parametrów chropowatości powierzchni obrabianych węglików spiekanych S30S, zaś na rysunku 7 podano przykładowe profilogramy i wykresy udziału nośnego liniowego docieranej ceramiki  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (95%). Obszerne wyniki badań obróbki metalowych i niemetalowych materiałów konstrukcyjnych zawiera raport [4].

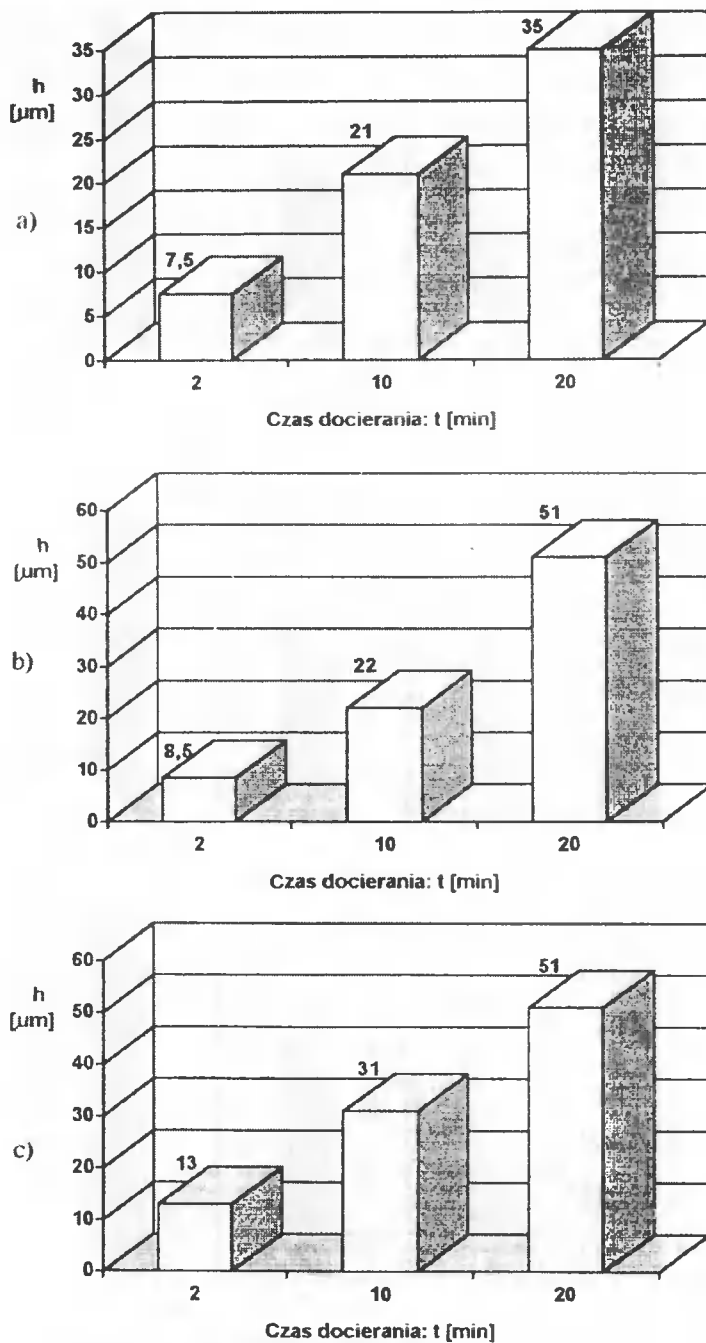
Przykładowo, docierając  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (97-98%) tabletkami na bazie BC F400/17 uzyskano  $R_a = 0,32-0,22 \mu\text{m}$ , przy wyraźnej tendencji zmniejszania się w czasie (począwszy od 10. min obróbki) rozrzutu wartości tego parametru na powierzchniach próbek wypełniających jednocześnie separatory. Biorąc pod uwagę wielkość mikroziaren węgla bora zastosowanego w tabletkach ściernych, uzyskany wynik należy uznać za korzystny. Stwierdzono ponadto, że wzrost prędkości docierania powoduje szybszą stabilizację chropowatości powierzchni. Z przeprowadzonych badań wynika, że wartość ubytku liniowego docieranych elementów ceramicznych zmienia się proporcjonalnie do nacisku jednostkowego. Wpływ prędkości docierania na intensywność obróbki jest tym mniejsza, im większe są wartości nacisków.



Rys. 3. Ubytek liniowy ceramiki  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (97÷98 %) po docieraniu: a)  $p = 0,01$  MPa, b)  $p = 0,03$  MPa, c)  $p = 0,05$  MPa;  $v = 25$  m/min

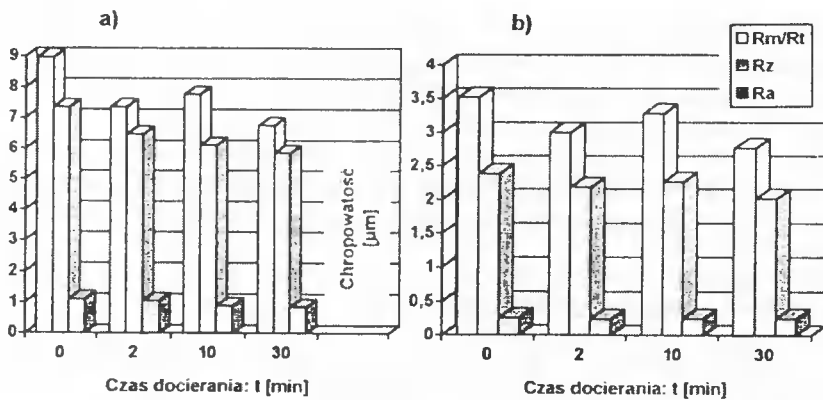


Rys. 4. Ubytek liniowy ceramiki  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (97-98%) po docieraniu: a)  $p = 0,01$  MPa, b)  $p = 0,03$  MPa, c)  $p = 0,05$  MPa;  $v = 35$  m/min

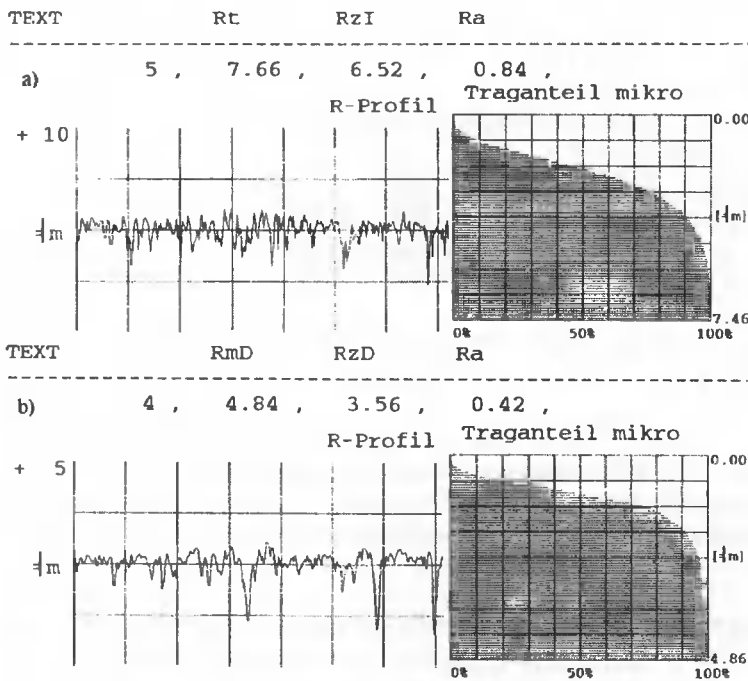


Rys. 5. Ubytek liniowy ceramiki  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (97÷98 %) po docieraniu: a)  $p = 0,01 \text{ MPa}$ , b)  $p = 0,03 \text{ MPa}$ , c)  $p = 0,05 \text{ MPa}$ ;  $v = 45 \text{ m/min}$





Rys. 6. Zmiany parametrów chropowatości powierzchni węglików spiekanych S30S po docieraniu: a)  $p = 0,03 \text{ MPa}$ , b)  $p = 0,06 \text{ MPa}$ ;  $v = 45 \text{ m/min}$



Rys. 7. Profilogram i wykres udziału nośnego liniowego ceramiki  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (95%) po docieraniu: a)  $t = 10 \text{ min}$ , b)  $t = 15 \text{ min}$ ;  $v = 45 \text{ m/min}$ ,  $p = 0,06 \text{ MPa}$ ; Hommel Tester T500

### 3. UWAGI OGÓLNE

Jednym z celów zakończonego projektu badawczego było opracowanie konstrukcji i technologii oraz wykonanie badań niekonwencjonalnych narzędzi ścierno-metalowych.

Wykonano i przebadano zarówno tarczowe narzędzia klejone jak i składane. Przyjęte rozwiązanie umożliwi między innymi zmniejszenie kosztów narzędziowych, co ma szczególne znaczenie w przypadku obróbki materiałów ceramicznych i kryształów, gdzie koniecznym jest użycie supertwardych (kosztownych) ścierniw.

- Z przeprowadzonych badań wynikają też wnioski szczegółowe, między innymi, że:
- wzrost prędkości docierania powoduje szybszą stabilizację parametru  $R_a$  w czasie procesu oraz wraz ze wzrostem nacisku jednostkowego wpływa na zwiększenie wydajności obróbki,
  - wpływ nacisku jednostkowego na efekty docierania jest szczególnie istotny w przypadku obróbki węglików spiekanych,
  - zastosowanie narzędzi ścierno-metalowych jest przede wszystkim uzasadnione w obróbce wstępnej ceramiki technicznej, w porównaniu z efektami docierania docierakami żeliwnymi aktywowanymi ścierniwem w sposób swobodny.

## LITERATURA

- [1] Barylski A., 1997: Docierak płaski, zwłaszcza do docierania wstępnego. Patent 172327, opubl. WUP 9.
- [2] Barylski A., 1997: Docierak płaski, zwłaszcza do docierania wykańczającego. Patent 172330, opubl. WUP 9.
- [3] Barylski A., Feld M., Engel H., Ardelt Th., 1999: Verfahrensvergleich Läppen-Läppschleifen. Werkstatttechnik H.5, 228-230.
- [4] Barylski A. i inni, 1998: Budowa i badania płaskich docieraków ścierno-metalowych. Projekt badawczy KBN nr T07D04110. Politechnika Gdańska, Wydział Mechaniczny, Katedra TMiAP.
- [5] Egger R., Mackensen V., Preising D., 1999: Wie Läppen Wirtschaftlichkeit des Feinschleifens von Stahl-und Keramikwerkstoffen. Maschine u. Werkzeug. 1-2, 69-71.
- [6] Funck A., 1993: Planschleifen auf Läppmaschinen. ZwF 10 (88), 454-456.
- [7] Stähli A.W., 1997: Flachhonen wird sich lohnen. Metallbearbeitung. Aug., S41-S44.
- [8] Uhlmann E., Holl S.-E., Ardelt Th., Sroka F., Laufer J., 1999: Innovative Schleifverfahren zur Keramikbearbeitung. ZwF 3 (94), 90-96.

## SURFACES FORMABILITY BY ABRASIVE-METALLIC TOOLS WITH SINGLE-DISK LAPPING MACHINES WITH A STANDARD KINEMATIC SYSTEM

### Summary

The constructional principle of abrasion metal disc is that abrasive insertions are spread uniformly on the working surface of a metal base. During lapping by means of such tools only the machining fluid is being dosed. Abrasive elements of circular shape pellets are produced by mixing boron carbide micrograins with electrographite and epoxide resins.

## INFLUENCE OF TEMPERING ON THE PROPERTIES OF ADI AND Si-STEEL

Tomáš Podrábský, Jan Kohout\*, Stanislav Věchet

Institute of Materials Engineering, Faculty of Mechanical Engineering  
Brno University of Technology

Technická St. 2, CZ-616 69 Brno, Czech Republic

\*Department of Physics, Military Technology Faculty  
Military Academy in Brno

Kounicova St. 65, CZ-612 00 Brno, Czech Republic

The stability of retained austenite in the as-tempered structure of an isothermally heat-treated Si-steel and of several types of low-alloyed nodular cast iron are studied in the paper. Higher tempering temperatures were used to show their relationship with the changes of mechanical properties, especially toughness and ductility. During tempering and the subsequent cooling, retained austenite can transform to carbide and untempered martensite, bainite and carbide or ferrite and carbide. This transformation of the austenite decreases toughness and plastic properties.

### 1. INTRODUCTION

Mechanical properties of high-strength tough materials based on Fe-C-Si alloys have been shown to depend significantly on the content of retained austenite (RA) present in the martensitic-austenitic or bainitic-austenitic structure of these alloys [1, 2]. These favourable properties of the materials mentioned can only be conserved if the retained austenite has sufficient resistance to temperature fluctuations and mechanical strain. The paper is concerned with the stability of retained austenite in the as-tempered structures both of the isothermally heat-treated Si-steel and of several types of low-alloyed nodular cast iron.

### 2. EXPERIMENTAL MATERIAL AND TECHNIQUE

The stability of the bainitic structure mix of Si-steel and of several low-alloyed nodular cast irons was studied; the chemical composition is given in Table 1. The samples for static tensile tests were heat-treated by the isothermal austempering: austenitization in the salts solution GS 560 + C3 at temperature 900 °C with the dwell of 60 minutes, isothermal decomposition in the salts solution AS 140 at the

temperatures of 300 and 400 °C with the dwell of 90 minutes which leads (see Table 2) to the optimum properties [3, 4].

Table 1. Codes and chemical composition of nodular cast iron and Si-steel

Meltage	Chemical composition [weight %]								
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Mo	Ni	Cu
0	3.29	2.67	0.24	0.062	0.010	0.047			
13	3.50	2.55	0.27	0.061	0.011	0.062		1.90	
23	3.46	2.69	0.45	0.041	0.006	0.056	0.63		
E	3.48	2.76	0.45	0.032	0.016	0.050	0.27	0.53	0.53
Si-steel	0.65	2.55	0.56	0.014	0.023	—		0.01	0.03

The structure of materials was studied by both light and electron microscopy. The thin foil replicas were analyzed with electron microscope JEOL JEM 100C using accelerating voltage equal 100 kV. The quantities describing retained austenite (volume portion  $V_\gamma$  and its lattice parameter  $a_\gamma$ ) were determined using X-ray method. Isothermally heat-treated samples were then tempered in a chamber furnace without a protective atmosphere at temperatures in the range of 200 to 500 °C and the dwells in the range of 0.3 to 100 hours, followed by air cool. The photographs of austenite replicas were taken in all the stages of the study.

On the basis of static tensile tests, the following characteristics were determined: yield stress  $R_p0.2$ , ultimate tensile strength  $R_m$ , and elongation to fracture  $A_5$ . Besides, Si-steel samples were measured for Vickers hardness  $HV 50$ .

### 3. RESULTS AND DISCUSSION

The experiments discussed in the present paper were carried out to assess the nature and the extent of the changes in the structure and mechanical properties of isothermally heat-treated and tempered Si-steel and nodular cast irons. The mechanical characteristics measured and their changes with temperature and time of tempering show (see Figs 1 and 2) that tempering at lower temperatures (of up to 300 °C) followed by holding at temperature longer than 10 h, decreases plastic properties, all the same as tempering at temperatures in excess of 400 °C during shorter times of up to 2 hours.

It follows from Figs 1 and 2 that plastic properties of isothermally heat-treated and tempered Si-steel are largely influenced by the quantity of carbon-enriched retained austenite. Under identical tempering conditions, the quantity of transformed retained austenite in the lower bainite is higher compared with that of the upper bainite. This behaviour can be associated with the fact that the retained austenite in the lower bainite contains more carbon which is advantageous, in terms of thermodynamics, for the precipitation of carbides to occur.

More significant changes of structure and mechanical properties were detected after the upper bainite in the Si-steel underwent the tempering. Elongation to fracture, describing the ductility of material, improves by up to 9 % with extending tempering time up to 10 hours at 300 or 350°C; the rest of mechanical properties, the volume portion of retained austenite and its lattice parameter, i.e.  $V_\gamma$  and  $a_\gamma$ , respectively, do not change significantly. The rise of elongation to fracture, see Fig. 2, can be reasonably associated with the relaxation of the transformation stresses, which is documented by the slight rise in the austenite lattice parameter. The dwells longer than 10 hours at the

temperature of 300 °C make the ductility drop significantly; there is a moderate drop of strength, whilst there is a slight rise in hardness. The quantity of retained austenite and the value of its lattice parameter decrease after tempering. These changes in mechanical properties are an outcome of several partial processes taking place both during tempering and the subsequent tensile loading. Transformation of austenite to ferrite-cementite mixture, or changes in the bainitic ferrite, are the main processes taking place during tempering. Mechanical properties, in particular the ductility, are affected by deformation induced martensitic transformation under tensile load. If a certain portion of retained austenite with less carbon is conserved in the structure after tempering, martensite transformation takes place under smaller deformation, which is due to the increased temperature of  $M_s$  during subsequent loading. The tempering conditions 300 °C/2.5 hours or 450 °C/20 minutes make the retained austenite transform to the ferrite-cementite mixture completely. Horn et al. [5] arrived at the same conclusions concerning the transformation of retained austenite during tempering. Thomas [6] assumes that cementite and martensite are formed, respectively, during tempering and during cooling; according to Priestner and Korichi [7], the retained austenite is transformed to bainite.

The effect of tempering at higher temperatures on the mechanical properties and stability of retained austenite was also investigated in isothermally heat-treated nodular cast iron (see Table 2). The bainitic unalloyed nodular cast iron with a matrix structure comparable with that of the bainitic Si-steel, exhibits similar behaviour after tempering. The change in mechanical properties of the nodular cast iron after tempering at a temperature in excess of 350 °C depends considerably on retained austenite transformation. The theory is supported by the measured values of mechanical properties and the determined content of retained austenite after tempering at 400 – 500 °C, see Table 2. Besides, the theory is supported also by the findings in earlier studies [4, 5] in which the effect of prolonged tempering at 200 – 300 °C of isothermally heat-treated unalloyed nodular cast iron is studied. Retained austenite in the low-alloyed nodular cast irons is less influenced by tempering; which is documented by the longer times of tempering, needed for the retained austenite to transform at the respective tempering temperatures. Additions, especially of molybdenum, which make the austenite isothermal decomposition curves move towards longer times in the TTT (IT) diagrams, produce similar effect on the retained austenite when the bainitic matrix undergoes the tempering, see Table 2. This is supported by Priestner and Korichi [7] who examined the influence of tempering on mechanical properties and on the stability of retained austenite in the upper bainite of low-alloyed nodular cast iron: they did not observe any special changes during tempering at 300 °C/500 hours.

Table 2. Influence of tempering on mechanical properties and quantity of retained austenite in isothermally heat-treated nodular cast iron

Melting	Transformation conditions [°C / hour]	Tempering conditions		Mechanical properties				Retained austenite	
		Temperature [°C]	Time [hour]	$R_m$ [MPa]	$R_{p0.2}$ [MPa]	HV	$A_s$ [%]	$\Gamma_\gamma$ [%]	
0	300/0.3	400	0	1476	1775	430	4.0	21	
			2	1310	1188	460	2.3	6	
			4	1185	1090	480	1.8	0	
	400/0.5	400	450	1	1152	984	480	2.1	3
			400	0	995	720	300	13.8	32
				1.75	913	698	330	4.1	23
		2.5		–	–	–	–	18	
		450	4.0	899	712	360	2.8	5	
			1	–	–	–	–	17	
			2	909	636	366	3.1	5	
500	1	857	638	362	2.5	3			
13	300/5.6	400	0	–	–	–	–	23	
			2	–	–	–	–	13	
			4	–	–	–	–	4	
	400/0.8	400	0	–	–	–	–	32	
			2	–	–	–	–	20	
			4	–	–	–	–	7	
23	300/5	400	0	–	–	–	–	21	
			2	–	–	–	–	15	
			4	–	–	–	–	6	
	400/5	400	0	–	–	–	–	33	
			2	–	–	–	–	25	
			4	–	–	–	–	15	
E	300/1.4	400	0	–	–	–	–	24	
			2	–	–	–	–	16	
			4	–	–	–	–	7	
	400/1.1	400	0	–	–	–	7.0	34	
			2.5	935	698	–	2.8	26	
			3.5	–	–	–	–	18	
		450	2	912	792	–	1.5	12	
500	1	966	787	–	1.8	5			

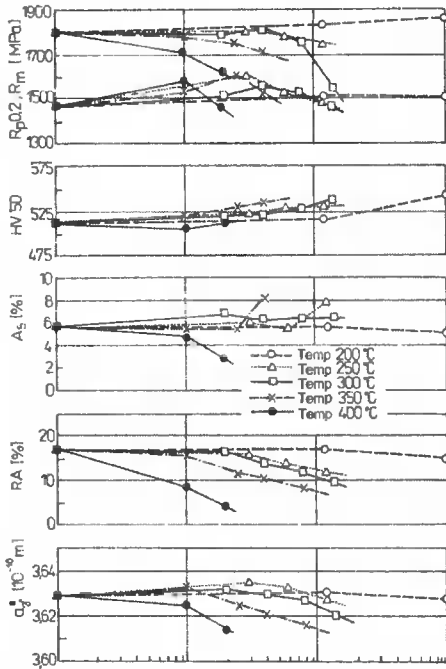


Fig. 1. Variations of mechanical properties, quantity of retained austenite and its lattice parameter  $a_\gamma$  of isothermally heat treated Si-steel (300 °C/1.5 hour/water), as depending on tempering conditions

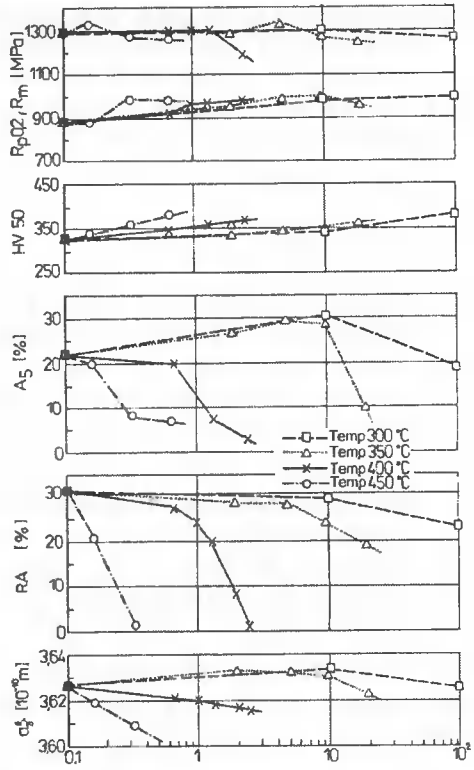


Fig. 2. Variations of mechanical properties, quantity of retained austenite and its lattice parameter  $a_\gamma$  of isothermally heat treated Si-steel (400 °C/1.5 hour/water), as depending on tempering conditions

#### 4. CONCLUSIONS

The results of the studies concerning the effects of the tempering of isothermally heat-treated Si-steel and of several types of low-alloyed nodular cast iron, can be summarised as follows:

1. Retained austenite in Si-steel transforms partially or completely to ferrite-carbide mixture during tempering at temperatures of 200 to 450 °C.
2. The decrement of retained austenite content in the structure manifests itself through the changes of mechanical properties, especially through a drop of ductility, in the tempered Si-steel. Ductility drops drastically if all retained austenite has transformed to the ferrite-carbide mixture during tempering.
3. Under identical conditions of tempering, retained austenite in the upper bainite structure is more resistant to the impact of tempering; retained austenite in the lower bainite is less stable at the temperatures recorded during tempering.

4. A qualitatively similar effect of tempering on the structure and mechanical properties was observed in isothermally heat-treated unalloyed as well as low-alloyed nodular cast irons.
5. Resistance to the impact of tempering can be improved by some additions that enhance the stability of austenite or that impede the formation of carbides.

## REFERENCES

- [1] Dorazil E., Věchet S., Kohout J., 1998: Litina s kuličkovým grafitem a její vysokopevná varianta ADI. Slévárenství 11/12 (46), 440-446.
- [2] Věchet S., Kohout J., 1999-2000: Vysokocyklové únavové vlastnosti litin s kuličkovým grafitem. 1st part: Slévárenství 11/12/1999 (47), 638-641; 2nd part: Slévárenství 1/2000 (48), 37-41.
- [3] Podrábský T., Dorazil E., Kohout J., 1985: Vliv transformačních podmínek na strukturu a mecha-nické vlastnosti izotermicky zušlechtěné Si-oceli. Slévárenství 9 (33), 353-359.
- [4] Podrábský T., Dorazil E., Kohout J., 1989: Vliv popouštění na strukturu a mechanické vlastnosti izotermicky zušlechtěné oceli a tvárné litiny. Slévárenství 9 (37), 381-387.
- [5] Horn R.M., Ritchie R.O., 1978: Met. Trans. 9A, 1039.
- [6] Thomas G., 1978: Met. Trans. 9A, 439.
- [7] Priestner R., Korichi S., 1995: Materials Science and Technology 11, 901.



## MECHANICAL AND FATIGUE PROPERTIES OF ADI

Stanislav Věchet, Tomáš Podrábský, Jan Kohout\*

Institute of Materials Engineering, Faculty of Mechanical Engineering,  
Brno University of Technology, Technická St. 2, CZ– 616 69 Brno, Czech Republic

\*Department of Physics, Military Technology Faculty, Military Academy in Brno  
Kounicova St. 65, CZ–612 00 Brno, Czech Republic

The microstructure and mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) are substantially influenced, above all, by the conditions of isothermal transformation which have extraordinary crucial influence on the resulting composition of the structural mixture of matrix and, as a consequence, on all its mechanical properties. In the present paper the influence of isothermal transformation temperature changing in the range from 380 to 500 °C on the structure, tensile and fatigue properties of unalloyed nodular cast iron is studied. Mechanical tests were supplied by metallographic analysis and quantitative X-ray phase analysis.

### 1. INTRODUCTION

Owing to its excellent mechanical as well as technological properties, austempered (isothermally heat-treated) ductile iron (ADI) remains among prospective structural materials. Recently it is applied to castings for dynamically loaded components, e.g. gear and traversing wheels, crankshafts of motor-cars, vans and trucks, swivel pins, rail brakes, pressure pipes in oil industry [1–3]. Microstructure and mechanical properties of ADI can be substantially influenced by the condition of heat treatment, above all by the temperature of isothermal transformation. The purpose of the study is to find out the relations among transformation temperature ranging from 380 to 500 °C, structure, and mechanical (tensile and fatigue) properties of ADI. The knowledge obtained from the study of the characteristics mentioned creates the main basis for a practical technical application of ADI.

### 2. EXPERIMENTAL MATERIAL 120 AND TECHNIQUE

For the purpose of the studies an unalloyed ferrite ductile iron was used whose chemical composition was 3.55 wt. % C, 2.38 % Si, 0.25 % Mn, 0.02 % P, 0.008 % S, and 0.044 % Mg. The samples for static tensile and fatigue tests were produced from cast blocks and then heat-treated by isothermal austempering. Austenitization was

realised in the salts solution GS 560 + C3 at temperature of 890 °C in the duration of 60 minutes, isothermal decomposition proceeded in the salts solution AS 140 at the isothermal temperatures from 380 to 500 °C with a dwell of 20 minutes for all the temperatures, which leads to the optimum properties [4]. The metallographic analysis of chosen structures is documented in the previous study [5]. The content of retained austenite (*R.A.*) was determined by X-ray quantitative phase analysis and it is presented in Table 1 and Fig. 2.

Basic mechanical properties were determined by the static tensile tests. For each of the transformation temperatures three cylindrical bars were tested. The tests were made at room temperature with the testing machine Zwick 1486. The results obtained (yield strength  $R_{p0.2}$ , ultimate tensile strength  $R_m$ , elongation to fracture  $A_5$ , and reduction of area  $Z$ ) are presented in Table 1 and in Figures 1 and 2.

Table 1. Mechanical properties and the content of retained austenite

Transformation temperature [°C]	$R_{p0.2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_5$ [%]	$Z$ [%]	$\sigma_c$ [MPa]	R.A. [%]
380	714	1018	12.1	8.8	301	34.1
400	674	984	11.7	10.6	324	35.9
420	661	974	6.2	6.0	302	18.5
450	701	942	3.8	3.9	274	2.1
500	621	873	4.8	5.0	268	0.0

The fatigue tests were made for each of the transformation temperatures. They were performed on a high-frequency pulsator of Amsler firm. All samples were loaded by symmetric tension-pressure cycle with a test frequency of 201 Hz at room temperature, for more details see [6, 7]. Wöhler's curves, see Figures from 3 to 5, were mathematically fitted by three parametric non-linear function proposed by Stromeyer and recommended by Weibull [8]. Fatigue limits  $\sigma_c$  determined for basic number of cycles  $N_c = 10^7$  are also presented in Table 1.

### 3. RESULTS AND DISCUSSION

The results of standard metallographic analysis showed that the morphology of bainite does not change very much with transformation temperature but the content of the retained austenite is very substantially influenced by this temperature. It gradually decreases from 36 vol. % for transformation temperature at 400 °C to 0 % for 500 °C. At this highest temperature already pearlite was found in the structure, i.e. near the temperature the bainite–pearlite mixture appears.

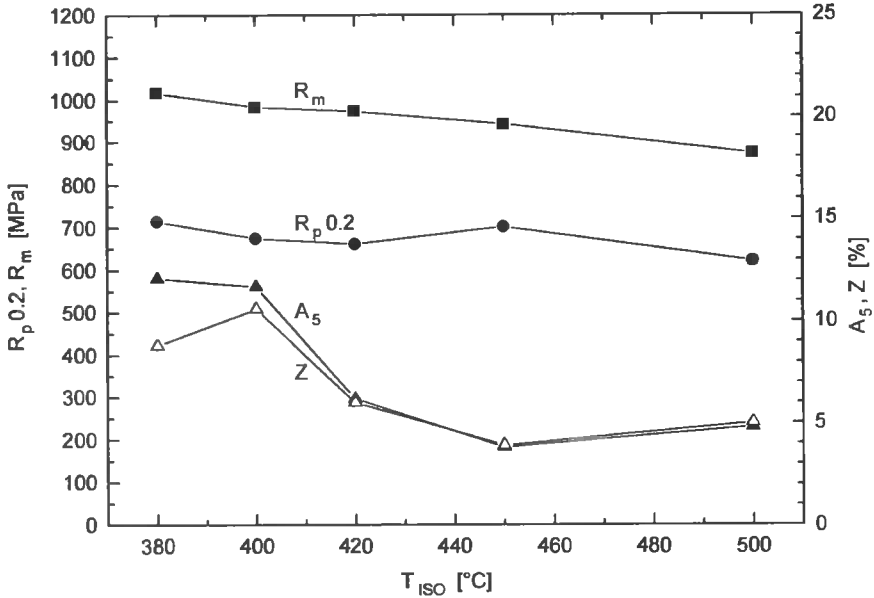


Fig. 1. Dependence of strength and plastic properties of ADI on the temperature of isothermal transformation

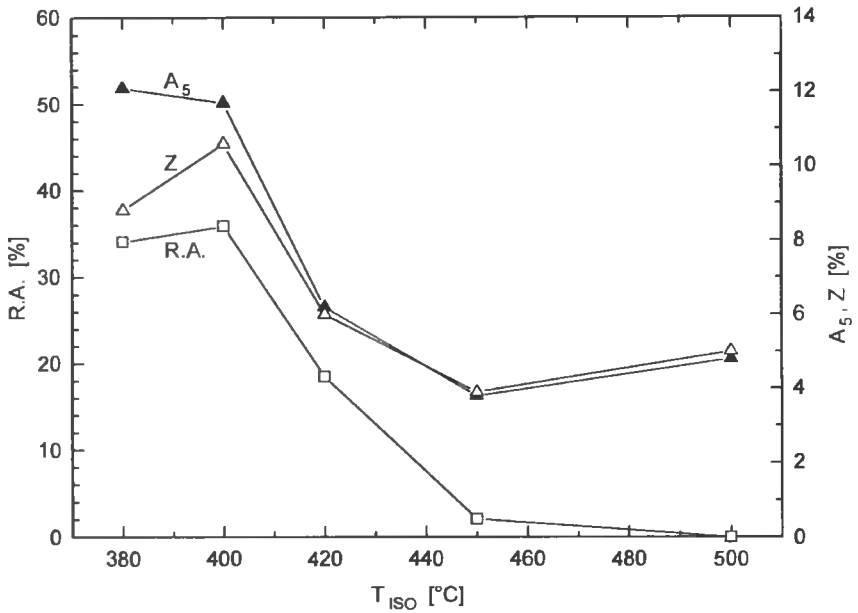


Fig. 2. Dependence of plastic properties of ADI and retained austenite content on the temperature of isothermal transformation

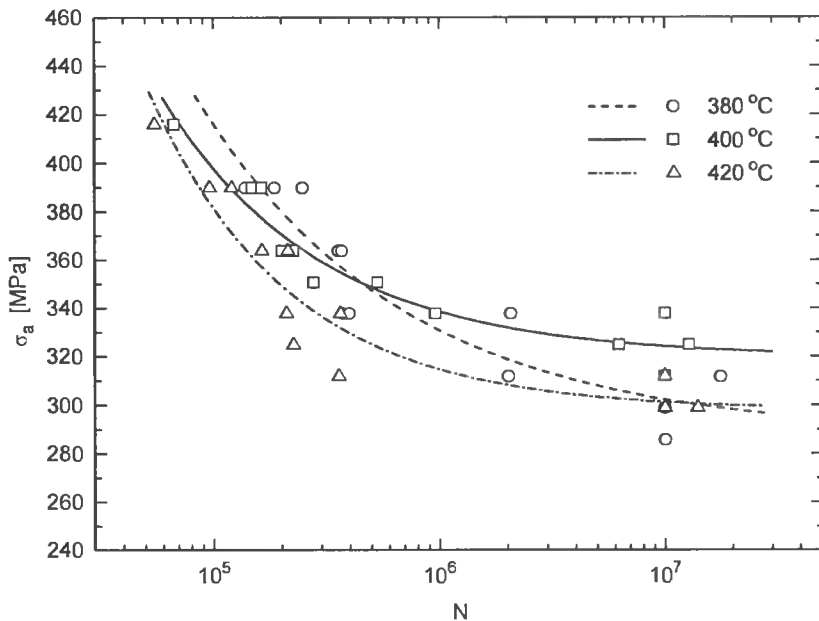


Fig. 3. Wöhler's curves of ADI for transformation temperatures 380, 400, and 420 °C

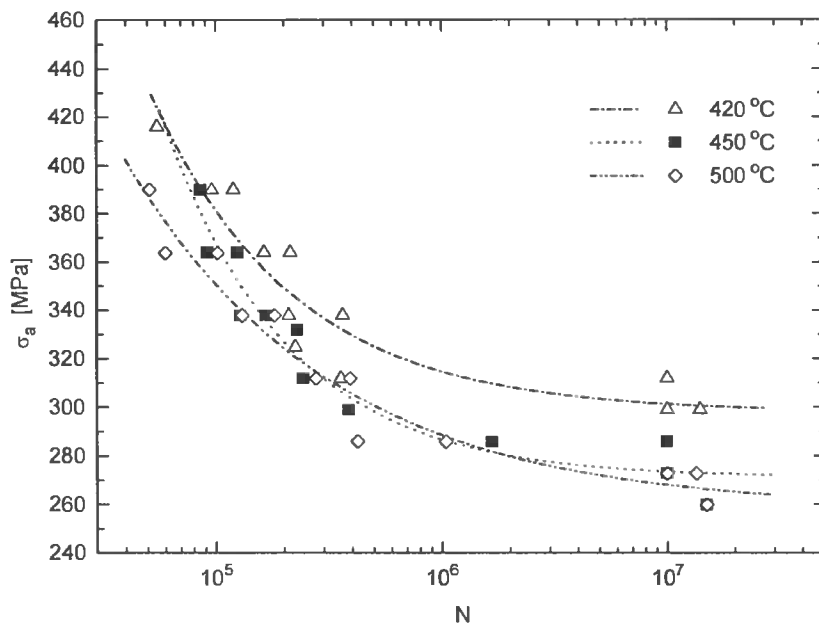


Fig. 4. Wöhler's curves of ADI for transformation temperatures 420, 450, and 500 °C

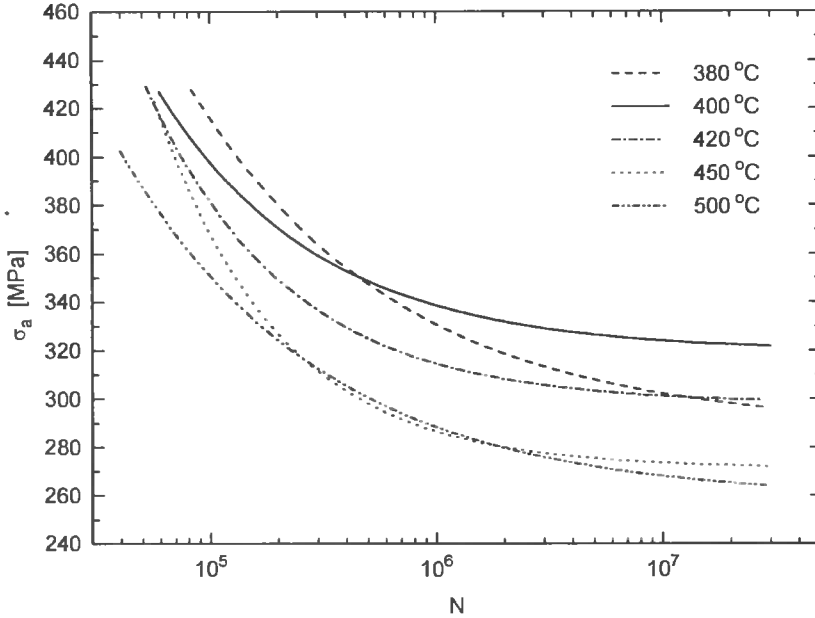


Fig. 5. Comparison of Wöhler's curves for all transformation temperatures 380 to 500 °C

A more detailed study of the structure in the light and electron microscopes is shown by the desk morphology of upper bainite, in harmony with the results of our previous paper [9]. As it comes out from our study with the assistance of TEM, the retained austenite in the microstructure of upper bainite lies in the parts of upper bainite in small closed areas. On inter-phase boundary between bainite and retained austenite carbide particles precipitate. The increasing transformation temperature to the maximum of 500 °C, the microstructure of upper bainite changes into the ferrite-carbide mixture with isolated areas of pearlite.

Mechanical properties are substantially influenced by the transformation temperature. Tensile strength and yield stress decrease with increasing temperature of isothermal transformation as well as elongation to fracture and reduction of the area as a result of substantial decrease in the retained austenite content. The presence of pearlite in the structure at the transformation temperature of 500 °C considerably decreases strength properties and slightly increases deformation properties. Optimum combination of stress and deformation characteristics is reachable by the temperatures of isothermal transformation ranging from 380 to 420 °C [10].

The values of fatigue limits are influenced by transformation temperature as well as static tensile characteristics. Maximum values of fatigue limits were determined for transformation temperature at 400 °C. With increasing as well as decreasing transformation temperature from this value the fatigue limit decreases. The decrease is caused first by a marked decrease of retained austenite content (in agreement with previous studies and results), second by the presence of pearlite in the structure at the transformation temperature of 500 °C.

## 4. CONCLUSIONS

On the basis of presented comparison of microstructure with mechanical properties of ADI and further general considerations the following conclusions can be done:

1. Structure as well as mechanical properties of the studied austempered ductile iron are substantially influenced by the temperature of isothermal transformation.
2. The structure of ADI is created by upper bainite and certain content of retained austenite. On inter-phase boundary bainite-austenite carbides precipitate.
3. At transformation temperature at 500 °C there is no retained austenite in bainitic matrix but areas of pearlite occurs.
4. From results of the static tensile tests the fact is obvious that with rising temperature of isothermal transformation the strength and plastic properties decrease.
5. The transformation temperatures in the range at from 450 to 500 °C are already not completely optimal from the points of view of both morphology of bainitic structure and mechanical properties determined by static tensile as well as fatigue tests.
6. Optimum combination of stress and deformation characteristics was reached for ADI transformed in the range of temperatures from 380 to 420 °C in which the heat treatment leads to a certain content (minimum 20 %) of retained austenite in bainitic structure.
7. Maximum fatigue limit was reached for the mixture of bainite and retained austenite obtained at transformation temperature at 400 °C.

## REFERENCES

- [1] Hughes I.C.H., 1981: Brit. Foundryman 74, 229.
- [2] Keough J.R., 1995: Foundry Management and Technology 123 (11), 27.
- [3] Macko P., Bokůvka O., 1999: Únavové vlastnosti grafitických liatin s guľôčkovým tvarom grafitu při vysokofrekvenčnom cyklickom zaťažovaní. Materiálové inžinierstvo 6 (16), 22-33.
- [4] Věchet S., Kohout J., 1997: Fatigue properties of ADI in dependence on the time of isothermal transformation. Mechanika 55, Opole, Poland, 127-130.
- [5] Podrábský T., Věchet S., Kohout J., Hudec R., Klakurková L., 1999: Struktura a mechanické vlastnosti bainitické litiny s kuličkovým grafitem. V medzinárodné metalurgické sympóziu, Rajecké Teplice, Slovakia, 63-66.
- [6] Věchet S., 1994: Únavové vlastnosti tvárné litiny se strukturou feritickou, perlitickou a bainitickou. Letná škola únavy materiálů 94, Rajecké Teplice, Slovakia, 124.
- [7] Věchet S., Kohout J., 2000: Vysokocyklové únavové vlastnosti tvárné litiny se strukturou feriticko-perlitickou, a bainitickou. Materiálové inžinierstvo 7 (2), 55-64.
- [8] Weibull W., 1961: Fatigue testing and analysis of results. Pergamon Press Oxford (Russian translation: Mashinostroenie, Moskva 1964).
- [9] Podrábský T., Dorazil E., 1991: Verhalten von Austenit im Bainit von Siliciumstahl und Gusseisen mit Kugelgraphit unter statischer Belastung, Giesserei-Praxis 8, 135-145.
- [10] Dorazil E., 1991: High Strength Austempered Ductile Cast Iron. Academia & Ellis Horwood, Prague & Chichester 1991 (in Czech: Academia, Prague 1985).

## STRAIN AND FRACTURE BEHAVIOUR OF AUSTEMPERED DUCTILE IRON

Jan Kohout, Stanislav Věchet\*, Tomáš Podrábský\*

Department of Physics, Military Technology Faculty, Military Academy in Brno  
Kounicova St. 65, CZ–612 00 Brno, Czech Republic

\*Institute of Materials Engineering, Faculty of Mechanical Engineering  
Brno University of Technology, Technická St. 2. CZ–616 69 Brno, Czech Republic

Tensile tests of an unalloyed ADI with the matrix created by upper bainite containing from 30 to 35 % of retained austenite were performed in a temperature range  $-196$  to  $+200$  °C. The temperature dependence of true fracture stress, elongation to fracture, and reduction in area is separated into three regions. Unmonotonous temperature dependence of yield points defined by plastic strain from 0.05 to 2 % in the middle region is the evidence of the stress induced phase transformation of retained austenite into martensite before these values of plastic strain are reached.

### 1. INTRODUCTION

Phase transformation of austenite into martensite caused by mechanical loading is very well known also for retained austenite (RA) in austempered ductile irons [1]. Usually this phenomenon was explained by the TRIP effect. Tamura [2] has been the only one who described in more detail also stress induced transformation caused simultaneously by mechanical loading and decreasing temperature.

### 2. MATERIAL STUDIED AND EXPERIMENTAL TECHNIQUES

The chemical composition of the ductile cast iron studied was 3.46 % C, 2.11 % Si, 0.24 % Mn, 0.054 % P, 0.021 % S, and 0.058 % Mg. Thermal treatment consisted of austenitization at 900 °C over 60 minutes and isothermal quenching at 400 °C taking 100 minutes in salt bath with water bath in the end. The grains of graphite were nearly perfectly globular with a size from 30 to 60  $\mu\text{m}$ . The matrix was created by upper bainite containing from 30 to 35 vol. % of retained austenite.

The results described below were obtained by tensile tests of the samples of 6 mm in diameter and of 30 mm in nominal length, ended by threaded heads and loaded with a strain rate of  $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  at temperatures between liquid nitrogen at 200 °C. The temperature was controlled and measured with an accuracy over 1 °C. The content of retained austenite was determined with the X-ray method. Brinell hardness test with a

ball of 2.5 mm in diameter and a loading of 187.5 kg was chosen to determine the average hardness on a sufficiently large area of a very heterogeneous structural mixture.

### 3. EXPERIMENTAL RESULTS

At first it must be mentioned that the material studied was extremely heterogeneous. It can be simply demonstrated by the temperature dependence of Young's modulus (Fig. 1) fitted by exponential curve whose large dispersion is evidence of high degree of heterogeneity. The manifestation of the heterogeneity can be limited by increasing diameter of the samples tested but with respect to extremely high tensile strength, such samples are within the capacity of our testing device.

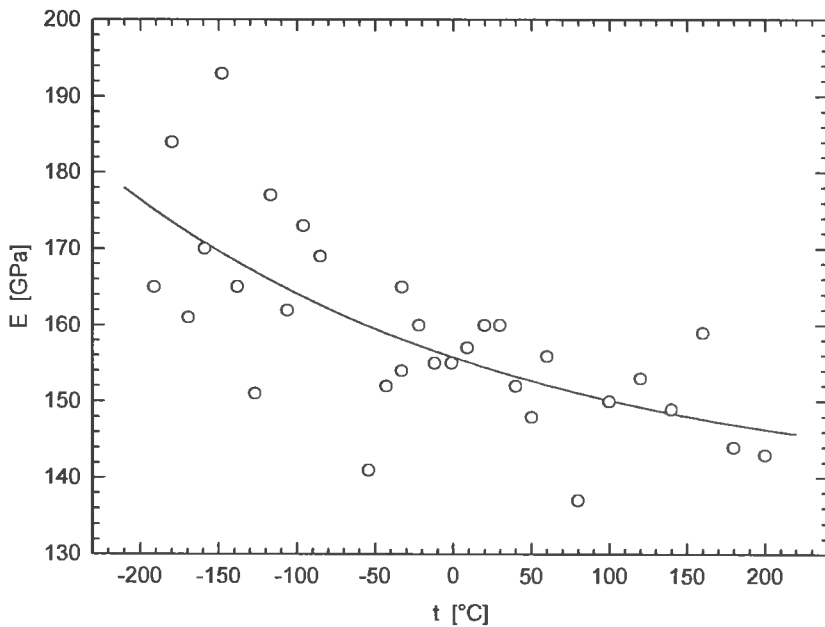


Fig. 1. Large dispersion of temperature dependence of Young's modulus demonstrating high degree of ADI heterogeneity

The high content of retained austenite together with decreasing temperature and tensile loading leads to the transformation of the austenite. Evidence of the transformation is given in Fig. 2 by temperature dependence of hardness increase and austenite content decrease fitted by Gaussian curves. The maximum increase in hardness is  $(58 \pm 6)$  *BHN* (Brinell hardness number, corresponding to  $1 \text{ kp/mm}^2$ ) and the maximum decrease in *RA* (retained austenite content) is  $(15 \pm 2)$  vol. %. The maxima lie at nearly the same temperatures,  $(-106 \pm 4)$  and  $(-108 \pm 7)$  °C, respectively.



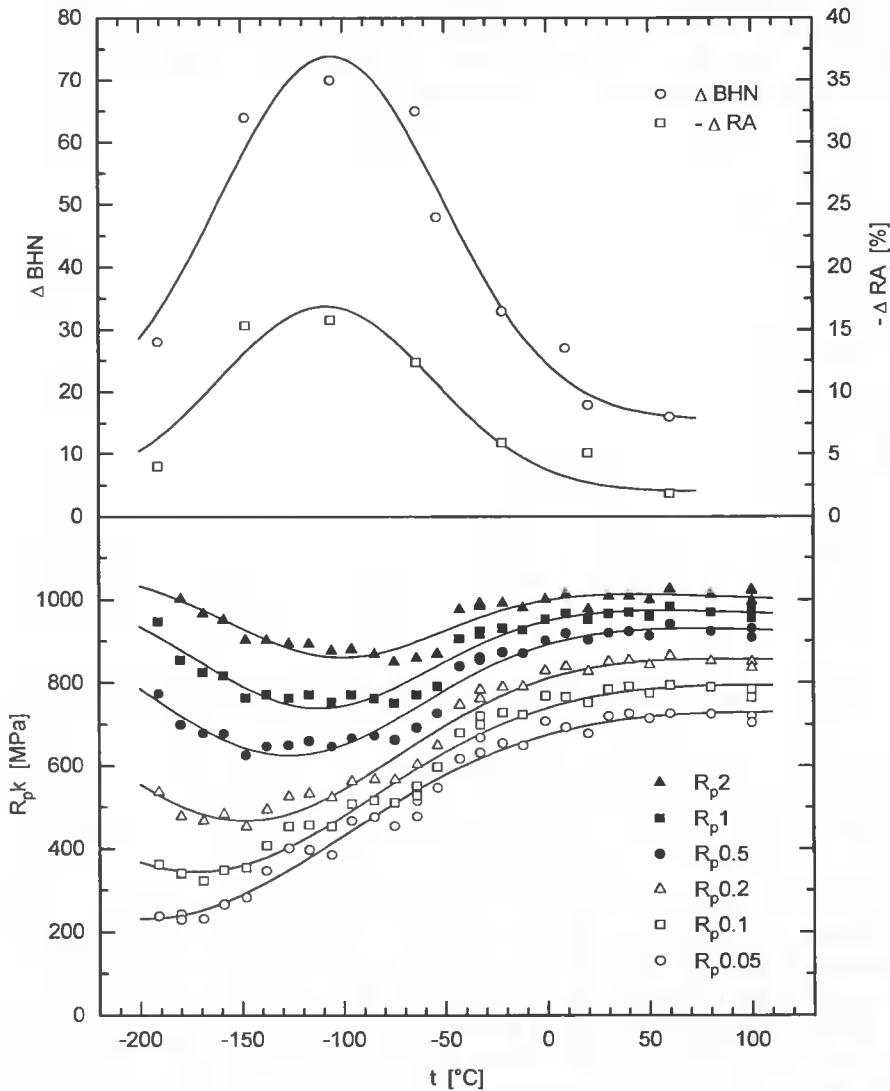


Fig. 2. Temperature dependence of hardness increase, retained austenite content decrease, and yield points  $R_{pk}$  for  $k$  from 0.05 to 2%

Other evidence of the transformation is given by unmonotonous temperature dependence of yield points defined by plastic strain of 0.05 to 2% plotted also in Fig. 1. For their fit the combination of exponential and Gaussian curves was used. The positions of  $\Delta BHN$  and  $\Delta RA$  extremes correspond to the minimum of yield point  $R_{p1.2}$ .

The high heterogeneity of the material tested made only the changes of hardness and RA content available for study and gave reasonable results and conclusions. The absolute values of both quantities in deformed and non-deformed parts of samples are unfortunately too dispersed for any convincing presentation.

The temperatures at which the minima of  $R_p k$  lie are drawn depending on the defining plastic strain  $\varepsilon$  in Fig. 3. The lower the defining strain, the lower the temperature of minimum stress and the lower the accuracy of its determination. It seems that  $T_{\min}$  is linearly dependent on the logarithm of  $\varepsilon$ .

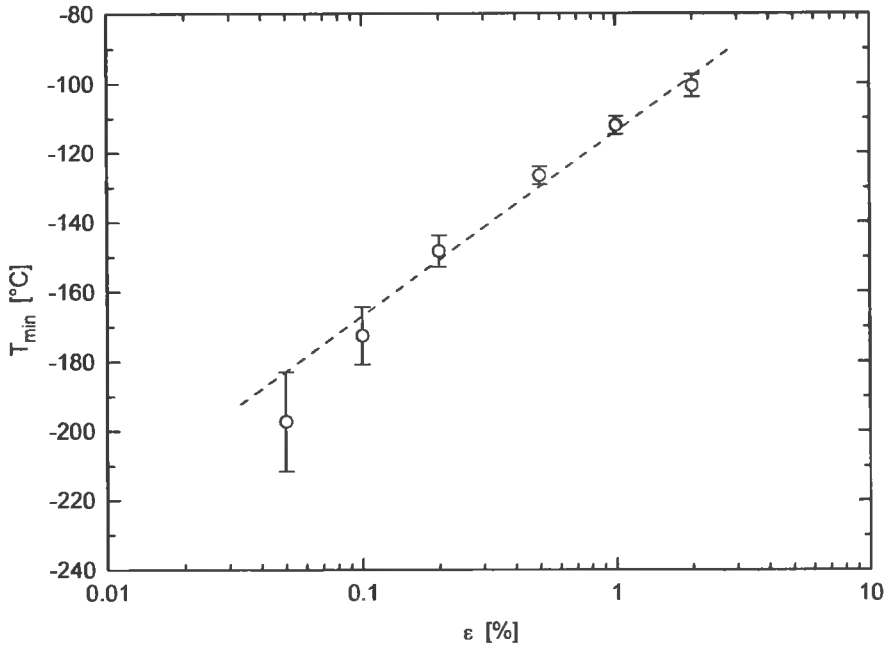


Fig. 3. Dependence of the position of yield points  $R_p k$  minima on the defining plastic strain  $\varepsilon = k$

Very interesting results were obtained by the determination of RA content along the sample after tensile test at a temperature of  $-117^\circ\text{C}$ , see Fig. 4. The results determined in the cylindrical part of sample are fitted by the curve of  $(1 + x^2)^{-1}$  type, usually called the Cauchy (or the Lorentz) curve. While before the test the content of RA is nearly the same in the whole sample (35 % in the cylindrical part, 32 % in the head due to higher diameter), after the test these values are saved only in non-deformed heads. Basic value of 24 % in deformed cylindrical part of sample decreases in the toe (transition between cylindrical part of sample and the head) due to notch effect to a value of 21 % and in the most deformed spot to the minimum value of 17 %. But due to a large hardening, this spot is not the place of fracture which appears 5 mm farther. The content of RA near the fracture is (rather unexpectedly) only slightly lower (23 %) than the basic value. Each of these values of RA content was determined with uncertainty of a few per cent.

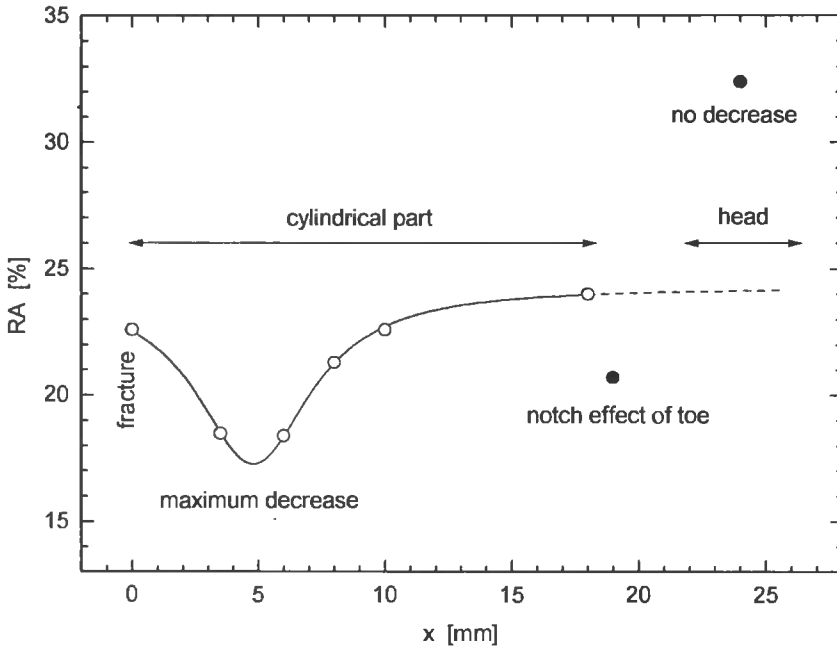


Fig. 4. Content of retained austenite along the sample tested at  $-117^{\circ}\text{C}$ . Cylindrical part, toe and head of sample are distinguished

Temperature dependence of true fracture stress  $\sigma_{FR}$  (a quotient of fracture force and fracture cross section), reduction in area  $Z$ , and elongation to fracture  $A_5$  (so-called *short* samples were tested whose ratio of measured length and diameter is 5) is drawn in Fig. 5. Also ultimate tensile strength (*UTS*) is added but only fitted curve without experimental points. As the fracture appears at the highest loading force, a simple relation  $UTS = \sigma_{FR} \cdot (1 - Z)$  is valid.

Fig. 5 shows that the temperature range of tests can be divided into three subregions and in each of them different dominant mechanism of deformation and fracture can be expected. Therefore, each of regression functions was created by the combination of three simple functions: by linear, quadratic, and linear functions for true fracture stress and by two exponential and one linear functions for deformation characteristics. In this manner two temperatures  $T_D$  and  $T_A$  determining the temperature subregions can be calculated using regression analysis. Thus for temperature  $T_D$  the values  $(-143 \pm 16)^{\circ}\text{C}$ ,  $(-140 \pm 25)^{\circ}\text{C}$ , and  $(-141 \pm 36)^{\circ}\text{C}$  were determined by the fit of  $\sigma_{FR}$ ,  $Z$ , and  $A_5$ , respectively. The weighted mean of them is  $T_D = (-142 \pm 13)^{\circ}\text{C}$ . Similarly, for temperature  $T_A$  the values  $(118 \pm 46)^{\circ}\text{C}$ ,  $(103 \pm 16)^{\circ}\text{C}$ , and  $(119 \pm 18)^{\circ}\text{C}$  with weighted mean  $T_A = (111 \pm 12)^{\circ}\text{C}$  were determined.

A microfractography of fracture surfaces shows quasi-cleavage failure at the testing temperature of  $-191^{\circ}\text{C}$  and ductile dimple failure at the temperature of  $200^{\circ}\text{C}$ . The mixture of both types of failure was observed on samples tested at room temperature. Ductile dimple failure is situated near graphite nodules and among quasi-cleavage facets.

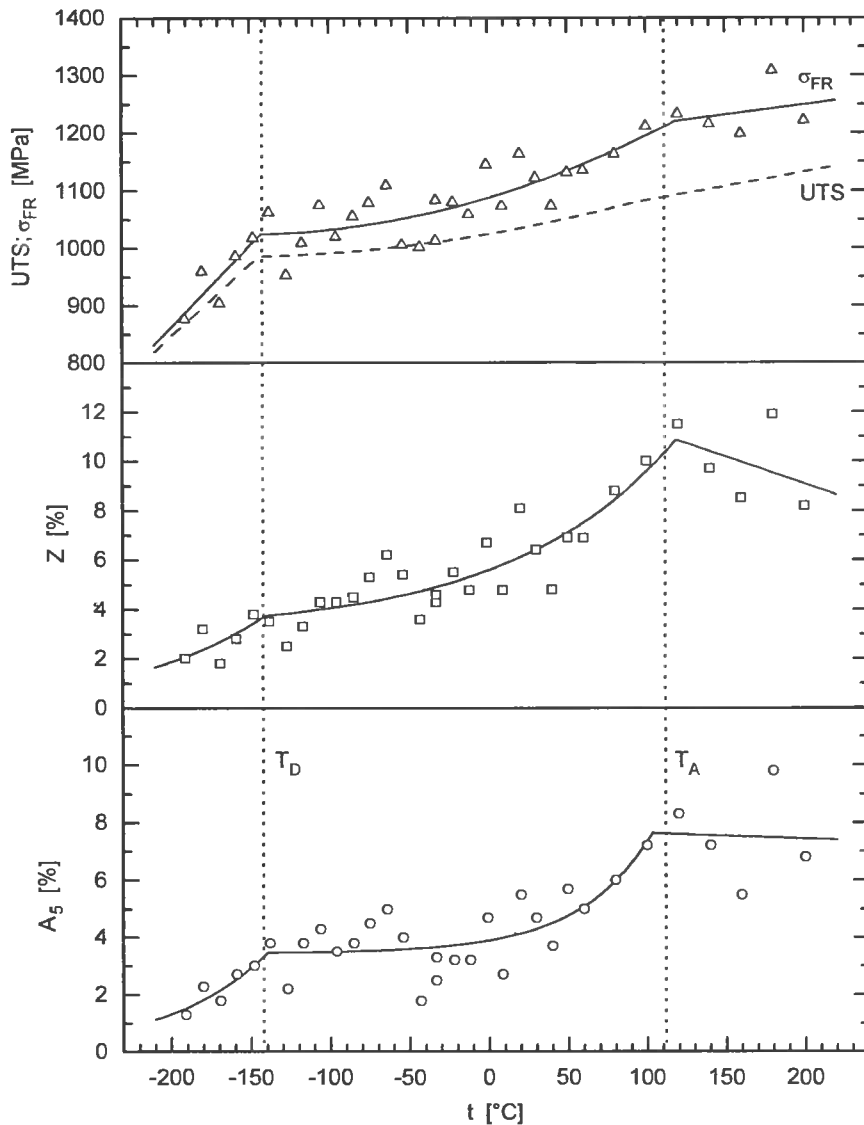


Fig. 5. Temperature dependence of true fracture stress  $\sigma_{FR}$ , reduction in area  $Z$ , and elongation to fracture  $A_5$  determines temperatures  $T_D$  and  $T_A$  which divide the temperature range of tests into three subregions. Also ultimate tensile strength  $UTS$  is added

#### 4. DISCUSSION OF RESULTS

The matrix of the ADI studied is created by very a complicated mixture of upper bainite with high resistance to deformation and retained austenite with extreme ability to be deformed even at very low temperature, which is the consequence of its FCC lattice.

Also extremely brittle martensite can be present in the structure. Besides its creation during thermal heating (when it was finished by water bath), other possible causes of the rise include: the effect of low temperature during temperature stabilizing before the execution of the test at low temperatures, the effect of tensile loading during the test and a combined effect of low temperatures and tensile loading during the test [1–4].

The transformation of retained austenite into martensite due to tensile loading is the consequence of a greater volume of martensite than of austenite. However besides the main dimensional increase in the direction of loading force, also a dimensional increase appears in transversal directions. While usually reduction in area  $Z$  is substantially higher than elongation to fracture  $A_5$ , in case of ADI both quantities are very close (see Fig. 5). If the production of nodular cast iron is very successful (in case of a melt with ideally globular graphite nodules and very low content of casting defects), the decrease in RA content can be over 20 %. In this case reduction in area can be considerably lower than elongation to fracture at room temperature and even negative values of reduction in area can be reached at low temperatures [3].

Unusual temperature dependence of yield stresses  $R_p k$  is one of the consequences of retained austenite transformation. Missing sharp yield stress leads to conventional yield stress defined by given plastic strain  $\varepsilon = k$ . However the given strain is the sum of *genuine mechanical* strain and the dimensional increase due to the transformation of retained austenite. The higher part of the given strain is created by transformation dimensional increase, the lower is determined by yield stress. Thus unmonotonous temperature dependence of yield strength is the evidence of transformation at relatively low stresses (below yield stress) when only negligible strain is reached. This means that not strain but stress is the controlling agent of the transformation (see an excellent explanation by Tamura [2]). At low temperatures the transformation starts before considerable strain is reached due to a combined effect of tensile stress and decreased temperatures. At higher temperatures the stress sufficient for transformation can be reached only after large strain hardening, i.e. after large strain.

The content of retained austenite decreased from about 35 vol. % to minimum value about 20 % at about  $-108^\circ\text{C}$ . The highest temperature at which the transformation appears due to tensile loading can be estimated at  $M_S^\sigma = (60 \pm 10)^\circ\text{C}$  (see Fig. 2). This temperature cannot be identified with temperature  $T_A$ .

The most dangerous type of failure of structural material is brittle fracture which is typical for low temperatures. The resistance to the brittle fracture can be expressed by transition temperatures  $T_D$  and  $T_B$  determining transition region of semi-brittle fractures. Transition temperature of ductility  $T_I$  is the highest temperature at which ductile failure on fracture surface disappears. Usually also a substantial decrease in true fracture stress and deformation characteristics is observed. Transition temperature of brittleness  $T_B$  is the highest temperature at which the failure is created only by wholly brittle fracture. Usually the values of deformation characteristics are very low and the fracture stress equals yield strength (it bears some complications for the materials without sharp yield stress including ADI).

Consulting Fig. 5, transition temperature of brittleness lies below the range of testing temperatures. Transition temperature of ductility  $T_D = (-142 \pm 13)^\circ\text{C}$  is very low, fully comparable with the same temperature for nodular cast iron with ferritic matrix [4]. Temperature  $T_I = (111 \pm 12)^\circ\text{C}$  at which the increase in deformation characteristics finishes is probably the lowest temperature with fully ductile failure (unfortunately, the microfractography has not covered all the testing temperatures).

The transformation of retained austenite in sample can take place all the time between the start of test and the fracture of sample. As the coincidence between  $RA$  decrease and yield stress  $R_p k$  is higher than between  $RA$  decrease and fracture characteristics  $\sigma_{FR}$ ,  $Z$ , and  $A_3$  (their temperature dependencies are considered) the conclusion can be made that the majority of transformation takes place at the beginning of the test.

Comparing the ADI studied with ADI transformed at lower temperatures 350 and 300 °C with the structure of transient and lower bainite, respectively, the following division can be made: lower bainite is the best structural material for static loading, transient bainite for impact loading [4] and upper bainite for fatigue loading [5].

#### 4. CONCLUSIONS

1. Obtained unmonotonous temperature dependence of conventional yield stresses of ADI is the consequence of phase transformation of retained austenite. The stress induced martensitic transformation began before a plastic strain of 0.05 % was reached. The temperatures corresponding to the minima of  $R_p k$  strength are linear function of logarithm of conventional strain  $\varepsilon = k$ .
2. The distributions of local deformation and contents of retained austenite along the length of sample are rather heterogeneous. It seems that places of maximum rate of transformation are too strengthened to be the places of fracture.
3. Low transition temperatures  $T_A$  and  $T_D$  of ADI show that this structural material can be used at low temperatures, if certain deformation due to phase transformation of retained austenite can be accepted.
4. From the practical point of view, the ADI is an excellent structural material with high strength, plasticity, and toughness.

#### ACKNOWLEDGEMENT

Financial support of the Ministry of Defence of the Czech Republic within project MO 83171199106 is gratefully acknowledged.

#### REFERENCES

- [1] Dorazil E., 1991: High Strength Austempered Ductile Cast Iron. Academia and Horwood, Praha and Chichester, 228, 20 (suppl.).
- [2] Tamura I., 1982: Deformation-induced martensitic transformation and transformation induced plasticity in steels. Metal Science 16 (5), 245-253.
- [3] Dorazil E., Holzmann M., Crhák J., Kohout J., 1985: Influence of Low and Cryogenic Temperature on Deformability and Fracture Behaviour of Austempered Ductile Cast Irons under Static and Impact Stresses. Giesserei-Praxis, 8/9, 109-123.
- [4] Kohout J., 1993: PhD Thesis, BUT-FME, Brno (in Czech).
- [5] Věchet S., 1989: PhD Thesis, BUT-FME, Brno (in Czech).

## WYTWARZANIE ŻELIWA SFEROIDALNEGO BAINITYCZNEGO W FORMIE SKORUPOWEJ

Ivan Durmis\*, Peter Fabian\*, Petr Skočovský\*\*/\*\*

\* Žilinská univerzita v Žiline, Strojnícka fakulta,  
Veľký diel, 010 26 Žilina, Słowacja

\*\* Politechnika Zielonogórska, Instytut Inżynierii Produkcji i Materiałoznawstwa,  
ul. Podgórna 50, 65-246 Zielona Góra

Żeliwo sferoidalne bainityczne (ADI) charakteryzuje korzystna kombinacja właściwości odlewniczych i mechanicznych. W rzykuie opisano sposób wytwarzania wytwarzaniem żeliwa ADI w formie skorupowej. Zaletą tego sposobu wytwarzania jest wykorzystanie ciepła odlewu do austenitizacji przed przemianą bainityczną. Po ochłodzeniu natryskiem wodnym i wytrzymaniu w piecu w temperaturze 350 °C uzyskano odlewy z żeliwa sferoidalnego bainitycznego o wytrzymałości na rozciąganie w zakresie 960÷1120 MPa i udarności 55 Jcm<sup>-2</sup>.

### 1. WPROWADZENIE

Opracowanie technologii wytwarzania odlewów z żeliwa sferoidalnego stanowi rewolucyjne osiągnięcie w metalurgii XX wieku. Zastosowanie żeliwa sferoidalnego rozszerzyło zakres produkcji odlewów żeliwnych do obszarów, w których dotychczas dominowały odlewy stalowe [1, 5]. Co więcej, duże możliwości obróbki cieplnej pozwalają na uzyskanie wyraźnych zmian właściwości mechanicznych tego tworzywa. Najlepsze rezultaty można uzyskać po hartowaniu bainitycznym, które zapewnia bardzo dobre połączenie właściwości wytrzymałościowych i plastycznych (rys. 1).

Z technicznego punktu widzenia o doborze żeliwa sferoidalnego bainitycznego (ADI - Austempered Ductile Iron [4]) w miejsce stali decydują następujące właściwości:

- korzystne połączenie właściwości, których nie można uzyskać w stalach (na przykład wyższą zdolność do tłumienia drgań),
- lepsze właściwości ślizgowe,
- korzystniejszy stosunek granicy plastyczności  $R_{0,2}$  do wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$ ,
- wyższa wytrzymałość zmęczeniowa,
- krótki i łamliwy wiór przy skrawaniu, który umożliwia stosowanie linii automatycznych.
- lepsze właściwości, wynikające z obecności grafitu w strukturze (na przykład lepsza odporność na utlenianie w temperaturze powyżej 200°C),
- prawie o 8% niższa gęstość w porównaniu ze stalami oraz lepsze właściwości odlewnicze,
- nowoczesne technologie odlewnicze umożliwiają produkcję odlewów z żeliwa sferoidalnego z dokładnością wymiarową w porównaniu z odkuwkami [4, 5, 6].

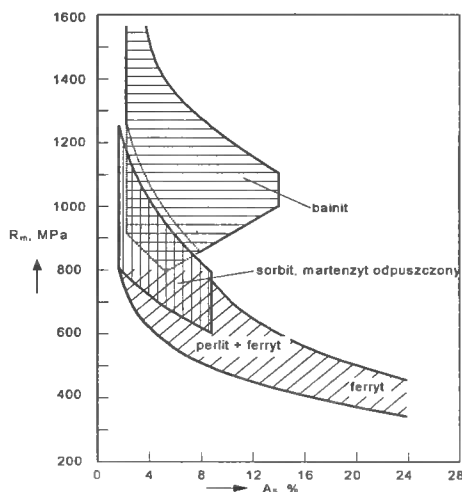
Wyjątkowe właściwości żeliwo ADI uzyskuje po obróbce cieplnej, wynikającej z austenitizowania, chłodzenia do temperatury przemiany izotermicznej, izotermicznej przemiany bainitycznej i chłodzenia do temperatury otoczenia. Szybkość chłodzenia do temperatury przemiany izotermicznej ma wyraźny wpływ na ostateczną strukturę odlewu. Przy dużych szybkościach chłodzenia powstają naprężenia wewnętrzne w odlewie a po dochładzaniu poniżej temperatury przemiany bainitycznej w strukturze pojawia się martenzyt. Z tego punktu widzenia najkorzystniejsze jest chłodzenie w roztworach soli. Wadami roztworów soli jest ich wysoka cena, drogie wyposażenie techniczne i negatywny wpływ na środowisko.

Treścią artykułu jest opis sposobu wytwarzania żeliwa ADI w formie skorupowej, co eliminuje nagrzewanie do temperatury austenitizacji (wykorzystane jest ciepło akumulowane w odlewie) i co jest uzasadnione z punktu widzenia ochrony środowiska.

Prace eksperymentalne wykonano w ramach projektu słowackiej komisji grantowej VEGA [1].

## 2. WYTOPY EKSPERYMENTALNE

Przy chłodzeniu w formie skorupowej należy liczyć się także z ciepło-izolacyjnymi właściwościami formy ceramicznej. Przewodnictwo cieplne formy ceramicznej wynosi  $2\div 6 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  (żeliwa  $32 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ), a pojemność cieplna  $850\div 1050 \text{ JkgK}^{-1}$  (żeliwa  $473 \text{ JkgK}^{-1}$ ) [1]. Uwzględniając te własności zaproponowano następujący program eksperymentalny.

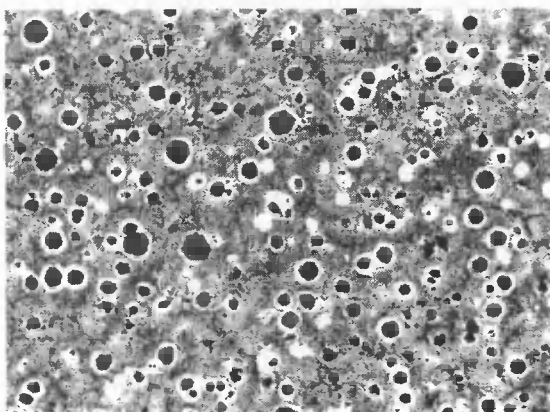


Rys. 1. Zależność między wytrzymałością na rozciąganie a wydłużeniem żeliwa sferoidalnego z różną osnową metaliczną

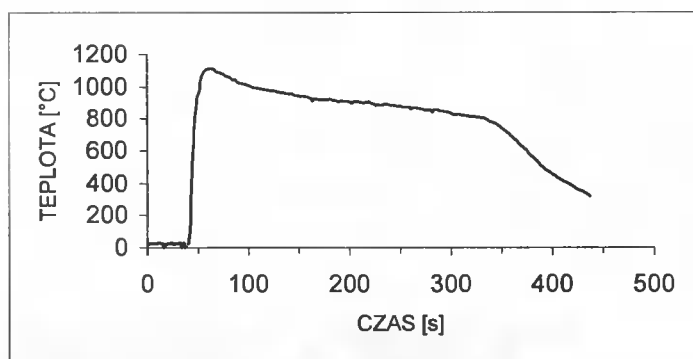
Do produkcji żeliwa ADI w formie skorupowej zastosowano żeliwo z dodatkiem 1% Cu i 1% Ni. Dodatek Cu i Ni zapewnia przesunięcie początku przemiany perlitycznej ku dłuższym czasom, co rozszerza możliwości doboru środków chłodzących. Mikrostrukturę żeliwa przed obróbką cieplną przedstawiono na rysunku 2 (żeliwo sfe-



roidalne perlityczno-ferrytyczne zawierające prawie 80% perlitu). Skład chemiczny żeliwa przedstawiono w tabeli 1. Jako środek chłodzący zastosowano natrysk wodny, umożliwiający regulację intensywności chłodzenia zmianą ciśnienia wody. Przemianę izotermiczną przeprowadzono w piecu komorowym (350°C/2 godz.), natomiast chłodzenie do temperatury otoczenia przebiegało w powietrzu.



Rys. 2. Mikrostruktura żeliwa eksperymentalnego przed obróbką cieplną. Traw. Nital. Pow.100x



Rys. 3. Krzywa chłodzenia i obróbki cieplnej materiału eksperymentalnego w formie skorupowej

Temperaturę mierzono termoelementami NiCr-Ni umieszczonymi w formie skorupowej w próbkach o średnicy 10 i 20 mm. Eksperymentalne warunki wytopu:

- temperatura topienia - 1530°C,
- temperatura odlewania do tygła i modyfikacji - 1440°C,
- czas modyfikacji - 3 minuty,
- temperatura podgrzania formy skorupowej - 950°C,
- temperatura odlewania do formy skorupowej - 1330°C,
- początek chłodzenia natryskiem wodnym - 850°C (ok. 4 minuty po odlaniu),
- ostateczna temperatura chłodzenia (temperatura przemiany izotermicznej) - 350°C,
- wytrzymanie w temperaturze przemiany - 2 godziny,
- dochłodzenie w powietrzu,
- całkowity ciężar odlewu - 2,7 kg.

Krzywą chłodzenia (w próbce o średnicy 20 mm) pokazano na rysunku 3. Temperaturę mierzoną termoparą NiCr-Ni rejestrowano w odstępach 1,2 s na PC poprzez konwerter analogowo-dygitalny. Początek wykresu przedstawia obszar, w którym termoelement jest zgrzany z formą i przyłączony do przyrządu pomiarowego. Na krzywej chłodzenia można obserwować wyraźne załamanie w temperaturze 850°C. Jest to początek zastosowania natrysku wodnego na powierzchnię formy skorupowej.

Tabela 1. Skład chemiczny żeliwa eksperymentalnego (% wag.)

<b>C</b>	3,37	<b>Cr</b>	0,16
<b>Si</b>	3,70	<b>Cu</b>	0,99
<b>S</b>	0,014	<b>Ni</b>	0,95
<b>P</b>	0,10	<b>Mg</b>	0,013

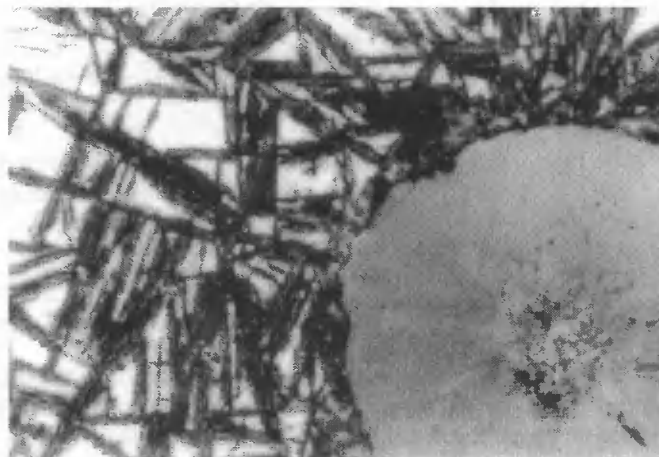
Tabela 2. Wyniki prób mechanicznych

Nr	HV 10	R <sub>m</sub> , MPa	Udarność, Jcm <sup>-2</sup>
1	535	985	52
2	565	965	52
3	545	1120	57
4	545	1060	53
5	590	1100	55

### 3. WYNIKI BADAŃ

Po obróbce cieplnej, usunięciu odlewów z formy skorupowej i oddzieleniu próbek (po 5 dla próby udarności i dla próby na rozciąganie  $\phi$  6 mm) wykonano badania struktury i właściwości mechanicznych.

Badania struktury wykazały obecność bainitu dolnego i górnego oraz austenitu szczątkowego (rys.4).



Rys. 4. Mikrostruktura żeliwa ADI po obróbce cieplnej. Traw. Nital. Pow. 1000x

Własności mechaniczne próbek z żeliwa ADI odpowiadają własnościom osnowy żeliwa sferoidalnego po przemianie bainitycznej. Uzyskano wytrzymałość na rozciąganie w zakresie 900 ÷ 1200 MPa, twardość 500 ÷ 600 HV i udarność ok. 55 Jcm<sup>-2</sup> (tab.2).

#### 4. WNIOSKI

Z przedstawionych badań wynika, że wykorzystanie ciepła akumulowanego w odlewie do kolejnej operacji obróbki cieplnej jest możliwe i korzystne. Oszczędza się energię potrzebną do nagrzewania do temperatury austenitzacji, co jest korzystne, pomimo jednoczesnej obróbki cieplnej elementów układu wlewowego. Również woda jak środek chłodzący jest tańsza i wskazana z ekologicznego punktu widzenia. Wiele odlewni przede wszystkim ze względu na ochronę środowiska unika produkcji żeliwa ADI.

Przedstawiona technologia wytwarzania, z ekonomicznego i ekologicznego punktu widzenia, umożliwia produkcję żeliwa ADI, co zwiększa zdolność konkurencyjną zakładów produkujących odlewy.

#### LITERATURA

- [1] Bechný L. et al., 2000: Výskum technologických a metalurgických faktorov nových typov liatych materiálov. Grant VEGA 1/7086/20, Žilina.
- [2] Dorazil E., 1985: Vysokopevná bainitická tvárná litina. Academia Praha.
- [3] Dorazil E., Věchet S., Kohout J., 1998: Litina s kuličkovým grafitem a její vysokopevná varianta – ADI. Slévárství 11-12, 440-446.
- [4] Durmis I., Fabian P., 1996: Úspory energie a ekologické aspekty tepelného spracovania bainitických liatin. IV medzinárodné metalurgické sympóziu, Rajecké Teplice.
- [5] Skočovský P. et al., 2000: Konštrukčné materiály. EDIS Žilina.
- [6] Vuorinen J., Chen Ch., 1995: The Effects of Austenite on Thermal Stability and Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons. 61<sup>st</sup> World Foundry Congress, China.

#### AUSTEMPERED DUCTILE IRON IN THE SHELL MOULD

##### Summary

Austempered ductile iron (ADI) is characteristic by their suitable combination of casting and mechanical properties, which gives higher utilisation of casting alloys. Its application has important technical, economical and environmental preferences. This contribution deals with production of ADI in the shell mould. The preference of this method is in using of accumulated heat for austenitization of solidified casting before bainitic transformation. ADI castings were obtained after cooling by water spray and isothermal dwell in the chamber furnace. Mechanical properties of this casting were: tensile strength from 960 to 1120 MPa and impact strength cca 55J cm<sup>-2</sup>.



## ZELIWO SFEROIDALNE ZGRZANE TARCIOWO (STRUKTURA I WŁAŚCIWOŚCI)

Radosław Winiczenko, Mieczysław Kaczorowski

Politechnika Warszawska, Wydział Inżynierii Produkcji, Instytut Technologii Materiałowych  
Zakład Odlewnictwa, ul. Narbutta 85, 02-524 Warszawa

W artykule przedstawiono wyniki badań własności mechanicznych oraz mikrostruktury próbek z żeliwa sferoidalnego zgrzanego tarciowo z zastosowaniem przekładki z żelaza Armco. Założono, iż przekładka z żelaza Armco zmniejszy stężenie węgla na granicy rozdziału i polepszy warunki procesu zgrzewania tarciowego. W wyniku otrzymano próbki o wytrzymałości na rozciąganie równej 735 MPa. Wydaje się, że jest to najlepszy wynik, jaki można znaleźć w literaturze dotyczącej zgrzewania tarciowego żeliwa sferoidalnego.

### 1. WPROWADZENIE

Zgrzewanie tarciowe jest metodą z powodzeniem stosowaną do łączenia stali i innych stopów żelaza. Jednak uzyskanie dobrej jakości połączenia z żeliwa nadal sprawia poważne problemy. Wystarczy chociażby przytoczyć opinię Amerykańskiego Towarzystwa Spajania AWS (z ang. American Welding Society) [1], zdaniem którego *zgrzewanie tarciowe żeliwa jest wykluczone, ponieważ grafit działa jako smar i zapobiega wytworzeniu odpowiedniej ilości ciepła koniecznego do połączenia*”.

Za główną przyczynę niepowodzeń zgrzewania tarciowego żeliwa wielu autorów obarcza węgiel [2-4]. Pierwiastek ten, posiadający własności smarne, zmniejsza współczynnik tarcia, co w konsekwencji uniemożliwia otrzymanie złącza o przewidywanych własnościach wytrzymałościowych. Wydaje się, iż obok wspomnianego wyżej ujemnego oddziaływania grafitu nie należy zapominać, że rozsmarowane warstwy grafitu stanowią również fizyczną barierę izolującą zgrzewany materiał w sposób czysto mechaniczny na zasadzie nieciągłości struktury.

Zdaniem wielu autorów, dobre połączenie metodą zgrzewania tarciowego można uzyskać poprzez zmniejszenie udziału węgla w obszarze, w którym zachodzi tworzenie złącza. Jedną z zaproponowanych metod jest zastosowanie przekładki z materiału o małej zawartości węgla, np. ze stali, która stwarzałaby warunki dla zmniejszenia stężenia węgla w obszarze połączenia wskutek jego dyfuzji w kierunku przekładki. Byłoby wskazane, aby węgiel rozpuszczał się w stanie stałym w materiale przekładki. Nic więc dziwnego, że niektórzy badacze stosowali stale austenityczne, np. stal 1H18N9T, uzyskując lepsze rezultaty niż podczas bezpośredniego zgrzewania żeliwa. Warto jednak podkreślić, że dyfuzja węgla w kierunku stali, jakkolwiek pożądana, często doprowadza do tworzenia węglików, zwłaszcza na granicach ziaren [3]. To z kolei może spo-

wodować zmniejszenie zawartości chromu w obszarze granic ziaren do poziomu poniżej 13 %, a w konsekwencji zmniejszyć odporność na korozję międzykrystaliczną. Oczywiście można tej korozji przeciwdziałać w różny sposób, ale....

Inną propozycją jest zastosowanie – jako przekładki znacznie tańszej – zwykłej stali niskowęglowej, a jeszcze lepiej z czystego technicznie żelaza. Rozpuszczalność węgla w ferrycie nie jest tak duża jak w austenicie, ale przecież podczas zgrzewania temperatura w obszarze łączenia osiąga wartość przekraczającą 900 °C, a zatem odmiana  $Fe_{\alpha}$  przekształca się w  $Fe_{\gamma}$  ! Należy dodać, że w tym przypadku warunki dyfuzji węgla są znacznie lepsze niż w stali stopowej, w której współczynnik dyfuzji jest mniejszy. Nie jest, zatem wykluczone, że zastosowanie podczas zgrzewania tarciowego przekładki ze stali niskowęglowej lub „czystego” żelaza może pozwolić na uzyskanie połączeń o wytrzymałości większej niż dotychczas otrzymane.

Trzeba dodać, że w przypadku zastosowania warstwy pośredniej w postaci żelaza, nie musimy obawiać się korozji międzykrystalicznej, z jaką należy się liczyć przy wykorzystaniu stali austenitycznej 1H18N9T.

## 2. METODYKA BADAŃ

Materiałem do badań było żeliwo sferoidalne gatunku 550-03 wytopione w żeliwaku kwaśnym z podgrzewanym dmuchem i odlane do wilgotnych form piaszkowych. Żeliwo posiadało następujący skład chemiczny: 3,34% C; 2,13% Si; 0,45% Mn; 0,059% P; 0,010% S; 0,047% Cr; 0,172% Ni; 0,009% Mo; 0,046% Mg.

Próbki z żeliwa o średnicy 20 mm wycięto z dolnych części wlewków o kształcie Y II, a przekładki stalowe otrzymano z walcowanego pręta. Kształt i wymiary próbek oraz fazy zgrzewania były dobrane jak w pracy [2]. Zgrzewanie próbek żeliwnych za pośrednictwem „czystego” żelaza zrealizowano przez zastosowanie przekładki z żelaza Armco. Wprowadzenie prawie czysto technicznego żelaza miało na celu obniżenie zawartości węgla w obszarze zgrzewania, a przez to zwiększenie szybkości procesów dyfuzyjnych.

Zgrzewanie tarciove przeprowadzono na zgrzewarce ZTa-14. Proces podzielono na dwa cykle. Miało to na celu uzyskanie takich samych warunków tarcia żeliwa ze stalą po jednej, jak i po drugiej stronie przekładki.

Przed przystąpieniem do procesu zgrzewania tarciowego zrealizowano obróbkę cieplną, w wyniku której otrzymano dwa rodzaje struktury osnowy żeliwa z grafitem sferoidalnym. Warunki ferrytyzacji oraz hartowania izotermicznego celem uzyskania struktury bainitu górnego ustalono w oparciu o dane literaturowe.

## 3. WYNIKI BADAŃ

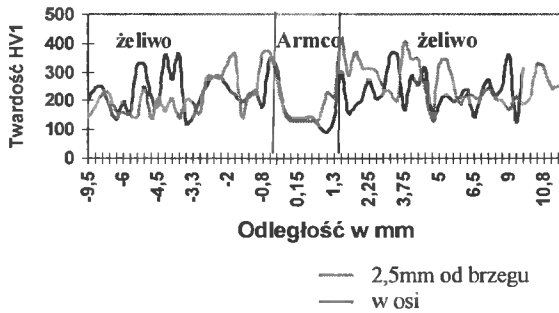
Wyniki badań wytrzymałościowych próbek żeliwnych bainitycznych i ferrytycznych zgrzanych za pośrednictwem żelaza Armco zamieszczono w tabeli 1. Jak widać, najwyższą wytrzymałość  $R_m = 735$  MPa miało złącze żeliwne z osnową bainityczną i był to najkorzystniejszy wynik tego etapu badań. Jak nietrudno zauważyć, był to wynik zdecydowanie lepszy od wyniku otrzymanego dla próbki zgrzanej za pomocą stali 1H18N9T, otrzymany dla tych samych parametrów zgrzewania.

Należy zaznaczyć, że w przypadku próbek o największej wytrzymałości zerwanie następowało po stronie żeliwa, tj w materiale rodzimym. Tylko niewielka część powierzchni około 10 % uległa zerwaniu w materiale żelaza Armco. W tych właśnie miejscach pojawiły się przełomy o charakterze ciągliwym, a to świadczyłoby o obecności austenitu o sieci A1.

Tabela 1. Wyniki badań wytrzymałości próbek żeliwo sferoidalne - żelazo Armco

Numer próbki	Skrócenie połączenia	Średnice wypływek $D_w$		Siła rozrywająca $F_m$	Wytrzymałość na rozciąganie $R_m$
	mm	mm		N	MPa
1	14	32,5	36	96000	705
2	19,7	31,5	37,5	68600	253
3	11,3	33	36,5	106000	735
4	7,6	35,5	34	67000	241
5	8	34,5	34,5	75300	274
6	4,5	34	33,3	78500	286

Uwaga: próbki 1-3 dotyczą osnowy bainitycznej, 4-6 osnowy ferrytycznej.



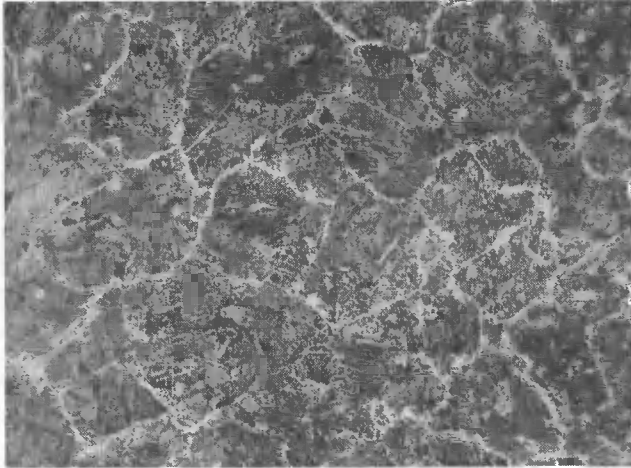
Rys. 1. Rozkład twardości w przekroju złącza żeliwo sferoidalne – żelazo Armco

Analizując rozkład twardości w osi wzdłużnej połączenia, można zaobserwować obszar o zdecydowanie większej twardości (rys.1). Obszar ten jest umiejscowiony w najbliższym sąsiedztwie linii zgrzewania, po stronie żeliwa. W tym miejscu należy zaznaczyć, że tak duża twardość była spowodowana przemianą, w której pojawił się cementyt w postaci igieł i siatki wokół ziaren (rys.2).

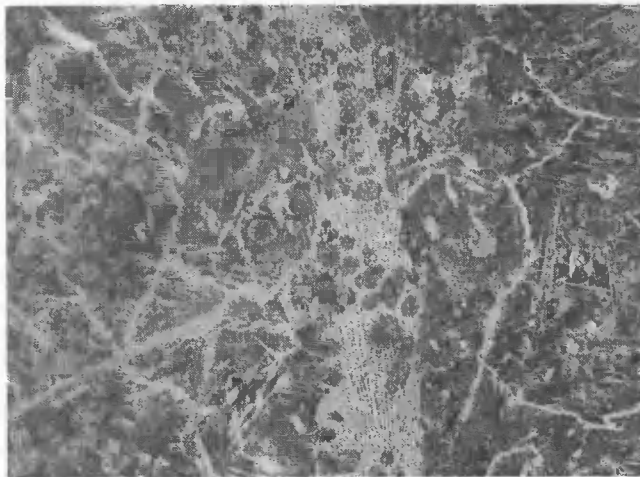
Twardość złącza mierzona w odległości 2,5 mm od brzegu próbki jest nieco wyższa od twardości w osi. Prawdopodobnie jest to związane z różną szybkością chłodzenia na przekroju próbki, która wpływa na przemianę przechłodzonego austenitu podczas ciągłego chłodzenia.

Badania mikroskopowe w obszarze granicy rozdziału i w strefie wpływu ciepła umożliwiły wnioskowanie o zmianach zachodzących w strukturze złącza i tak w naj-

blіszej okolicy linii połączenia, po stronie przekładki, pojawił się drobnopłytkowy perlit. W tym miejscu musiała zatem nastąpić dyfuzja węgla w kierunku żelaza, bowiem brak jest jakichkolwiek sferoidów grafitowych. Dopiero za tą strefą pojawił się obszar żeliwa, gdzie grafit zachował w pełni swą sferoidalną postać.



Rys. 2. Struktura siatkowa z igłami wewnątrz ziaren. Pow. 200x



Rys. 3. Struktura ledeburytu w obszarze 2,5 mm od linii zgrzewania. Kontrast Nomarskiego, pow. 500x



#### 4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Proces zgrzewania tarciowego żeliwa sferoidalnego jest procesem dość złożonym. Przede wszystkim towarzyszy mu wiele zjawisk związanych z dynamiką procesu. Dochodzi do tego dyfuzja, której szybkość w procesie tarcia zwiększa się poprzez wzrost jednostkowych nacisków wywieranych na łączoną parę elementów. Aby tę szybkość dyfuzji zwiększyć oraz znacznie poprawić jej warunki, posłużenie się czystym technicznie żelazem zamiast stałą 1H18NT okazało się słuszne.

Żeliwo sferoidalne jest uważane za tworzywo trudnozgrzewalne. Swoją mniejszą skłonność do łączenia w stanie stałym zawdzięcza głównie grafitowi, posiadającemu heksagonalną sieć krystalograficzną. Skłonność ta zmienia się wraz ze zmianą wartości stosunku  $c/a$  charakteryzującą tę sieć; gdzie  $a$  jest odległością między atomami w warstwie heksagonalnej,  $c$  wysokością tej sieci. Dla struktury idealnej stosunek  $c/a = 1,6330$ . Dla przeważającej liczby metali o sieci heksagonalnej, gęsto upakowanej, stosunek  $c/a = 1,56 \div 1,63$ , to jest nieco mniejszy od idealnego. Im stosunek ten dla danego metalu jest bliższy idealnemu, tym metale te wykazują mniejszą skłonność do tworzenia złączy pod wpływem przyłożonego obciążenia. Utrata stateczności parametru sieci wynika prawdopodobnie z różnej konfiguracji powłok elektronowych. Konfiguracja ta nie jest sferyczna, lecz wydłużona w kierunku osi  $c$ . Można to przypisać efektowi występowania składowej wiązania kowalentnego między atomami znajdującymi się w warstwie heksagonalnej.

Twierdzenie o negatywnym oddziaływaniu grafitu, który posiada doskonałe własności smarne, wynikające z łatwego „ślizgania” się płaszczyzn heksagonalnych (0001) względem siebie można niewątpliwie uznać za słuszne, choć jego rola jako czynnika zmniejszającego efektywność procesu tarcia nie jest najważniejsza. Wynika to choćby z tego, że w wielu przypadkach obserwowano lokalnie eutektykę węglkową – ledeburyt, który jest produktem przemiany ledeburytycznej, która dokonuje się podczas krzepnięcia (rys.3). Dowodzi to jednoznacznie, że temperatura w obszarze złącza musiała osiągnąć – przynajmniej lokalnie – temperaturę przewyższającą temperaturę solidus. Tak wysoka temperatura nie tylko nie jest potrzebna, ale również nie zalecana przy łączeniu metodą zgrzewania tarciowego.

W opinii autorów, bardziej istotne oddziaływanie węgla polega na wytwarzaniu przez „rozsmarowane” wydzielenia grafitu cienkiej błonki, która fizycznie rozdziela – izoluje łączone powierzchnie. Już wcześniej wspomniano, o dobrej jakości połączenia świadczy udział powierzchni rzeczywiście zgrzanej. Jeśli powstaną tylko lokalne połączenia między osnową metaliczną połączenia, to tylko ich udział będzie decydował o wytrzymałości tego połączenia. Inne nieciągłości struktury powstałe na skutek słabych wiązań „kulek grafitowych” znacznie obniżają jakość połączenia. Negatywne oddziaływanie grafitu jest tym silniejsze, im większa jest jego zawartość w postaci wolnej. Nie jest więc zaskoczeniem, że najgorsze wyniki, z punktu widzenia zgrzewania tarciowego, otrzymuje się dla żeliwa o osnowie ferrytycznej, w przypadku której ok. 10 % powierzchni zajmuje węgiel w postaci wolnej. W pierwszym momencie może wydawać się, że związanie 0,8% węgla w perlicie, w odniesieniu do zawartości węgla w żeliwie nie powinno mieć większego znaczenia, jeśli idzie o proces zgrzewania tarciowego. Należy jednak wziąć pod uwagę, że te ok. 0,8% C, przy zawartości, np. 3,8% węgla w żeliwie, stanowi aż 20% i może w znacznym stopniu wpływać na warunki zgrzewania tarciowego, a tym samym na jakość i wytrzymałość złącza.

Na podstawie przeprowadzonych badań można sformułować następujące wnioski:

1. Możliwe jest zgrzewanie tarciove żeliwa sferoidalnego w taki sposób, aby wytrzymałość złącza była bliska wytrzymałości typowych gatunków żeliwa. Najwyższą wytrzymałość  $R_m = 735$  MPa osiągnięto dla próbki żeliwnej z przekładką Armco.
2. Wprowadzenie przekładki ferrytycznej spowodowało odwęglenie żeliwa w pobliżu granicy rozdziału, a sferoidy grafitowe zachowały swój pierwotny kształt.
3. Rodzaj osnowy metalowej żeliwa sferoidalnego może istotnie oddziaływać na intensywność procesów dyfuzyjnych zachodzących w bezpośrednim sąsiedztwie granicy rozdziału.

## LITERATURA

- [1] American Welding Society, 1989: Recommended Practise for Friction Welding. Miami.
- [2] Winiczenko R., Dymski S., Kaczorowski M., 1998: Struktura i właściwości mechaniczne połączeń żeliwa sferoidalne-stal 1H18N9T zgrzewanych tarcioowo. Krzepnięcie metali i stopów 38.
- [3] Kaczorowski M., Winiczenko R., 1999: Procesy towarzyszące zgrzewaniu tarcioowemu żeliwa sferoidalnego ze stalą 1H18N9T. II Międz. Konf. „Nauka dla Przemysłu Odlewniczego”, Kraków.
- [4] Dymski S., 2000: Analiza wytrzymałości złącza żeliwa sferoidalnego zgrzewanego tarcioowo. Zesz. Nauk. Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika 72.

## DUCTILE IRON WELDED BY FRICTION (STRUCTURE AND PROPERTIES)

### Summary

The present paper offers the results of mechanical and microstructural investigation of the ductile iron specimens joined by friction welding with the Armco interlayer. The aim of this study was to obtain the tensile strength of the joint comparable with that of the ductile iron. It was assumed that the Armco interlayer would decrease the carbon concentration at the interface and improve the condition of friction welding process. Obtaining the specimen of the tensile strength of 735 MPa can suggest that it is the best result available in literature on the subject of friction welding of the ductile iron specimen.

## WDROŻENIE TECHNIKI *PE* SFEROIDYZACJI ŻELIWA W KRAJOWYCH ODLEWNIACH

Edward Guzik

Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Odlewnictwa  
ul. W. Reymonta 23, 30-059 Kraków

W pracy przedstawiono metodę zabiegu sferoidyzowania żeliwa o masie 1÷10 Mg przy użyciu specjalnego przewodu elastycznego *PE*. Technikę tę zastosowano dla żeliwa wytapianego w żeliwiaku bądź w piecach indukcyjnych. Ustalono zużycie tego przewodu w zależności od zawartości siarki w żeliwie wyjściowym i masy sferoidyzowanego żeliwa. Niewątpliwie, odlewnie mają określone problemy związane z zabiegiem ulepszającym ciekłe żeliwo, a technika *PE* jest optymalna i coraz częściej adaptowana w krajowych odlewniach.

### 1. WPROWADZENIE

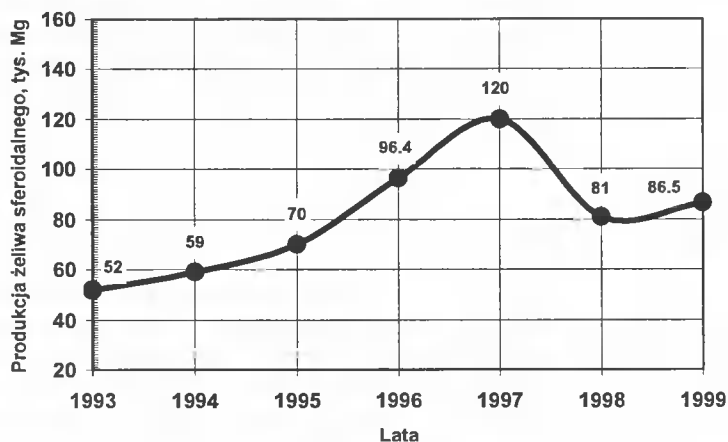
Żeliwo sferoidalne, z wydzieleniami grafitu kulkowego jest stopem odlewniczym, którego stosowanie w krajach rozwiniętych manajwiększe tempo rozwoju. Udział odlewów z żeliwa sferoidalnego w ogólnej produkcji odlewniczej, a w szczególności w produkcji odlewów ze stopów żelaza, stanowi niewątpliwie jeden z najbardziej uznawanych wskaźników nowoczesności odlewnictwa oraz tych gałęzi przemysłu, dla których są istotnymi elementami wyrobów końcowych, przede wszystkim zaś przemysłu maszynowego. Żeliwo sferoidalne (w tym i żeliwo ausferrytyczne typu AD1) i żeliwo z grafitem wermikularnym (z ang. „robaczkowy”), z uwagi na dobre właściwości użytkowe, znajduje coraz szersze zastosowanie na różnego rodzaju części maszyn i urządzeń. W ostatnich latach produkcja tego wysokojakościowego żeliwa systematycznie wzrastała, osiągając w roku 1997 wielkość 120 tys. Mg [1, 2], a później, z uwagi na gospodarcze uwarunkowania, nastąpiło jej zmniejszenie, aczkolwiek już w roku 1999 [3] obserwuje się ponowny wzrost produkcji. Przy zapewnieniu odpowiednio wymaganego składu chemicznego żeliwa wyjściowego do zabiegu sferoidyzowania (dla danego gatunku żeliwa) bądź wermikularyzowania (zmniejszona zawartość Mg w żeliwie), najistotniejszym elementem technologii jest wprowadzenie Mg lub jego stopów, co jest operacją najtrudniejszą w procesie wytwarzania żeliwa sferoidalnego, z uwagi bowiem na niską temperaturę parowania Mg ( $T_p = 1107$  °C) obserwuje się „burzenie” kąpieli, „wypryski” metalu oraz efekt pirotechniczny. W związku z tym, stosuje się różne metody przeprowadzania tego zabiegu opisane w [4, 5], przy czym w warunkach krajowych stosuje się głównie następujące metody:

- wprowadzanie za pomocą dzwonów wykonanych z różnych materiałów (z blachy stalowej, z materiałów szamotowo-grafitowych, z grafitu),

- zalewanie na dnie kadzi (zaprawa jest umieszczana w odpowiednim zagłębieniu w dnie kadzi, z jej odmianami SANDWICH, TRIGGER, TUNDISH, z wykorzystaniem koksu nasyconego magnezem),
- wprowadzanie prętów z elektronu (stopów Mg-Al), do kadzi uszczelnionych.



Dążenia do wyeliminowania tych szkodliwych zjawisk, a także zwiększenia efektywności zabiegu sferoidyzowania było, jak i zapewne w przyszłości będzie, przyczyną rozwijania nowych technik wprowadzania tego Mg. Do nowoczesnych metod sferoidyzowania i wermikularyzowania żeliwa, rozwijanych obecnie za granicą (która przy udziale Wydziału Odlewnictwa AGH oraz Ferro-Term z Łodzi jest także wdrożona w kraju; w Odlewniach wymienionych w tabeli 1), zaliczamy metodę przewodu elastycznego, popularnie zwaną w literaturze „metodą drutową” (ang. *Cored Wired Injection Method*) [6-15], którą w niniejszej pracy oznaczono umownie jako technika *PE*.

W oparciu o wyniki przeprowadzonych badań, określono przydatność nowoczesnej i perspektywicznej techniki *PE* do zabiegu sferoidyzowania (bądź wermikularyzowania) żeliwa.



Rys. 1. Wielkość produkcji odlewów z żeliwa sferoidalnego w kraju, w okresie 1993-99 wg Modern Casting [1, 2, 3]

Tabela 1. Zestawienie Odlewni w których wdrożono technikę sferoidyzowania i (bądź) wermikularyzowania żeliwa przy użyciu przewodu elastycznego *PE*

Lp.	Odlewnia (Zakład) wyrażona przez jej „Logo”	Masa sferoidyzowanego żeliwa m, Mg	Rok wdrożenia techniki <i>PE</i>
1	2	3	4
1.	 KŁODZKO ZETKAMA	do 0,8	1995
2.	 Gliwice	1,0	1997

cd. tabeli 1

1	2	3	4
3.	 <b>KRAKÓW</b>	do 10,0	1997
4.	 <b>centrozap DEFKA</b> Sp. z o.o. <b>Dzierżoniów</b>	1,0	1998
5.	 <b>ODLEWNIA ŻELIWA S.A.</b> <b>Zawiercie</b>	1,0	1998
6.	 <b>INTERPRODUCTION S.A.</b> <b>Łódź</b>	1,0	1999
7.	 <b>WYTWÓRNA SPRZĘTU KOMUNIKACYJNEGO PZL-RZESZÓW S.A.</b> <b>Rzeszów</b>	1,0 – 2,0 <sup>*)</sup>	1999
8.	 <b>DAEWOO</b> Daewoo Motor Poland <b>Lublin</b>	1,0	2000

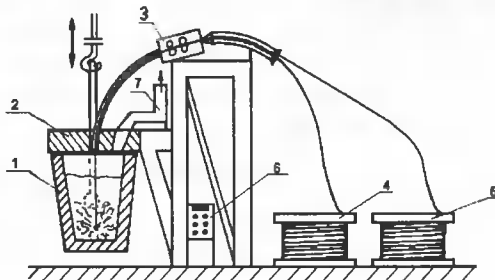
<sup>\*)</sup> Zabieg sferoidyzowania lub wermikularyzowania żeliwa techniką Sinter – Cast

## 2. SFEROIDYZOWANIE (BĄDŹ WERMIKULARYZOWANIE) ŻELIWA TECHNIKĄ PE

Spośród wielu metod sferoidyzowania bądź wermikularyzowania żeliwa w odlewniach wymienionych w tabeli 1, zdecydowano się zastosować, metodę przewodu elastycznego, wykorzystującą cienkościenną rurkę stalową wypełnioną odpowiednim reagentem. Jednym z istotnych argumentów przemawiającym za przyjęciem tej technologii w dwóch odlewniach jako nr 1 i 8 (wymienionych w tabeli 1), była konieczność doprowadzenia zawartości siarki w żeliwie po zabiegu sferoidyzacji do dopuszczalnego poziomu max. 0,01 % przy zawartości siarki w żeliwie żeliwiakowym sięgającej poziomu 0,07 %. W pozostałych sześciu odlewniach wymienionych w tej tabeli, metal wyjściowy do zabiegu metalurgicznego wytapiano w piecach elektrycznych indukcyjnych, a zaadaptowanie w nich techniki PE zapewniało odpowiednie warunki BHP oraz stabilizację procesu sferoidyzowania żeliwa, wyrażaną powtarzalnością zawartości magnezu w żeliwie na poziomie 0,04 %.

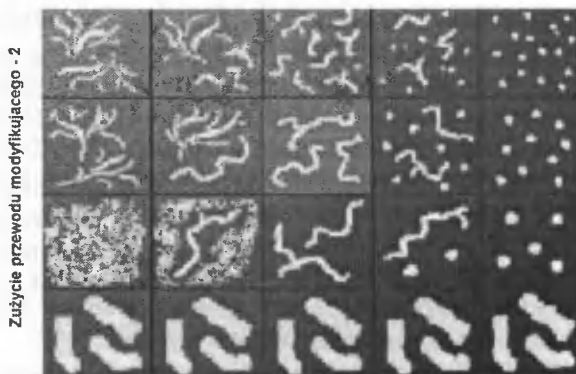
W Odlewni WSK „PZL-Rzeszów” wdrożono specjalną technikę sferoidyzowania (bądź wermikularyzowania) żeliwa opartą na wykorzystaniu dwóch przewodów elastycznych, z których jeden zawierał rdzeń magnezowy, a drugi modyfikator (rys.2), a proces metalurgiczny ujęto tzw. schematem *Sinter – Cast*, którego ideę pokazano na rysunku 3 [5]. Po-

przez odpowiednie dobranie długości przewodów elastycznych, zawierających magnez i modyfikator, wprowadzanych następnie za pomocą dwóch niezależnych podajników rolkowych, można otrzymać pożądaną mikrostrukturę żeliwa z „szachownicy” Sinter – Cast. W metodzie tej stosuje się niekiedy jeden podajnik rolkowy, wyposażony w dwa niezależne tory przemieszczania wspomnianych przewodów elastycznych.



Rys. 2. Ogólny schemat stanowiska do zabiegu sferoidyzowania bądź wermikularyzowania żeliwa metodą dwóch przewodów elastycznych; 1 – kadz zabiegowa z ciekłym metalem, 2 – pokrywa ogniotrwała, 3 – podajnik rolkowy dwuprzewodowy (lub dwa podajniki), 4 – szpula z nawiniętym na nią przewodem Mg, 5 – szpula z nawiniętym na nią przewodem modyfikującym, 6 – pulpit sterowania komputerowego, 7 – odciąg gazów z nad lustra metalu

W przypadku metody typu *PE* (opartej na jednym przewodzie elastycznym zawierającym rdzeń magnezowy), wdrożonej w pozostałych krajowych odlewniach, magnezowy przewód sferoidyzujący jest wprowadzany do ciekłego żeliwa stopniowo (z określoną szybkością) przy użyciu specjalnego podajnika rolkowego. Dzięki temu występuje nieznaczny efekt pirotechniczny, stosunkowo duży i stały jest współczynnik wykorzystania Mg; istnieje też możliwość zautomatyzowania zabiegu metalurgicznego. Emitowane przy tym gazy i pyły mogą być łatwo kontrolowane i usuwane ze stanowiska zabiegowego. Przy tej technice sferoidyzowania żeliwa, wprowadza się do ciekłego metalu efektywny modyfikator grafityzujący.



Zużycie przewodu sferoidyzującego (Mg) - 1

Rys. 3. Kompleksowe efekty sferoidyzowania (bądź wermikularyzowania) żeliwa według systemu Sinter – Cast

### 3. OCENA SFEROIDYZOWANIA ŻELIWA TECHNIKĄ PE

Do produkcji żeliwa sferoidalnego, w odlewniach wymienionych w tabeli 1, zastosowano technikę przewodu elastycznego dla masy ciekłego metalu w kadzi około 1 Mg. Jedynie w Spółce KRAKODLEW S.A. stosuje się zabieg sferoidyzowania ciekłego metalu w kadzi o pojemności do 10 Mg, z przeznaczeniem go na odlewy masywne. W odlewniach nr 1 i 8, ciekły metal wytapia się w żeliwiaku (dmuch wzbogacony w tlen) i z uwagi na zwiększoną zawartość siarki pochodzącej z koksu wymaga się, dla określonej masy żeliwa, zwiększonego zużycia (długości) przewodu sferoidyzującego.

Za pomocą dozownika (3) pokazanego na rysunku 2 (podajnika rolkowego) wprowadza się do smukłej kadzi zabiegowej z ciekłym żelivem wyjściowym wymagany odcinek sferoidyzującego przewodu elastycznego, rozwijanego ze specjalnej szpuli (4). Długość owego odcinka przewodu określano z wzoru [6, 8-12 ]:

$$l = \frac{(0,76 \cdot \Delta S + Mg_{kr}) \cdot m_z}{\eta_{Mg} \cdot Mg_p}, m \quad (1)$$

gdzie:

- $\Delta S = S_1 - S_2$  – różnica zawartości siarki w żelivie przed i po wprowadzeniu Mg, %
- $Mg_{kr}$  – krytyczna zawartość Mg w żelivie, %
- $\eta_{Mg}$  – uzysk Mg ze sferoidyzatora, %
- $m_z$  – masa sferoidyzowanego metalu, kg
- $Mg_p$  – ilość Mg w 1 m przewodu sferoidyzującego, kg/m
- 0,76 – współczynnik, wynikający ze stosunku mas atomowych S i Mg.

Krytyczna zawartość magnezu w żelivie  $Mg_{kr}$ , zapewniająca krystalizację grafitu kulkowego w odlewach, zależy w istotnym stopniu od ich grubości ścianki. W naszym przypadku założono optymalną wartość 0,04 %, zaś odpowiednie zmniejszenie magnezu do zawartości około 0,02 % w żelivie zapewnia krystalizację grafitu wermikularnego. Żeliwo, wykazujące na rynnę spustowej żeliwiaka temperaturę rzędu 1530-1550 °C, odbierane jest do kadzi zabiegowej i transportowane na stanowisko zabiegowe, gdzie, po usunięciu żużla wprowadza się z prędkością 18-20 m/min określoną długość przewodu sferoidyzującego typu INFORM-MAG<sup>®</sup> o średnicy 13 mm, zawierający 0,047 kg Mg/mb, 0,078 kg Si/mb oraz 0,003 kg pierwiastków ziem rzadkich / mb. Zgodnie z zależnością (1), długość wymaganego przewodu sferoidyzującego jest zależna od masy ciekłego metalu w kadzi i wyjściowej zawartości siarki. Z kolei, do sferoidyzowania żeliwa w odlewni nr 8, zastosowano z powodzeniem przewód sferoidyzujący zawierający 0,063 kg Mg/ mb, który jest ogólnie preferowany do żeliwa wytapianego w piecach elektrycznych indukcyjnych (mała zawartość siarki w żelivie). Po przeprowadzeniu zabiegu sferoidyzowania, ponownie usuwa się z powierzchni kąpieli żużel, zagęszczony uprzednio reagentem typu REMNOS i w czasie przelewania metalu do kadzi odlewniczej wprowadza się odpowiednią porcję modyfikatora typu SB-5, zawierającego: 64-70 % Si, ok. 2 % Ba, ok. 1,5 % Al, ok. 1 % Ca, reszta Fe.

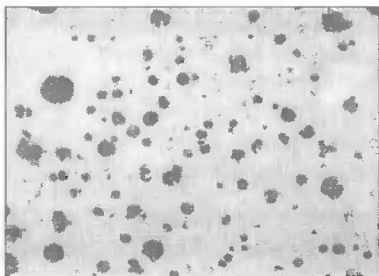
Badania biegu procesu żeliwiakowego równocześnie z badaniami sprawności stanowiska do sferoidyzowania żeliwa wykazały pełną przydatność obydwu nowych elementów wyposażenia wytapialni żeliwa. W początkowym okresie badań, otrzymano po zabiegach sferoidyzowania i modyfikowania żeliwa grafit kulkowy regularny obok nieregularnego, natomiast w strukturze żeliwa z następnych wytopów, udział grafitu regularnego wynosił już około 90 % (rys. 4a). Odpowiednio do tego zmieniają się właściwości mechaniczne w żelivie z pierwszych wytopów, z uwagi na zwiększoną zawar-

tość Mn ( $0,2 \div 0,4$  %) otrzymano żeliwo sferoidalne o stosunkowo małych wartościach wydłużenia ( $A_5 = 6 \div 13$  %); zmniejszenie zawartości Mn do  $0,15$  % (przy  $2,5 \div 2,7$  % Si) powoduje stopniowe zwiększanie się udziału ferrytu w osnowie metalowej (do ok.  $90$  %) i równoczesne zwiększanie się wartości wydłużenia  $A_5$  do przedziału  $16 \div 25$  % przy wartościach wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  rzędu  $500$  MPa i twardości  $HB = 160 \div 180$  jednostek.

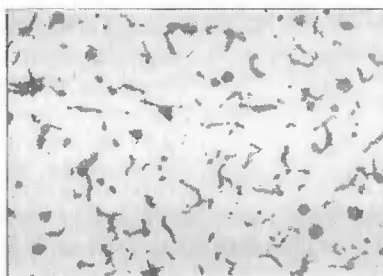
Należy tu zaznaczyć, że odpowiednie zmniejszenie zużycia przewodu sferoidyzującego i doprowadzenie do zawartości  $0,02$  % Mg w żeliwie, pozwala na uzyskiwanie w jego strukturze grafitu wermikularnego (rys. 4b), przy niewielkim udziale grafitu kulkowego, np. w tak odpowiedzialnych odlewach jak kadzie żużlowe [16].

Wyniki powyższe wykazują, że stosując metodę przewodu elastycznego możliwe jest wytwarzanie z metalu, wytapianego w żeliwiaku, a tym bardziej i wytapianego w piecu indukcyjnym, żeliwa sferoidalnego (bądź żeliwa z wydzieleniami grafitu wermikularnego) o właściwościach odpowiadającym najnowszym normom europejskim. Sferoidyzowanie metalu tą metodą zapewnia stabilność procesu, wyrażoną powtarzalnością zawartości magnezu w żeliwie oraz wyników w odniesieniu do właściwości mechanicznych odlewów.

a)



b)



Rys. 4. Postać grafitu w żeliwie sferoidalnym (a) i w żeliwie z grafitem wermikularnym (b)

W celu porównania kosztów przewodu elastycznego z kosztami zapraw FeSiMg6, stosowanych np. w Odlewni Żeliwa EE Zawiercie, przeprowadzono odpowiednie obliczenia (dla  $1$  Mg żeliwa) wg wzoru De Sy [17] dla metalu wytapianego w piecu indukcyjnym. Okazuje się, że dla uzyskania w żeliwie  $0,04$  % Mg, konieczne jest, przeciętnie, zużycie zaprawy FeSiMg6 w ilości  $23,4$  kg/Mg żeliwa (np. dla  $S_1 = 0,022$  %,  $S_2 = 0,01$  %,  $\eta_{Mg} = 35$  %); a odpowiednie zużycie przewodu elastycznego obliczone z (1) wynosi:  $22,3$  m – przy zawartości  $0,063$  kg Mg/mb przewodu PE.

Masa jednostkowa przewodu wynosi  $0,41$  kg/m, a więc masowe zużycie przewodu wynosi zatem  $9,14$  kg/Mg.

Odpowiednie koszty zabiegu sferoidyzowania, wg aktualnych cen, wynoszą więc:

- zaprawa produkcji krajowej ( producent Huta Łaziska S.A.), cena  $5200$  zł/Mg, koszt –  $121,7$  zł/Mg żeliwa; zaprawa importowana typu BIOMET, cena ok.  $6410$  zł/Mg, koszt zaprawy –  $150,0$  zł/Mg;
- przewód elastyczny  $9,14$  kg x cena  $9,62$  zł/kg - koszt  $\Rightarrow 87,9$  zł/Mg.

Z przeprowadzonych obliczeń wynika, że koszt sferoidyzatora w postaci przewodu elastycznego jest niższy od ceny dwóch analizowanych rodzajów zapraw, zaś szczególnie w odniesieniu do zaprawy importowanej, której cena zakupu jest w odlewniach różna, uzależniona zazwyczaj od wielkości dostaw.



Reasumując można stwierdzić, że metoda przewodu elastycznego (technika PE) okazuje się bardzo skuteczna – pod względem ekologicznym oraz BHP, technicznym i ekonomicznym – w procesie otrzymywania odlewów z żeliwa sferoidalnego z żeliwa wyjściowego wytapanego w piecach elektrycznych, jak również w żeliwiaku pracującego na dmuchu dotlenianym. W przypadku zwiększonego uzysku Mg w zależności (1), stosowanej do obliczenia długości sferoidyzującego przewodu elastycznego, a zależnego od warunków wytopu w danej odlewni, koszty sferoidyzatora będą niższe, np. uzysk w Odlewni KRAKODLEW S.A. wynosi 40÷55% [16].

## LITERATURA

- [1] 29-32 Census of World Casting Production – 1994-97, Modern Casting, 1995-97.
- [2] 33 Census of World Casting Production – 1998, Modern Casting, Dec., 40, 1999.
- [3] 34 Annual Census of World Casting Production – 1999, Modern Casting, Dec., 30, 2000.
- [4] Podrzucki C., Wojtysiak A., 1987: Żeliwo plastyczne niestopowe. Cz. 1. Żeliwo sferoidalne. AGH Kraków.
- [5] Guzik E., Podrzucki C., 1996: Nowoczesne metody obróbki uszlachetniającej ciekłego żeliwa. III Seminarium Naukowe, Szczyrk 3-4.12, 10, 1-25.
- [6] Guzik E., Aslanowicz M., Kluk R., 1995: Zabieg sferoidyzowania żeliwa przy użyciu przewodu elastycznego. Krzepnięcie metali i stopów 22, 76.
- [7] Jonuleit M., 1995: Metoda "drutowa" sferoidyzowania żeliwa. Wskazówki praktyczne. Przegląd Odlewnictwa 45 (3), 98.
- [8] Guzik E., 1996: Ogólna ocena metod sferoidyzowania żeliwa. Krzepnięcie metali i stopów 26. 149.
- [9] Guzik E., 1997: Jakościowa ocena metody sferoidyzacji żeliwa przy użyciu przewodu elastycznego. Krzepnięcie metali i stopów 33. 22.
- [10] Guzik E., Porębski M., Aslanowicz M., 1999: Using Cored Wire Injection Method in the Production of Vermicular and Nodular Cast Iron. Acta Metallurgica Slov., 297.
- [11] Guzik E., Podrzucki C., Porębski M., 1999: Otrzymywanie żeliwa sferoidalnego metodą PE z metalu wytapanego w żeliwiaku. Krzepnięcie metali i stopów 41, 22.
- [12] Katalog firmowy SKW Giesserei - Technik GMBH, Trostberg.
- [13] Sugden H., Missol D., Best K.J.: Direct conversion of cupola melted iron to ductile iron using cored wire. International Conference BCIRA, York - England, ref. 17, s. 17.1-17.10, 1996.
- [14] Rotella J., 1991: Using Cored Wire in the Production of Ductile Iron. Transactions of the American Foundrymen's Society 99, 519.
- [15] Cairns R., 1992: The manufacture of ductile iron from „high sulphur“ cupola iron using magnesium cored wire technology. The Foundryman, September, 272.
- [16] Guzik E., Porębski M., 2001: Sferoidyzacja i wermikularyzacja dużej masy ciekłego żeliwa metoda przewodu elastycznego (PE). Acta Metallurgica Slov. V (w druku).
- [17] De Sy A., 1951: Quelques resultats de recherches belges sur les fontes nodulaires. Ref. 20 na 18 M.K.O., Amsterdam.

## PRODUCTION OF NODULAR IRON CASTINGS WITH THE CORED WIRE METHOD (PE) AT POLISH FOUNDRIES

### Summary

This paper describes the results of using a high magnesium ferrosilicon alloy in cored wire (Mg recovery of about 60% ) for the production nodular ( or vermicular) iron castings (ladles with a capacity from 1.0 to 10 Mg) at eight Polish foundries. The injection of Mg cored wire length is a treatment method which can be used to process (high sulphur) cupola iron held in ladles or frequency induction furnace. The results of calculation and experiments show the amount of cored wire to be injected based on initial sulfur and weight liquid cast iron levels. The results of numerous trials have shown that process magnesium cored wire is capable of producing good quality castings with nodular or vermicular graphite iron. Such foundries have traditionally found it difficult to produce nodular or vermicular cast iron of acceptable quality and thus the adoption of cored wire technology has enabled these foundries to enter the ductile iron and vermicular cast iron market.

**Pracę zrealizowano w ramach działalności statutowej nr 11.11.170.128 – 2001 r.**

## ZGRZEWANIE TARCIOWE DRAŻONYCH PRÓBEK PERLITYCZNEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO

Stanisław Dymski, Władysław Hoppe, Zofia Stawicka

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Przedstawiono próbę zgrzewania tarciowego perlitycznego żeliwa sferoidalnego za pośrednictwem przekładki ze stopu NiCr. Jakość złączy zgrzewanych weryfikowano badaniem wytrzymałości na rozciąganie, twardości, makro- i mikrostruktury oraz przelomu za pomocą SEM. Badania wykazały, że na wartość wskaźnika wytrzymałości wpływa znacząco średnica otworu osiowego próbek zgrzewanych. Złącza próbek z otworami o średnicy 7.5 i 10 mm uzyskały większe wartości wskaźnika  $R_m$  niż złącza próbek bez otworów. Do dodatkowego wzrostu wytrzymałości złączy przyczyniło się wyżarzanie normalizujące.

### I. WPROWADZENE

Prognozy techniczno-ekonomiczne wykazują, że żeliwo sferoidalne może stać się odlewniczym tworzywem metalowym, stosowanym w nowych koncepcjach konstrukcyjno-technologicznych trzeciego tysiąclecia. Badania nad spajaniem tego wysokowęglowego tworzywa odlewniczego wydają się zatem w pełni uzasadnione, również ze względu na wykorzystanie alternatywnego źródła energii w procesie łączenia.

Zgrzewanie tarciove żeliwa sferoidalnego ze stałą znalazło praktyczne zastosowanie. W finalnych częściach parę materiałów zgrzewanych stanowiły: żeliwo sferoidalne EN-GJS-400-18LT i stal K10 [2, 3].

W pracach [4, 6] badania zrealizowano z użyciem żeliwa sferoidalnego o strukturze osnowy: ferrytycznej, ferrytyczno-perlitycznej i perlitycznej, przy czym łączono go ze stałą St3 i 1H18N9T. Natomiast w pracach [5, 7-10] zgrzewanie żeliwa sferoidalnego przeprowadzano za pośrednictwem przekładki ze stali węglowej, stopowej i stopu NiCr.

Autorzy prac [6-10] dążąc do jak najlepszej wartości wskaźnika wytrzymałości złącza żeliwa sferoidalnego zgrzewanego tarciove analizowali zjawiska zachodzące w procesie łączenia, wykorzystując nowoczesne metody badawcze. Wyniki badań i ich analiza doprowadziły do konkretnych stwierdzeń, związanych:

- z przemianami struktury w strefie wpływu ciepła, a w szczególności w obszarze powierzchni zgrzewanej,
- z dyfuzją węgla do żeliwa do materiału przekładki i pierwiastków stopowych z przekładki do żeliwa,
- z wytrzymałością i twardością na przekroju złącza zgrzewanego.

Badania te rozszerzają wiedzę o zjawiskach zachodzących podczas zgrzewania tarcowego żeliwa sferoidalnego, wpływających na jakość złącza.

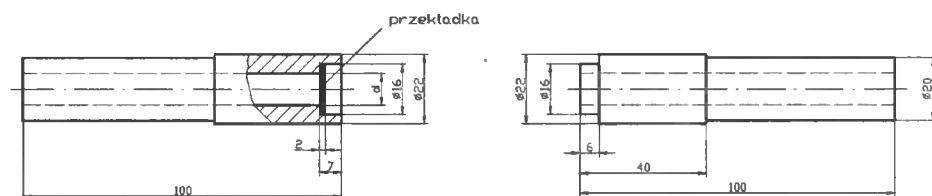
Po analizie literatury wydaje się za właściwe potwierdzenie tezy, że wyeliminowanie obszaru środkowego złącza, odznaczającego się najmniejszą wytrzymałością i obecnością struktury pasmowej, składającej się z rozdrobnionego grafitu, może poprawić wskaźnik wytrzymałości. Zrealizować to można podejmując próbę łączenia próbek żeliwnych z osiowym otworem wzdłużnym.

## 2. BADANIA WŁASNE, METODYKI BADAŃ I TECHNIKA POMIARÓW

Celem badań własnych jest weryfikacja doświadczalna postawionej tezy.

Na próbki do zgrzewania tarcowego użyto żeliwo sferoidalne zawierające pierwiastki stopowe: 3,30 % C; 2,00 % Si; 0,97 % Mn; 0,12 % P; 0,013 % S i 0,94 % Cu. Właściwości mechaniczne żeliwa są następujące:  $R_m = 597$  MPa, wydłużenie  $A_5 = 3,2$  % i twardość 272 HB.

Próbki do zgrzewania wycięto z dolnej części wlewków YII. Wymiary próbek i kształt czoł pokazano na rysunku 1.



Rys. 1. Wymiary, kształt czoł próbek żeliwa sferoidalnego i przekładki ze stopu Nimonic 75 do zgrzewania tarcowego

W próbkach wykonano otwory osiowe o średnicy 5, 7,5 i 10 mm. Do porównania zgrzano również próbki bez otworu osiowego.

W próbce mocowanej we wrzescionie zgrzewarki, przed zgrzewaniem, umieszczono przekładkę ze stopu niklowo-chromowego Nimonic 75, zawierającego 77,6 % Ni; 20,4 % Cr i 2 % domieszek pierwiastków Mn, C, Fe i Ti. Dla każdego wariantu wykonano trzy złącza.

Próbki do zgrzewania przygotowano w ten sposób, że wałki o średnicy zewnętrznej 22 mm, pochodzące z dolnej części wlewków YII, przecinano w połowie długości. Wewnętrzne czoła próbek kształtowano toczeniem, a następnie zgrzewano je na zgrzewarce typu ZT4-13 dociskając siłą  $P_t = 24$  kN przez czas tarcia  $\tau_t = 120$  s i nie wykonywano spęczania. Parametry zgrzewania ustalono opierając się o wyniki wcześniejszych badań.

Część złączy poddano wyżarzaniu normalizującemu w czasie  $\tau_\gamma = 2$  godziny w temperaturze  $T_\gamma = 950$  °C. Następnie próbki podchładzano w piecu komorowym do temperatury 850 °C, po czym wyładowywano, po wyjęciu z pojemników dochładzano do temperatury otoczenia (ok. 20 °C) w powietrzu.

Po zgrzewaniu wykonano pomiary długości złączonych próbek i średnicy wypłytki. Z wyników pomiarów wyznaczono skrócenie próbek  $\Delta l$  i zwiększenie średnicy  $\Delta D_w$  w miejscu występowania wypłytki.

Złącza po zgrzewaniu oraz po obróbce cieplnej toczono na tokarce, w celu usunięcia wypłytki i naddatku materiału, na średnicę 20 mm na całej długości. Próbę rozciągania złączy przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej typu ZD 40 o zakresie 0÷100 kN.

Po próbie rozciągania oglądano okiem nieuzbrojonym i za pomocą mikroskopu stereoskopowego przełomy złączy. Do badań wykorzystano elektronową mikroskopię skaningową SEM. Badania makroskopowe i mikroskopowe wykonano na wybranych próbkach, na przekrojach, które wykonano w połowie średnicy wzdłużnej próbek zgrzewanych. Powierzchnie próbek do badań makroskopowych trawiono 50 % wodnym roztworem kwasu azotowego  $HNO_3$ .

Badanie mikrostruktury wykonano na zgładach metalograficznych, na przekrojach złączy trawionych 2 % alkoholowym roztworem kwasu azotowego  $HNO_3$ . Obserwacje struktury przeprowadzono tylko w miejscach łączenia z przekładką.

Pomiary twardości zrealizowano na twardościomierzu, według metody Vickersa, przy obciążeniu 49 N (5 kG) na przekrojach złączy, wzdłuż linii prostej, równoległej do osi wzdłużnej, w odległości 3 mm od powierzchni walcowej. Na przekroju złącza z próbkami z otworem o średnicy 10 mm badanie wykonano w odległości 2,5 mm.

Metodą teorii doświadczeń podjęto próbę analizy zależności między wytrzymałością a średnicą otworu osiowego.

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Z oględzin zewnętrznych złączy zgrzewanych wynika, że wypływka materiału żeliwnego powstała na próbce mocowanej we wrzecionie, jak również w imaku zgrzewarki.

W wyniku powstania wypłytki materiału próbki uległy skróceniu. Skrócenie i wypływka materiału żeliwnego są zależne od średnicy otworu wzdłużnego (tab.1). Wyniki są średnią arytmetyczną pomiarów sześciu złączy dla każdej średnicy otworu osiowego.

Tabela 1. Wyniki skrócenia złącza i zwiększenie procentowe średnicy wypłytki

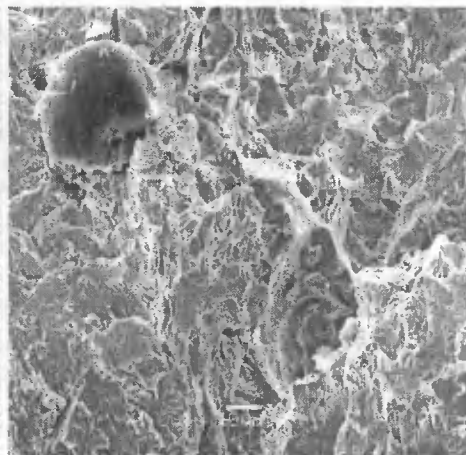
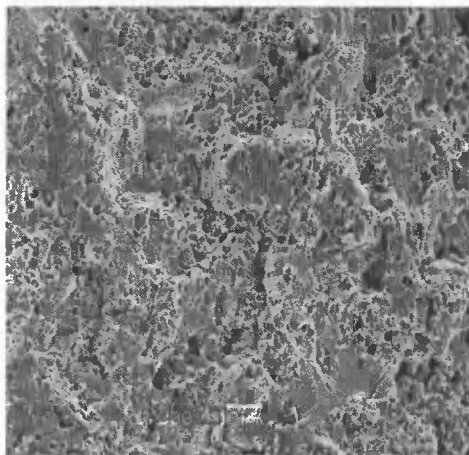
l.p.	Złącze próbek z otworem o średnicy, mm	Skrócenie złącza $\Delta l$ , mm	Zwiększenie średnicy wypłytki, $\Delta D_w$ , %
1.	bez otworu	6,8	34
2.	5,0	7,7	31
3.	7,5	9,7	43
4.	10,0	12,0	48

W próbie rozciągania prawie wszystkie złącza uległy rozdzielению na płaszczyźnie zgrzewania przekładki z próbką żeliwną mocowaną w imaku zgrzewarki. Na powierzchni przekładek stwierdzono materiał żeliwny, o różnej grubości, a jego przełom jest drobnoziarnisty. W środku na przekładce obszar jest błyszczący, ze śladami obwodowych linii pochodzących od obracania tworzącej się wypłytki wewnętrznej materiału żeliwnego. Na powierzchni przełomu próbek drażonych, w otworach o średnicy 5 i 7,5 mm, znajduje się

wypływka wewnętrzna. Przełomy próbek z otworami o średnicy 10 mm są tylko częściowo zamknięte, a wewnątrz otworów jest wypływka żeliwa.

W jednym złączu, z otworem o średnicy 5 mm, stwierdzono, że pęknięcie rozprzestrzeniło się na ok. 50 % obszaru przełomu w materiale próbki mocowanej w imaku.

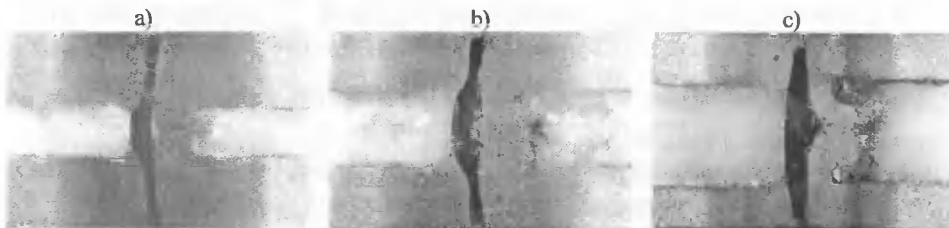
Na powierzchni przekładki próbki mocowanej we wrzecionie zaobserwowano, za pomocą mikroskopu skaningowego, przełom o postaci ciągłej i łupliwej. Na powierzchni materiału przekładki są widoczne odkształcenia plastyczne, świadczące o pękaniu ciągłym (rys.2), natomiast materiał żeliwa cechuje się przełomem łupliwym (rys.3). Na uwagę zasługuje grafit na przełomie w kształcie kulki, która nie uległa odkształceniu w procesie zgrzewania.



Rys. 2. Przełom złącza próbki z otworem o średnicy 5 mm - materiał przekładki. Pow. mikroskopowe 1000x

Rys. 3. Przełom złącza próbki z otworem o średnicy 7,5 mm - żeliwo. Pow. mikroskopowe 1000x

Rysunek 4 pokazuje przekrój złączy próbek z otworem o średnicy 5, 7,5 i 10 mm.



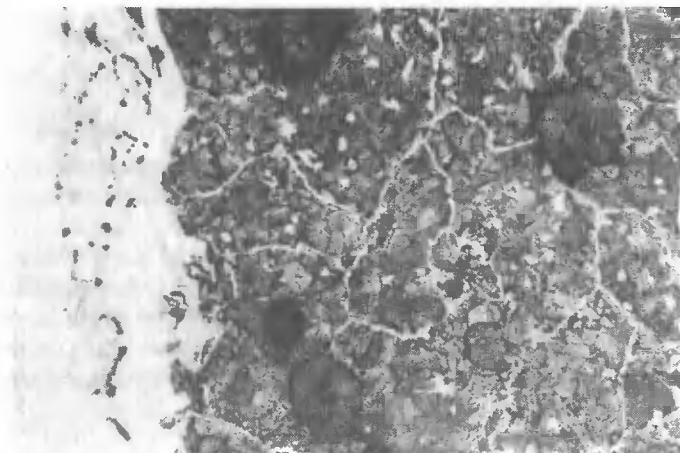
Rys. 4. Przekrój złączy żeliwa sferoidalnego zgrzewanego tarciowo za pośrednictwem przekładki. Złącze próbek ze średnicą otworu 5 mm (a), 7,5 mm (b) i 10 mm (c). Traw. 50 % wodnym roztworem kwasu azotowego  $\text{HNO}_3$ . Pow. 1,25x.

Z obserwacji przekroju złączy wynika, że przekładka pośrednicząca po zgrzewaniu zwiększyła swoją średnicę, a jej grubość, poza otworami, uległa zmniejszeniu. Przekładka jest na całym przekroju tylko w złączu z próbkami o średnicy 5 mm. W otworach osiowych w próbkach mocowanych w imaku jest widoczna wewnętrzna wypływka materiału żeliwa-

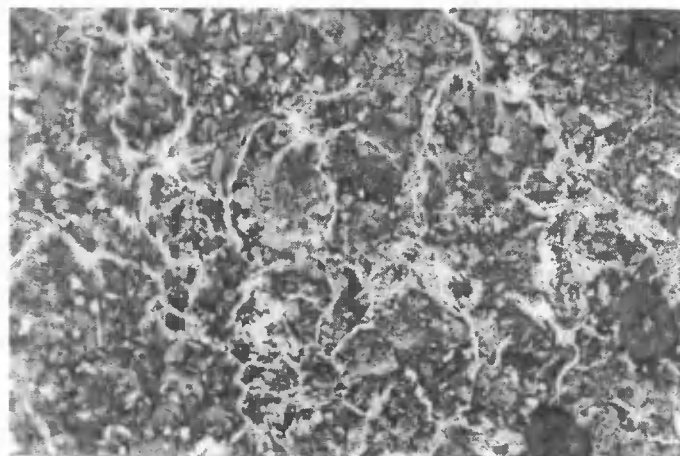
nego. Dlatego na przelomach próbek z otworami 5 i 7,5 mm były one zaślepione tą wyciwnką. Ciemne obszary po obu stronach przekładki to strefa wpcywu ciepła.

W próbce mocowanej w imaku, za przekładką, w żeliwie w strefie o szerokości 1÷2 mm, struktura osnowy składa się z siatkowego ferrytu na tle perlitu. W ziarnach byłego austenitu, widoczne są na tle perlitu pojedyncze, jasne ziarna ferrytu (rys.5). Za tą strukturą jest osnowa perlityczno-cementytowa. Cementyt wtórny, płytkowy cementyt eutektyczny na granicach ziaren eutektycznych, mają postać siatki na tle perlitycznym (rys.6).

Między powierzchnią przekładki a osnową perlityczno-ferrytyczną jest strefa materiału, w której stwierdzono obecność struktury iglastej (rys.5 – lewa strona fotografii).



Rys. 5. Struktura w strefie łączenia z przekładką w próbce z wzdłużnym otworem osiowym o średnicy 5 mm mocowanej w imaku. Traw. 2 % alkoholowym roztworem  $\text{HNO}_3$ . Pow. 250x



Rys. 6. Struktura w odległości 2,5 mm od powierzchni przekładki w próbce z wzdłużnym otworem osiowym o średnicy 5 mm mocowanej w imaku. Traw. 2 % alkoholowym roztworem  $\text{HNO}_3$ . Pow. 250x.

W próbce mocowanej we wrzecionie w osnowie żeliwa, bezpośrednio w strefie przy powierzchni przekładki, jest struktura perlityczno-cementytowa, taka sama jak na rysunku 6.

W obszarze bliskim powierzchni łączenia, w próbkach mocowanych we wrzecionie, kulki grafitu nie uległy zniekształceniu. Natomiast w próbkach mocowanych w imaku są niekiedy widoczne wydzielenia w kształcie dysku, spłaszczzone w kierunku działania siły tarcia.

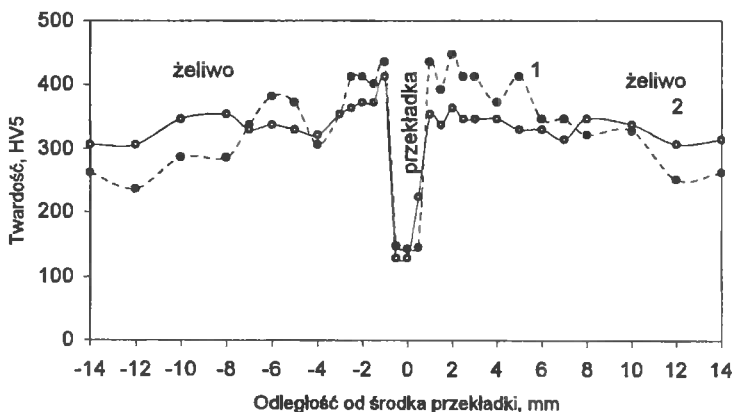
W strefach materiału z martenzytem są najczęściej pęknięcia powstałe w próbie rozciągania. Pęknięcia stwierdzono również na granicach ziaren z cementytem.

Przy powierzchni łączenia z przekładką, w próbkach mocowanych we wrzecionie, zaobserwowano warstwę ze strukturą iglastą, lecz jej grubość jest bardzo mała. Należy podkreślić, że na przekroju złącza linia łączenia przekładki z próbką jest prosta w przeciwieństwie do linii łączenia przekładki z próbką mocowaną w imaku, która jest falista. Ta postać linii łączenia jest wynikiem procesu tarcia obracających się powierzchni zgrzewanych.

W strukturze przekładki, po stronie łączenia z próbką mocowaną w imaku, widoczne są dobrze wykształcone granice ziaren fazy  $\gamma$  z wydzieleniami fazy węglkowej. Faza ta jest również wewnątrz ziaren, przy czym im dalej od powierzchni łączenia, tym udział fazy węglkowej maleje.

W próbkach po wyżarzaniu normalizującym, w obszarze łączenia z przekładką, w osnowie żeliwa jest perlit o dużej dyspersji. Pomiędzy strukturą przekładki i osnową metalową żeliwa próbek mocowanych w imaku jest warstwa ze strukturą martenzytyczną. W tej warstwie obok martenzytu są drobne wydzielения grafitu w kształcie zbliżonym do kulek. W tych złączach pęknięcia, powstałe podczas rozciągania, zaobserwowano w warstwie martenzytycznej.

Największą twardość w strefie wpływu ciepła stwierdzono w bliskim sąsiedztwie powierzchni łączenia (rys.7). Twardość ta zawiera się w granicy 400÷450 HV5. Tak duża twardość wynika z dyspersji perlitu znajdującego się w osnowie żeliwa. Po wyżarzaniu twardość obniżyła się, lecz jej wartość jest jednak duża (ok. 350 HV5). Za strefą wpływu ciepła złączy wyżarzonych twardość jest większa, niż w złączu zgrzewanym. Ten wzrost twardości jest spowodowany zawartością Mn i Cu, pierwiastków działających perlityzująco.



Rys. 7. Twardość na przekroju złącza próbek bez otworu: 1 - złącze zgrzewane, 2 - złącze normalizowane



Na wytrzymałość złączy zgrzewanych tarciove wpływa średnica wzdłużnego otworu osiowego (rys.8). Po wyżarzaniu normalizującym wytrzymałość złączy zwiększyła się. Za pomocą statystycznej analizy korelacyjnej wyznaczono funkcję matematyczną zależności wytrzymałości i średnicy wzdłużnego otworu osiowego:

– dla złączy zgrzewanych w postaci:

$$R_m = 125,33 - 32,167x + 8,1667x^2 - 0,4292x^3, \quad (1)$$

– dla złączy zgrzewanych i normalizowanych w postaci:

$$R_m = 204 - 35,011x + 12,78x^2 - 0,9449x^3, \quad (2)$$

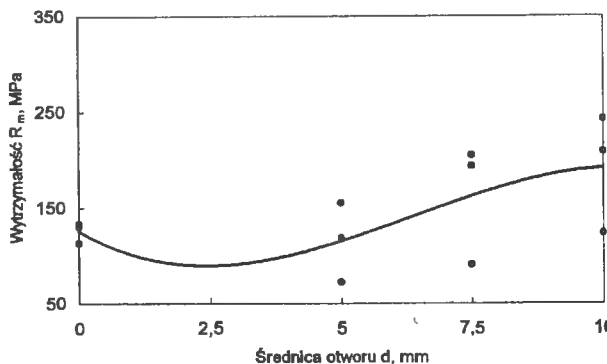
gdzie:

$R_m$  – wytrzymałość złącza, MPa,

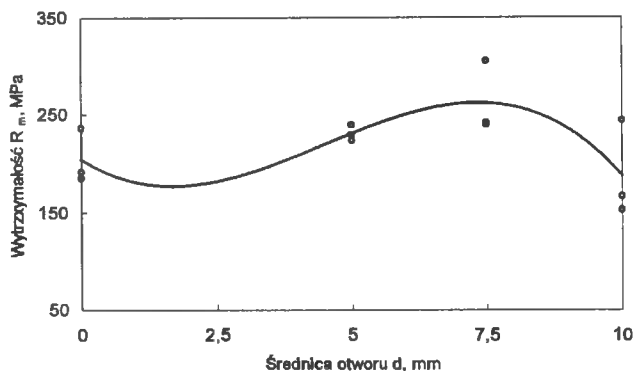
$x$  – średnica otworu, mm.

Współczynnik determinacji zmiennych, wytrzymałości i średnicy otworu, dla złączy zgrzewanych  $R^2 = 0,3646$ , co dowodzi, że zależność zmiennych jest znaczna. Natomiast ten współczynnik dla złączy wyżarzonych  $R^2 = 0,5067$  i świadczy, że związek ma charakter ścisły. Taka próba oceny nie jest może najważniejsza, lecz wynika z niej, że między wytrzymałością złącza a średnicą wzdłużnego otworu osiowego w próbce związek zachodzi.

a)



b)



Rys. 8. Wytrzymałość złączy zgrzewanych tarciove w zależności od średnicy wzdłużnego otworu osiowego: a) złączy zgrzewane, b) złączy po wyżarzaniu normalizującym

#### 4. Dyskusja wyników i wnioski

Na podstawie wyników badań i ich analizy można stwierdzić, że weryfikacja postawionej tezy jest pozytywna. Na wytrzymałość złączy żeliwa sferoidalnego zgrzewanego tarciowo za pośrednictwem przekładki ze stopu NiCr wpływa średnica wzdłużnego otworu osiowego próbki. W próbie rozciągania prawie wszystkie złącza rozdzielały się na łączonej powierzchni próbki z przekładką, a więc tam, gdzie najczęściej znajdował się martenzyt. Wytrzymałość połączenia przekładki z próbką mocowaną we wrzecionie jest większa. Tam też w strefie łączenia udział martenzytu był minimalny. Fakt ten na pewno ma związek z kinetyką pary cieńszej, gdyż próbka z przekładką, mocowana we wrzecionie, w procesie zgrzewania się obraca.

Rozprzestrzenianie się pęknięć zachodziło także w osnowie żeliwa po granicach ziaren byłego austenitu, na których była siatka cementytu wtórnego i płytkowego cementytu eutektycznego. Nie stwierdzono natomiast pęknięć osnowy w strefie, sąsiadującej z powierzchnią łączenia, ze strukturą siatkowego ferrytu na tle perlitu.

Wykryształizowany płytkowy cementyt eutektyczny w żeliwie, na granicach ziaren eutektycznych, w strefie wpływu ciepła, blisko łączonych powierzchni, informuje o temperaturze procesu. Obecność tego cementytu świadczy, że wobec istniejącej mikrosegregacji w mikroobszarach, mogła ona przekraczać temperaturę przemiany eutektycznej układu metastabilnego  $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$  --  $T_C = 1148^\circ\text{C}$ . Tak wysoka temperatura w strefie zgrzewania, obok odkształcenia plastycznego na gorąco, należy do czynników sprzyjających ruchowi dyfuzyjnemu pierwiastków stopowych łączonych metali. Istniejąca różnica stężeń powoduje, że atomy węgla z osnowy żeliwa przemieszczają się do sieci przestrzennej metalu przekładki. Potwierdzeniem tego zjawiska jest powstała w strukturze przekładki faza węglkowa w wyniku dyfuzji atomowej i reakcyjnej węgla. Z kolei do austenitu żeliwa przemieszczają się nikiel i chrom z przekładki. W pracach [8, 9] autorzy stwierdzili obecność węglków  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  i  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  w żeliwie blisko powierzchni łączenia z przekładką ze stali 1H18N9T, a dyfuzja Cr i Ni w żeliwie przekracza odległość 50  $\mu\text{m}$ .

Normalizowanie zwiększyło wytrzymałość złączy dzięki jednorodnej osnowie perlitycznej, odznaczającej się dużą dyspersją. Grzanie żeliwa przyczyniło się, na pewno, do zwiększenia działania dyfuzyjnego niklu, chromu w osnowie metalowej i węgla do przekładki. Obecność martenzytu na samym początku strefy wpływu ciepła, daje świadectwo dyfuzyjnemu stopowaniu Ni i Cr. Warstwa ta inicjowała proces pęknięcia złączy w próbie rozciągania.

Nikiel i chrom to pierwiastki, które dają możliwość uzyskania, oprócz wzrostu hartowności, dużej wytrzymałości przy zachowaniu dobrej plastyczności i udarności.

Wyniki badań i ich analiza pozwalają na sformułowanie następujących stwierdzeń i wniosków:

1. Złącze drążonych próbek perlitycznego żeliwa sferoidalnego ma większą wytrzymałość na rozciąganie w granicach 30÷53 % niż złącze próbek bez otworu.
2. Wyżarzanie normalizujące złączy zgrzewanych tarciowo spowodowało powiększenie ich wytrzymałości w granicy 62÷100 %.
3. Wyclimowanie martenzytu ze strefy wpływu ciepła złączy zgrzewanego powinno przyczynić się do powiększenia wytrzymałości na rozciąganie, w porównaniu do jego wartości po wyżarzaniu normalizującym.
4. W badaniach nad doskonaleniem spajania żeliwa sferoidalnego metodą zgrzewania tarcioowego należy w rozważaniach uwzględnić oddziaływanie pierwiastków stopo-

wych na kształtowanie struktury w strefie wpływu ciepła złącza w bliskim obszarze łączenia z przekładką.

## LITERATURA

- [1] Richter H., Palzkill A., 1986: Rebschweissen von Stahl mit Gusseisen mit Kugelgraphit. Konstruieren und Giessen 2, 33.
- [2] Hirsch J., 1988: Konstruktionsschewissen von Gusseisen mit Kugelgraphit (Sphäroguss) mit Baustahl. Konstruieren und Giessen 2, 13.
- [3] Dette M., Hirsch J. von, 1990: Reibschweissen von Konstruktionen aus Kugelgraphit-guss mit Stahlteilen. Schewissen und Schneiden 11, 11.
- [4] Kacprzak W., Lassociński J., 1976: Badania możliwości zgrzewania tarciovego żeliw sferoidalnych. Przegląd Spawalnictwa 9, 205.
- [5] Oleszycki H., Karulski T., 1994: Zgrzewanie tarciove żeliwa sferoidalnego. Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy, Mechanika 36, 5, 1994.
- [6] Dymski S., 1994: Badanie struktury zgrzewanego tarciove złącza żeliwa sferoidalnego ze stałą austenityczną. Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy, Mechanika 36, 59.
- [7] Winiczenko R., Dymski S., Kaczorowski M., 1998: Struktura i właściwości mechaniczne połączeń żeliwo sferoidalne – stal 1H18N9T zgrzewanych tarciove. Krzepnięcie metali i stopów 38, 237.
- [8] Winiczenko R., Kaczorowski M., 1999: Badanie rozkładu pierwiastków w obszarze połączenia żeliwo sferoidalne – stal 1H18N9T zgrzanych tarciove. XXIV Sympozjum N-T Zakład Odlewnictwa ITM – Wydział Inżynierii Produkcji. Politechnika Warszawska, 16.
- [9] Kaczorowski M., Winiczenko R., 2000: Nanostruktura żeliwa sferoidalnego zgrzanego tarciove. Krzepnięcie metali i stopów 44, R.2, 471.
- [10] Dymski S., 2000: Analiza wytrzymałości złącza żeliwa sferoidalnego zgrzewanego tarciove. Zesz. Nauk. Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika 72, 379.

## FRICION WELDING OF HOLLOW-OPENING PEARLITIC DUCTILE IRON SAMPLES

### Summary

The paper investigates the friction welding of hollow-opening pearlitic ductile iron samples. The joining process made use of the NiCr alloy intermediary layer. The tensile strength and hardness of macro- and microstructure and scanning electron microscopy (SEM) were used to verify the fracture quality. It was concluded that welded axial diameter opening samples affected the strength index value considerably. The joint samples with 7.5 and 10 mm-in diameter opening scored higher than the joint samples without opening. The normalizing enhanced the friction weld joint strength.



## BADANIA PRODUKTÓW IZOTERMICZNEJ PRZEMIANY EUTEKTOIDALNEJ W NIESTOPOWYM ŻELIWIE SFEROIDALNYM

Tadeusz Szykowny

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7. 85-796 Bydgoszcz

Analizowano strukturę osnowy żeliwa po izotermicznej przemianie eutektoidalnej w obszarze temperaturowym  $A_{r1}$ . Wykonano ilościową analizę metalograficzną, badania rentgenostrukturalne, mikroanalizę rentgenowską oraz pomiary twardości. Ujawniono wpływ temperatury austenityzacji na stan osnowy żeliwa po przemianie w obszarze temperaturowym  $A_{r1}$ .

### 1. WSTĘP

Specyfiką przemiany eutektoidalnej w żeliwie szarym, w odróżnieniu od stali, jest to, iż może ona zachodzić według dwóch układów, tj. stabilnego lub (i) metastabilnego. Przemiana eutektoidalna według układu stabilnego polega na krystalizacji ferrytu z równoczesnym wykrystalizowaniem określonej porcji grafitu. Grafit ten odkłada się na istniejących wydzieleniach grafitu eutektycznego [1]. Przemiana eutektoidalna według układu metastabilnego polega na krystalizacji perlitu.

Zakresy temperaturowe przemiany według układu stabilnego i metastabilnego mogą się częściowo nakładać [2, 3] lub mogą być rozdzielone [2, 4, 5]. W przypadku, gdyby przedziały przemiany eutektoidalnej były całkowicie rozdzielone, możliwa byłaby krótkotrwała, pełna ferrytyzacja żeliwa wyłącznie na drodze przemiany eutektoidalnej według układu stabilnego.

Znajomość relacji ilościowej produktów przemiany eutektoidalnej w przedziale temperaturowym  $A_{r1}$  ma również znaczenie praktyczne. J. Piaskowski i A. Jankowski [6] opisują obróbkę cieplną żeliwa sferoidalnego, w wyniku której otrzymuje się zadaną zawartość perlitu lub sorbitu. Polega ona na wytrzymywaniu żeliwa w przedziale temperaturowym  $A_{r1}$ , w którym istnieje równowaga grafit + ferryt + austenit. Hartowanie z tego zakresu i następnie odpuszczanie daje w efekcie strukturę ferrytyczno-sorbityczną o żądanym stosunku ilościowym obu tych struktur. Podobnie, normalizowanie z zakresu temperatur  $A_{r1}$ , pozwala uzyskać żądany udział perlitu w osnowie. Obróbka cieplna z austenityzacją w zakresie międzykrytycznym była przedmiotem pracy dotyczącej hartowania bainitycznego [7]. Z dokonanego przeglądu literatury wynika, iż znajomość udziału procentowego i stanu poszczególnych struktur żeliwa w obszarze międzykrytycznym ma znaczenie nie tylko poznawcze, lecz również praktyczne.

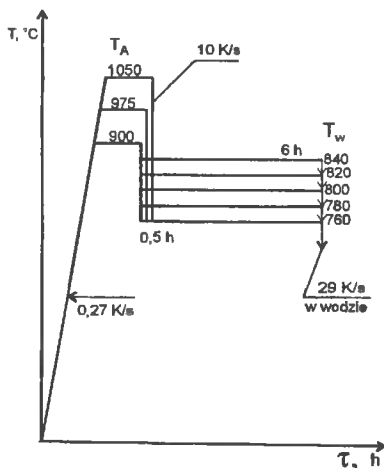
Bezpośrednim celem przedstawianych badań jest ocena ilościowa i jakościowa produktów przemiany eutektoidalnej w przedziale temperaturowym przemiany  $Ar_1$  w zależności od temperatury austenitowania.

## 2. MATERIAŁ, PROGRAM I METODYKA BADAŃ

Do badań przyjęto żeliwo sferoidalne o następującym % składzie chemicznym: C-3,82, Mn - 0,19, Si - 3,41, P - 0,057, S - 0,02, Cr - 0,04, Cu - 0,04, Ti - 0,019 i Mg - 0,05. Żeliwo wytopiono w indukcyjnym piecu tyglowym sieciowej częstotliwości o pojemności 3,5 t ze wsadu składającego się z surówki Sorel F1 i złomu obiegowego żeliwa sferoidalnego gatunku EN-GJS - 400 - 15. Sferoidyzowanie ciekłego żeliwa zaprawą FeMgSi i modyfikowanie żelazokrzemem FeSi75 przeprowadzono w kadzi odlewniczej. Żeliwo odlano do form wilgotnych odtwarzających klin YII (PN-92/H-83123).

Z prostopadłościenniej części klina pobrano próbki dylatometryczne rurkowe  $\phi 5 \times \phi 3 \times 35$  mm.

Program obróbki cieplnej próbek podczas badań dylatometrycznych przedstawia rysunek 1.

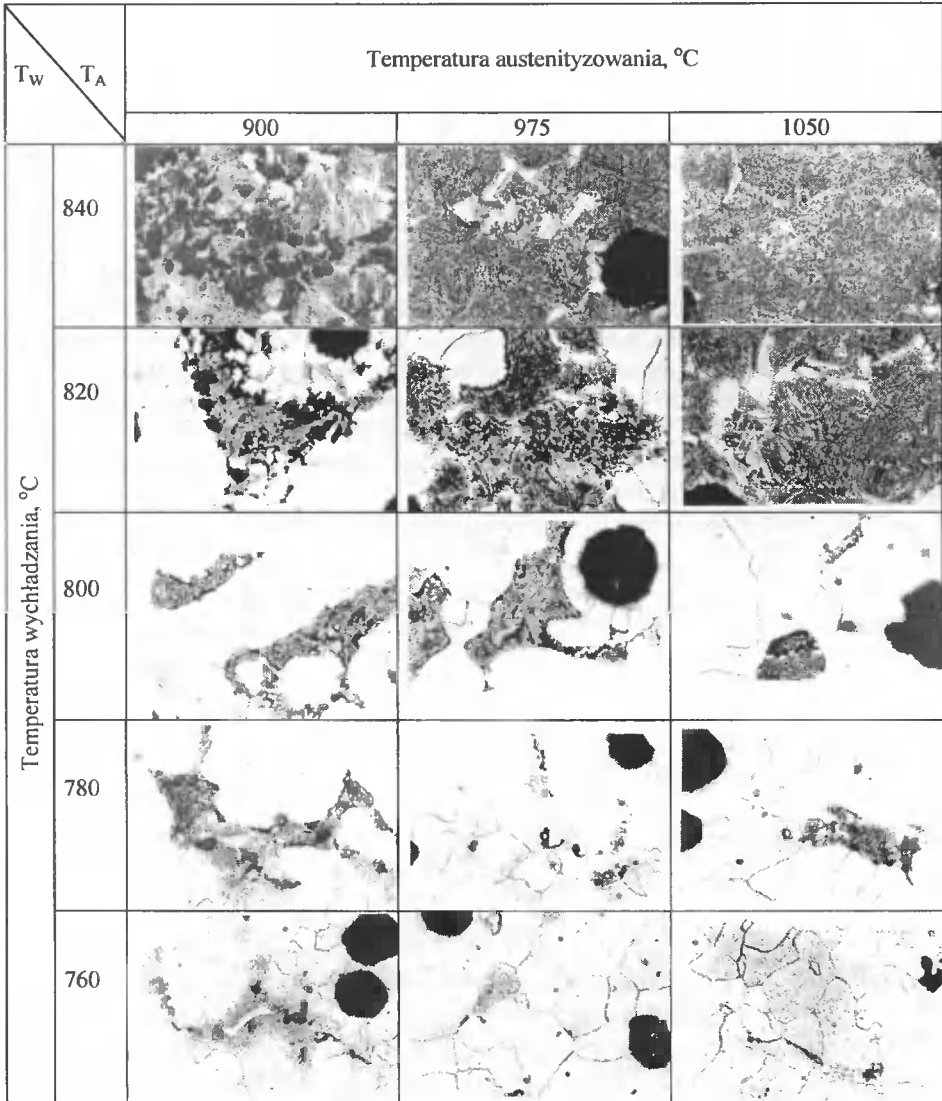


Rys. 1. Schemat obróbki cieplnej żeliwa

Próbki dylatometryczne poddano ilościowym badaniom strukturalnym metodą siatki punktów [8], badaniom rentgenograficznym, w których określano szerokość połówkową linii (110) fazy  $\alpha$ , badaniom mikroanalizy liniowej na mikroanalizatorze JEOL typ JXA-3A. Analizowano na wybranych próbkach rozmieszczenie krzemu, manganu, a w niektórych przypadkach fosforu i chromu. Zmierzono twardość próbek, stosując metodę Vickersa przy obciążeniu 98,1 N.

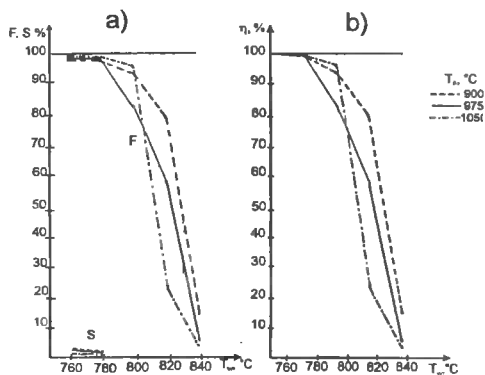
### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Wyniki obserwacji mikroskopowej próbek dylatometrycznych przedstawia rysunek 2.



Rys. 2. Mikrostruktura próbek dylatometrycznych żeliwa austenitowanych w temperaturze 900, 975, 1050°C w czasie 0,5 godziny po następnym wychładzaniu izotermicznym. Pow. 250x, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO<sub>3</sub>

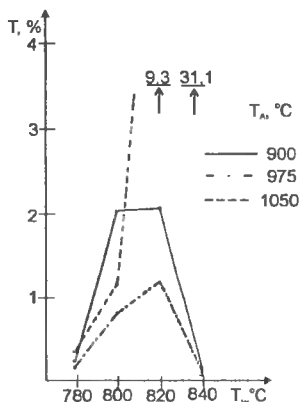
Wyniki ilościowej analizy metalograficznej przedstawia rysunek 3.



Rys. 3. Zmiany: a) zawartości ferrytu (F), sferoidytu (S), b) stopnia przemiany ( $\eta$ ) od temperatury wychładzania  $T_w$  żeliwa

Charakterystyczne dla próbek hartowanych po przemianie z zakresu międzykrytycznego jest występowanie obok martenzytu bardzo ścisłego perlitu nazwanego tutaj troostytem hartowania. Ów troostyt lokuje się na granicy ferryt – austenit. Największa jego zawartość w żeliwie austenityzowanym w temperaturze 975 lub 1050°C występuje podczas przemiany w pośrednich temperaturach przedziału  $A_{r1}$ , gdy powierzchnia międzyfazowa austenit – ferryt osiąga maksimum.

Zmiany zawartości troostytu w żeliwie przedstawia rysunek 4.



Rys. 4. Zawartość troostytu w zależności od temperatury wychładzania w żeliwie austenityzowanym w temperaturze 900, 975, 1050 °C przez 0,5 godziny

Występowanie największej zawartości troostytu hartowania w próbkach żeliwa austenityzowanego w temperaturze 900 °C może być związane z największą w tym przypadku mikrosegregacją pierwiastków, szczególnie manganu i krzemu.

Wyniki badań mikrosegregacji przedstawia tabela 1. Obliczone średnie współczynniki mikrosegregacji jako stosunku zawartości pierwiastka na granicy ziarn eutektycznych i jego zawartości w kontakcie z grafitem wykazują, iż żeliwo w stanie surowym charakteryzuje się ekstremalnymi wartościami tych współczynników wynoszącymi dla krzemu 0,51, a dla manganu 2,61. Austenitzacja w temperaturze 900°C zmniejsza nieco rozmiary mikrosegregacji, ponieważ średni współczynnik mikrosegregacji dla krzemu wynosi 0,58, natomiast



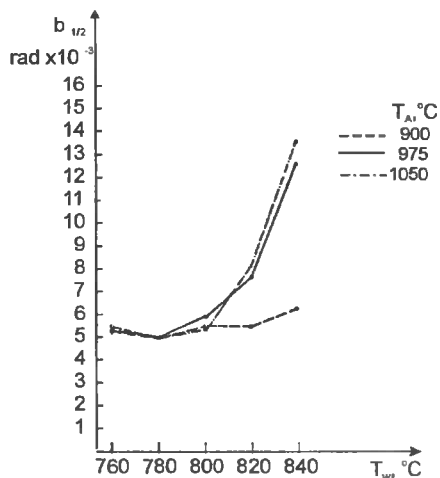
dla manganu 2,5. Wzrost temperatury austenitzacji (975, 1050°C) wywołuje znaczące zmiany współczynników mikrosegregacji świadczące o postępującym ujednorodnieniu osnowy. Żeliwo austenitzowane w temperaturze 975 lub 1050°C charakteryzuje się odpowiednio średnimi wartościami współczynników mikrosegregacji krzemu 0,70; 0,69, natomiast manganu 1,78 i 1,72. Obserwacje mikroskopowe nie ujawniają znaczącego wzrostu wymiarów ziarn pod wpływem temperatury austenitzacji (rys.2). Zauważono, iż izolowane ziarna ferrytu charakteryzują się szczególnie podwyższoną zawartością krzemu (3,8 %), co potwierdza tezę, iż w trakcie wygrzewania żeliwa w obszarze trójfazowym ferryt wzbogaca się w krzem [9, 10].

Tabela 1. Wyniki badań mikrosegregacji próbek dylatometrycznych wychładzanych w temperaturze 820°C przez 6 godz.

Temperatura austenitzacji	Nr linii mikroanalizy	Struktura wzdłuż linii mikroanalizy*	Analizowany pierwiastek	Zawartość pierwiastka w mikroobszarze		Wskaźnik mikrosegregacji eutektycznej	Uwagi		
Stan surowy	1	G -F-G	Si	2,9	2,7	0,93			
			Mn	0,2	0,3	1,50			
	2	G-F- P-F-G	Si	3,0	0,6	0,20		białe ziarno w obszarze perlitu na linii analizy	
			Mn	0,3	1,0	3,33			
			Cr	<0,1	0,3	>3			
			P	<0,1	0,8	>8			
	3	G- F-P-F- G	Si	2,7	1,1	0,41		białe ziarno w obszarze perlitu na linii mikroanalizy	
			Mn	0,3	0,9	3,00			
			Cr	<0,1	0,3	>3			
			P	<0,1	4,0	>40			
	900	1	G-F-M-T-M-T-M-T-M-F-G	Si	2,1	0,9		0,43	w obszarze T lokalne minimum Mn i maksimum Si
				Mn	0,3	0,9		3,0	
2		G-F-T-M-F-G	Si	2,2	1,6	0,73			
			Mn	0,2	0,4	2,00			
975	1	G-F-M-F-G	Si	2,9	2,0	0,69	lokalne maks. przy graficie (3,8 %)		
			Mn	0,3	0,5	1,67			
	2	G-F-M-F-G	Si	2,8	2,2	0,79			
			Mn	0,3	0,4	1,33			
			3	G-F-M-F-M-F-M-F-G	Si	2,8		1,7	0,61
					Mn	0,3		0,7	2,33
	3	G-F-M-F-M-F-M-F-G	Cr	<0,1	0,2	>2			
			P	<0,1	0,4	>4			
1050	1	G-M-F-G	Si	2,5	1,9	0,76			
			Mn	0,2	0,3	1,50			
	2	G-F-M-F-G	Si	2,4	1,2	0,50			
			Mn	0,3	0,5	1,67			
	3	G-F-M-F-M-F-G	Si	2,5	2,0	0,8			
			Mn	0,2	0,4	2,00			
	3	G-F-M-F-M-F-G	Si	2,5	2,0	0,8		na granicy ziarn eutektycznych w lokalne min Mn i maks. Si	
			Mn	0,2	0,4	2,00			

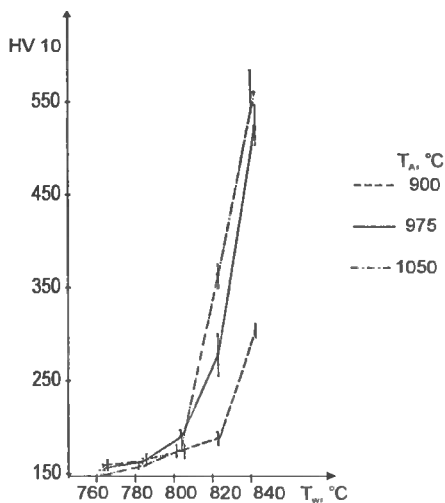
\*G – grafit, F – ferryt, M – martenzyt, T – troostyt

Szerokość linii dyfrakcyjnej (rys. 5) świadczy o stopniu przesylenia węglem roztworu stałego. Austenitzacja żeliwa w temperaturze 975 i 1050°C wnosi, w odróżnieniu do temperatury 900°C, znaczący wzrost szerokości połówkowej, co świadczy o istotnym wzroście w tym przypadku zawartości węgla w roztworze.



Rys. 5. Szerokość połówkowa linii dyfrakcyjnej (110) fazy  $\alpha$  żeliwa austenitzowanego w temperaturze 900, 975, 1050 $^{\circ}\text{C}$  przez 0,5 godziny w zależności od temperatury wychładzania

Wyniki pomiarów twardości (rys.6) są prostą konsekwencją składu strukturalnego żeliwa i stopnia przesylenia węglem martenzytu.



Rys. 6. Twardość próbek dylatometrycznych żeliwa austenitzowanego w temperaturze 900, 975, 1050 $^{\circ}\text{C}$  przez 0,5 godziny w zależności od temperatury wychładzania

#### 4. WNIOSKI

1. Temperatura austenitzacji znacząco wpływa na strukturę żeliwa, poddanego izotermicznej przemianie eutektoidalnej w obszarze temperaturowym  $A_{r1}$ . Zmiany relacji ilościowej ferrytu i produktów przemiany austenitu najsilniejsze są w zakresie temperatury izotermicznego wychładzania  $840\div 800^{\circ}\text{C}$ .
2. Utrzymywanie zadanego stosunku ilościowego ferrytu i austenitu w obszarze  $A_{r1}$  wymaga ścisłego dotrzymywania temperatury wychładzania, co w warunkach przemysłowych może być trudne do realizacji.
3. Zakres temperaturowy przemiany eutektoidalnej według układu stabilnego nakłada się częściowo na zakres przemiany układu metastabilnego, co wyklucza ferrytyzację na drodze wyłącznej przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{grafit}$ .
4. Żeliwo, austenitzowane w temperaturze  $975$  lub  $1050^{\circ}\text{C}$  i wychładzane przez  $6$  godzin w temperaturze  $760^{\circ}\text{C}$ , można praktycznie uznać za ferrytyczne.
5. Wzrost temperatury austenitzacji wywołuje ogólne ujednorodnienie rozmieszczenia manganu i krzemu, chociaż występują lokalne maksima zawartości krzemu w izolowanych ziarnach ferrytu, świadczące o wzbogaceniu się ich w krzem w warunkach równowagi trójfazowej.

#### LITERATURA

- [1] Podrzućki Cz., 1991: Żeliwo. Struktura, właściwości, zastosowanie. Wydawnictwo ZG STOP Kraków.
- [2] Bunin K.P. i inni, 1966: Lit. Proizv. 4, 23.
- [3] Szykowny T., 1987: Praca doktorska, Politechnika Poznańska.
- [4] Ikhlef A. i inni, 1982: Hommes et Fonderie 1, 9.
- [5] Okumoto T. i inni, 1971: ASF Transactions 79, 473.
- [6] Piaskowski J., Jankowski A., 1974: Żeliwo sferoidalne. Wyd. II. WNT Warszawa.
- [7] Dymski S., 1997: I Krajowa Konferencja Naukowa „Materiałoznawstwo, Odlewnictwo. Jakość”, T.I, 27, Kraków.
- [8] Ryś J., 1995: Stereologia materiałów. Wyd. Forobit Design Kraków.
- [9] Oleszycki H., 1982: Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy, Rozprawy 7.
- [10] Rabczak A., 1977: Praca doktorska, AGH Kraków.

#### INVESTIGATING PRODUCTS OF ISOTHERMAL EUTECTOID TRANSFORMATION IN NON-ALLOY SPHEROIDAL CAST IRON

##### Summary

The study analyzed a composition of the cast iron metallic matrix after the isothermal eutectoid transformation in the  $A_{r1}$  temperature range. There were conducted quantity metallographic analysis, X-ray structural researches, microanalysis of X-ray and the measurement of hardness. The results showed the effect of austenitic temperature on the structure of the matrix of cast iron after the change of  $A_{r1}$ .



## WADY W CEMENTYCIIE

Małgorzata Trepczyńska-Lent

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Dokonano przeglądu literatury światowej na temat wad obserwowanych w cementycie. Na jego podstawie przedstawiono krótkie kompendium poświęcone ich rodzajom i sposobom powstawania.

### 1. WPROWADZENIE

W płytkach cementytu nieodkształconego perlitu zaobserwowano różnorodne wady strukturalne. Można je ogólnie podzielić na: błędy strukturalne (dyslokacje, podgranice i błędy ułożenia) oraz błędy morfologiczne (uskoki, prążki, szczeliny, dziury, skręty, taśmy i rdzenie).

Y.L.Tian i R.W.Kraft [1] za pomocą mikroskopu elektronowego wskazali, że wady te posiadają uprzywilejowaną wspólną orientację  $[010]_c$ , co zgodne jest z wynikami prac W.A.Baranovej i in. [2] oraz G.D.Suchomlina [3].

Wykorzystanie nowych technik głębokiego trawienia do badań na mikroskopie elektronowym, umożliwiło poznanie trójwymiarowej morfologii i wewnętrznej struktury cementytu drugorzędowego [4, 5].

### 2. RODZAJE WAD

#### 2.1. Dyslokacje i podgranice

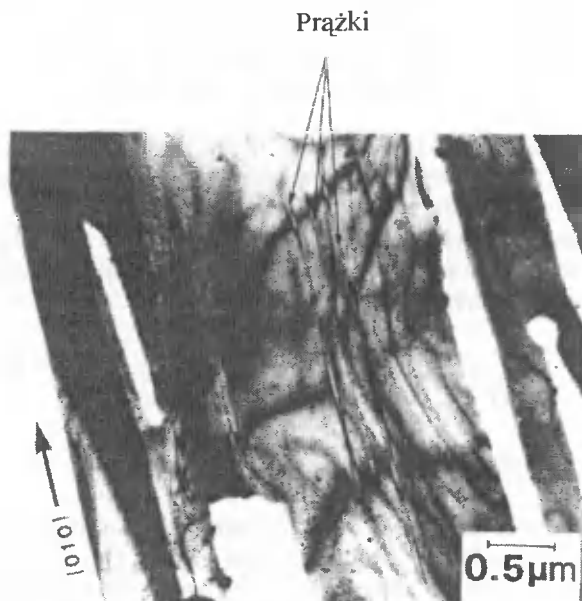
Obserwacje w nieodkształconym perlicie istniejących dyslokacji i podgranic wskazują, że powstały one podczas przemiany austenit – perlit. B.L.Bramfit i A.R.Marder [6] wykazali, że dyslokacje powstają w wyniku wysokiego naprężenia powstającego w czasie przemiany fazowej, na skutek istniejącej wrodzonej niezgodności sieci ferrytu i cementytu. Fazy te różnią się gęstością rozlokowania atomów, a przemieszczenie powierzchni międzyfazowej może doprowadzić do akumulacji defektów – najczęściej dyslokacji, jak twierdzi V.A.Pirogov i inni [7].

## 2.2. Prążki i kontrastowe obwódki

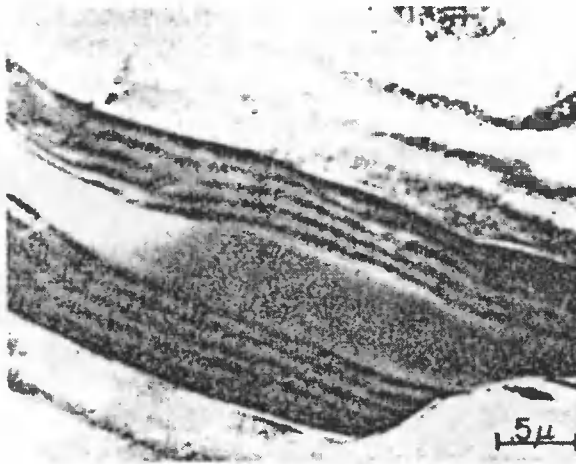
Do wad powierzchni występujących w płytkach cementytu można zaliczyć prążki i kontrastowe obwódki na brzegach. Jednak natura tych zjawisk nie jest określona. Obserwowane na powierzchni prążki, uważa się za ślady defektów strukturalnych. Prążki mogą być także śladami poślizgu, spowodowanymi przez odkształcenie w czasie przemiany fazowej. A.Inoue [1] wykazał, że możliwy system poślizgu na płaszczyźnie habitus cementytu (001) ma kierunek [010]. Jest to zgodne z przeprowadzonymi w pracy [1] wynikami badań przy pomocy transmisyjnego mikroskopu elektronowego.

Istnieje jeszcze inny rodzaj prążków, związany z zaokrągleniem płytek cementytu, który nazwano kontrastowymi obwódkami na brzegach płytek (rys.2). B.L.Bramfit i A.R.Marder [6] uważają, że te zaokrąglenia i prążki występują, gdy płytka cementytu zmienia kierunek wzrostu podczas przemiany perlitycznej.

F.C.Frank i K.E.Puttick [8], a przytacza to również K.E.Puttick [9] twierdzą, że prążki biegną w jednym kierunku przez całą płytkę cementytu. Zakładają oni, że kierunek ten może być kierunkiem krystalograficznym o niskich wskaźnikach i przypisują pochodzenie tej preferowanej orientacji wysokiej energii pomiędzy ferrytem a cementytem. Analiza przy pomocy transmisyjnego mikroskopu elektronowego wykazała, że prążki w płytkach cementytu są równoległe do kierunku  $[010]_c$ .



Rys. 1. Prążki na cementycie. Mikroskop elektronowy, stop Fe-C po sferoidyzowaniu w 700°C przez 3 godziny [1]



Rys. 2. Kontrastowe obwódki na brzegach płytki cementytu, mikroskop elektronowy [6]

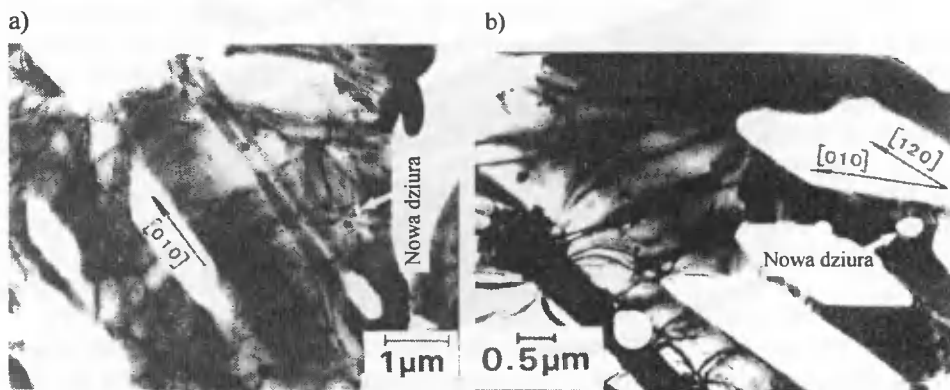
### 2.3. Dziury i szczeliny

Istnienie dziur i szczelin w płytkach cementytu przez długi czas było niezauważane i dlatego nie przypisywano im istotnego znaczenia. Obecnie można założyć, że mechanizm ich powstawania jest taki sam jak tworzenia się wad w płytkach. Dla przykładu: naprężenia w czasie przemian, efekty zaburzeń cieplnych i niejednorodny rozkład węgla mogą powodować odchylenie płytki cementytu od jej idealnej struktury oraz tworzenie dziur i szczelin. B.L.Bramfit i A.R.Marder [6] przypisują powstawanie dziur zahamowaniu dyslokacji na rosnącym cementycie. F.C.Frank i K.E.Puttick [8] zauważyli, że szczeliny mogą tworzyć się z podzielenia zakrzywionych płytek cementytu. Zaobserwowano także, że do już istniejących dziur w płytkach cementytu dołączają nowe, powstające w początkowych i pośrednich etapach sferoidyzowania (rys.3a, b). W niektórych przypadkach powstawanie nowych dziur i szczelin związane jest z linio- wymi i płaskimi wadami w cementycie, w innych dziury i szczeliny tworzą się w obszarach pozbawionych wad.

Cz.Podrzucki [10] przedstawił warstwowy wzrost kryształów cementytu pierwotnego. Na powierzchniach płytek cementytu ujawniono stopnie, które mają zwykle kształt kolisty. Kształt ten wywołany jest wpływem domieszek. Pierwiastkami, powodującymi przed czołem kolejnych warstw przechłodzenie stężeniowe decydujące o falistym kształtowaniu się stopni, są: Fe, Si, Mn, P i inne. Pojawienie się występów na froncie krystalizacji inicjuje rozdział warstwy na gałęzie (rys.4a). Szczeliny (kanały) pomiędzy występami (taśmami), w których gromadzi się nadmiar atomów żelaza i innych pierwiastków, rozszerzają się w trakcie wzrostu (rys.4b, c) i na powierzchni płytki tworzy się relief (powierzchnia staje się szorstka). Kształt przekroju poprzecznego występów (taśm) jest prostokątny lub zbliżony do teowego (rys.4d, e).

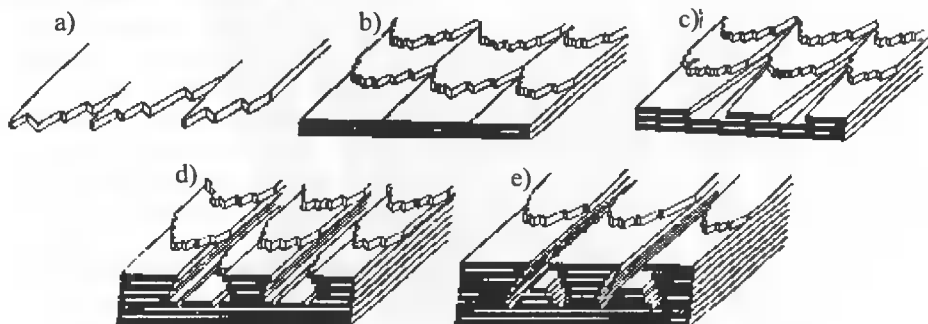
Pomimo braku wiedzy o pochodzeniu dziur i szczelin w cementycie, jedna rzecz jest jasna na podstawie analizy przeprowadzonej przy pomocy transmisyjnego mikroskopu elektronowego [1]. Wzrost dziur i szczelin odbywa się często wzdłuż kierunków  $[010]_c$  i  $[210]_c$ . Ta uprzywilejowana orientacja nie jest trudna do wyjaśnienia za pomocą anizotropii granicy międzyfazowej  $\alpha\text{-Fe}_3\text{C}$ , ponieważ energia międzyfazowa wzdłuż

tych kierunków jest stosunkowo niska w porównaniu z energią wzdłuż innych kierunków. Wzrost dziur i rozpad szczelin wzdłuż tych kierunków minimalizuje dlatego zmianę energii granicy międzyfazowej.



Rys. 3. Kierunek wzrostu dziur i szczelin w cementycie. Mikroskop elektronowy, stop Fe-C sferoidyzowany w temperaturze 700 °C przez 10 h [1]

Według V.A.Baranovej i G.D.Suchomlina [11] prawdopodobieństwo zarodkowania szczelin w płytkach cementytu przy braku wad budowy krystalicznej jest nieznaczne. Obliczenia pokazują, że gęstość dyslokacji  $\zeta_c$ , zabezpieczająca intensywne tworzenie szczelin przy wyzarzaniu zdeformowanego cementytu równa jest  $10^{14} \div 10^{15} \text{ m}^{-2}$ .



Rys. 4. Schemat kształtowania się reliefu i szczelin w trakcie warstwowego wzrostu płytki cementytu pierwotnego [10]

## 2.4. Taśmy i rdzenie

G.D.Suchomlin [3] podaje, że taśmy są produktami rozdzielenia i dalszego wzrostu płytek cementytu podczas przesuwania się frontu eutektoidalnego rozpadu austenitu. Taśmy, będące rodzajem wąskich pasm, rozmieszczają się równolegle do siebie i odchylają się nieco od płaszczyzny (001)<sub>c</sub>. Przewężenie taśm powstające w wyniku rozszczepienia na froncie wzrostu może być tak znaczne, że taśmy przybierają kształt rdzeni, a odległości między nimi są w przybliżeniu równe odległościom między płytkami w perlicie.



### 3. PODSUMOWANIE

Coraz nowocześniejsze metody badawcze odsłaniają tajemnice budowy i powstania składników struktury. W przypadku cementytu, przy braku zgodności co do natury tej fazy, mają one istotne znaczenie. Dlatego ważne jest poznanie morfologii cementytu, które może przyczynić się do określenia tego składnika.

### LITERATURA

- [1] Tian Y.L, Kraft R.W., 1987: Mechanism of pearlite spheroidization. *Metalurgical Transactions* 18A, 1403-1414.
- [2] Baranova V.A., Suchomlin G.D. i inni, 1981: Issledovanije sferoidizacii cementita doevtektoidnoj stali. *Černaja Metallurgija* 6, 88-91.
- [3] Suchomlin G.D., 1976: Kristallogometričeskoe osobennosti perlita doevtektidnoj stali. *Fizika Metallov i Metallovedenie* 42 (5), 965-968.
- [4] Kral M.V., Spanos G., 1999: Three-dimensional analysis of proeutectoid cementite precipitates. *Acta Materialia* 2, 711-724.
- [5] Kral M.V., 2000: Transmission electron microscopy of deep etched cementite. *Materials Characterization* 2, 105-110.
- [6] Bramfit B.L., Marder A.R., 1973: A transmission-electron-microscopy study of the substructure of high-purity pearlite. *Metallography* 6, 483-495.
- [7] Pirogov V.A. i inni, 1977: O strukturnych izmenenijach v stali pri vyderżke v subkritičeskom intervale temperatur. *Izvedenija A.N. SSSR, Metally* 4, 140-144.
- [8] Frank F.C., Puttick K.E., 1956: Cementite morphology in pearlite. *Acta Metallurgica* 4, 206-210.
- [9] Puttick K.E., 1957: The structure, deformation, and fracture of pearlite. *Journal of The Iron and Steel Institute* 185, 161-170.
- [10] Podzucki Cz., 1991: *Żeliwo. Struktura, właściwości, zastosowanie*. Wydawnictwo ZG STOP Kraków.
- [11] Baranova B.A., Suchomlin G.D., 1981: O sferoidyzacii cementita v stali. *Metallovedenie i Termičeskaja Obrobotka Metallov* 11, 51-55.

### DEFECTS IN THE CEMENTITE

#### Summary

The paper offers a review of the world bibliography on defects recorded in cementite and covers both the types and origins.



## ŁĄCZNIKI DO SPAWANIA RUR STALOWYCH Z RURAMI MIEDZIANYMI I ALUMINIOWYMI

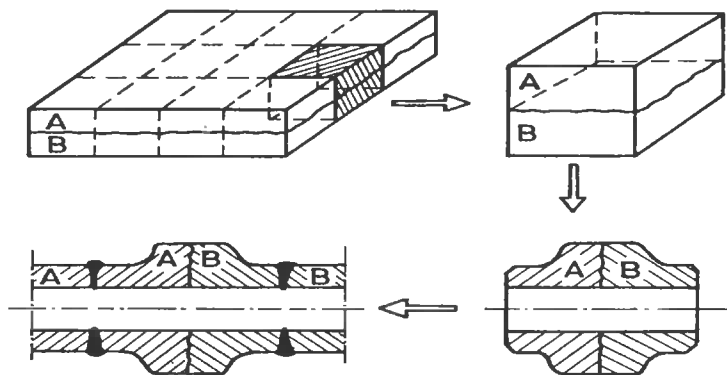
Włodzimierz Walczak

Politechnika Gdańska  
Katedra Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa  
ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gdańsk

W artykule opisano próby wytworzenia i wykorzystania łączników do spawania rur stalowych z rurami miedzianymi oraz z rurami z aluminium i stopu AlMg4,5. Przedstawiono też możliwości szerszego zastosowania omówionej technologii.

Bezpośrednie „klasyczne” spawanie miedzi i aluminium ze stalą jest przy obecnym stanie techniki wciąż jeszcze niemożliwe. Możliwe jest natomiast platerowanie wybuchowe stali miedzią, aluminium i niektórymi stopami aluminium. Możliwość ta została wykorzystana do wytworzenia tzw. łączników, które stanowią element pośredniczący umożliwiający połączenie metali wzajemnie ze sobą nie spawalnych lub trudno spawalnych. Literatura [2, 3] zawiera szereg informacji na temat wykorzystania łączników w postaci płaskowników zgrzewanych wybuchowo do łączenia blach z metali różnoimiennych. W kraju znane jest zastosowanie takich łączników do spawania nadbudówek ze stopów Al ze stalowymi pokładami statków. Jednocześnie, poza nielicznymi [1] brak jest szerszych doniesień o możliwości wykorzystania blach zgrzanych wybuchowo do wytwarzania łączników przeznaczonych do spawania rur. A możliwości takie istnieją, wykazanie czego ma na celu niniejszy artykuł w odniesieniu do połączeń rur stalowych z miedzianymi i aluminium.

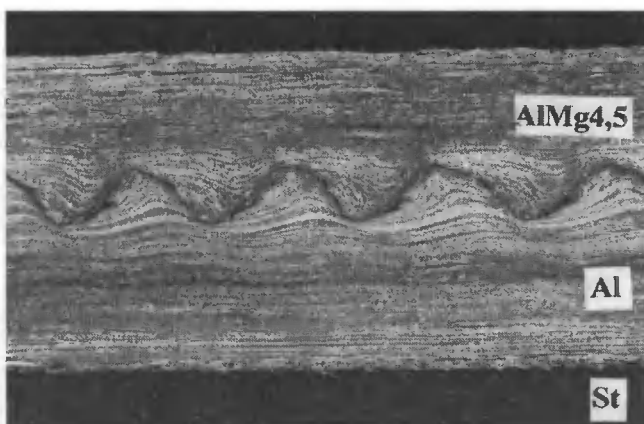
Idea wytwarzania i zastosowania łącznika do spawania rur jest niezwykle prosta (rys.1) i polega na wytworzeniu za pomocą zgrzewania wybuchowego płyty dwu- lub wielowarstwowych o odpowiedniej grubości z metali A i B wzajemnie ze sobą nie spawalnych. Z płyty tej wycina się następnie elementy, które poprzez obróbkę mechaniczną uzyskują zaplanowany kształt łącznika rurowego. W następnej kolejności łącznik ten jest spawany z rurami w ten sposób, aby łączone były te same metale. Trudności w przedstawionej technologii polegają głównie na dobraniu odpowiednich grubości zgrzewanych płyt, przeznaczonych na łączniki oraz na właściwym wyborze średnicy połączenia zgrzanej wybuchowo w łączniku.



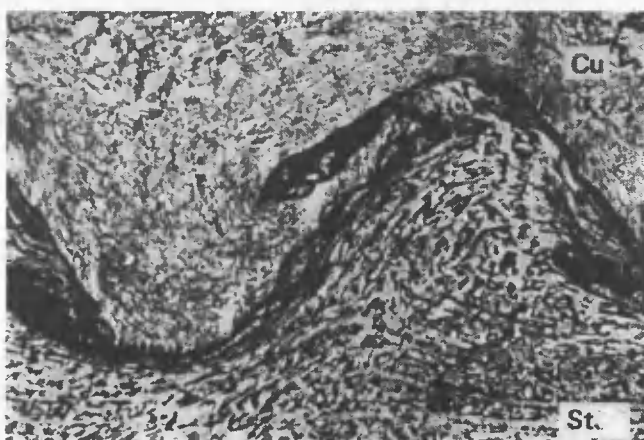
Rys. 1. Schemat wytwarzania i zastosowania łącznika do spawania rur z dwu różnych metali A i B

Grubość zgrzewanych płyt jest istotna ze względu na możliwość zachowania odpowiedniej odległości połączenia zgrzanego wybuchowo od obszaru spawania. Ma to niezwykle istotne znaczenie np. w przypadku połączeń aluminium-stal, których temperatura podczas układania spoin obwodowych, łączących łącznik z rurą, nie może przekroczyć  $315\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Przekroczenie tej temperatury powoduje powstanie związków międzymetalicznych Al-Fe i bardzo duży spadek własności mechanicznych połączenia zgrzanego wybuchowo. Średnica połączenia zgrzanego wybuchowo ma natomiast duże znaczenie z punktu widzenia wytrzymałości całego złącza z łącznikiem. Często bowiem łącznik jest wykonany z trzech warstw różnych metali, jak np. stal-aluminium-stop AlMg4,5. Ponieważ aluminium ma mniejszą wytrzymałość od stopu przeto przy jednakowych średnicach wszystkich trzech warstw zniszczenie następowaloby zawsze w aluminium lub w połączeniu Al-stal i to przy naprężeniach znacznie mniejszych niż wytrzymałość rury ze stopu Al. Odpowiednie zwiększenie średnicy połączenia pozwala na obciążenie wszystkich elementów „układu” praktycznie takim samym obciążeniem. Ponadto zwiększenie powierzchni połączenia zgrzanego wybuchem stanowi pewien „zapas bezpieczeństwa” konieczny dla wyeliminowania spadku wytrzymałości wynikającego z możliwości przegrzania ciepłem pochodzącym od spawania. Mając na uwadze powyższe w Katedrze Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa PG podjęto próby wytworzenia łączników rurowych i ich zastosowania [4, 5] do spawania rur stalowych z rurami miedzianymi oraz z rurami ze stopu aluminium AlMg4,5.

Materiałem wyjściowym do prób były specjalnie do tego celu wytworzone za pomocą zgrzewania wybuchowego blachy platerowane stal (A)-miedź (M3) oraz stal (A)-aluminium (Al)-stop AlMg 4,5. Grubość poszczególnych blach wynosiła odpowiednio: stal + miedź (20 + 18 mm); stal + Al + AlMg4,5 (20 + 6 + 10 mm). Uzyskane połączenia pomiędzy poszczególnymi metalami charakteryzowały się pożądaną falistą budową (rys. 2 i 3) oraz wytrzymałością na odrywanie nie mniejszą od wytrzymałości słabszego z łączonych metali.

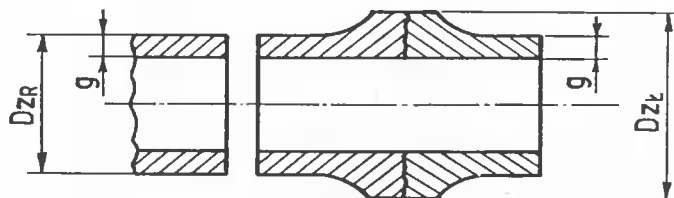


Rys.2. Fotografia zglądu makroskopowego połączeń stal-aluminium i aluminium-stop AlMg4 5 w płycie zgrzanej wybuchowo, przeznaczonej na łączniki



Rys. 3. Fotografia zglądu mikroskopowego połączenia miedź-stal w płycie zgrzanej wybuchowo, przeznaczonej na łączniki. Powiększenie 50x. Trawiono  $\text{HNO}_3$  i  $\text{CrO}_3$

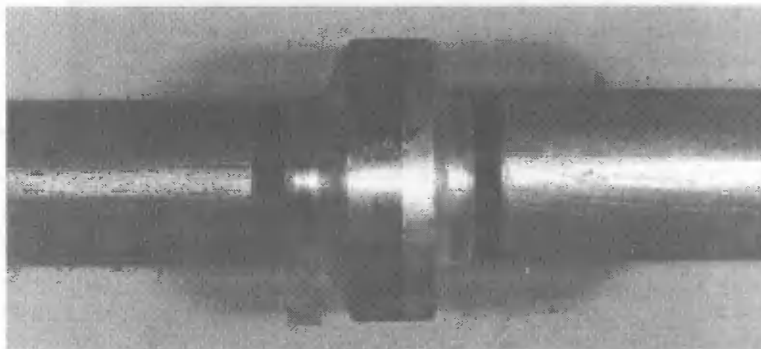
Blachy platerowane pocięto na półfabrykaty (rys.1), z których następnie wytoczono łączniki o kształtach i wymiarach przedstawionych na rysunku 4.



Rys. 4. Kształt oraz wymiary łączników i rur zastosowanych w badaniach

Wytworzone łączniki różniły się pomiędzy sobą średnicą zewnętrzną. Średnice zewnętrzne łączników stal-miedź wynosiły: 30, 35 i 40 mm, zaś średnice łączników

stal-Al-ALMg<sub>4,5</sub> dobrano w ten sposób, aby powierzchnia połączenia stali z aluminium była odpowiednio: 2-, 3- i 4-krotnie większa od powierzchni przekroju poprzecznego rury ze stopu ALMg<sub>4,5</sub>. Tak wykonane łączniki wykorzystano następnie do połączenia rur stalowych z rurami ze stopu ALMg<sub>4,5</sub> o średnicach zewnętrznych 30 mm i grubości ścianki 3,2 mm (rys.5) oraz rur stalowych z miedzianymi o średnicach zewnętrznych 30 mm i grubości ścianki 3 mm. Spawanie rur z Cu i ALMg<sub>4,5</sub> przeprowadzono metodą TIG w osłonie argonu, spawanie rur stalowych – metodą MAG. Podczas spawania rur z łącznikami stal-Al-stop ALMg<sub>4,5</sub> kontrolowano temperaturę połączenia stali z aluminium. Spawanie prowadzono w ten sposób, aby temperatura ta nie przekraczała 315°C.



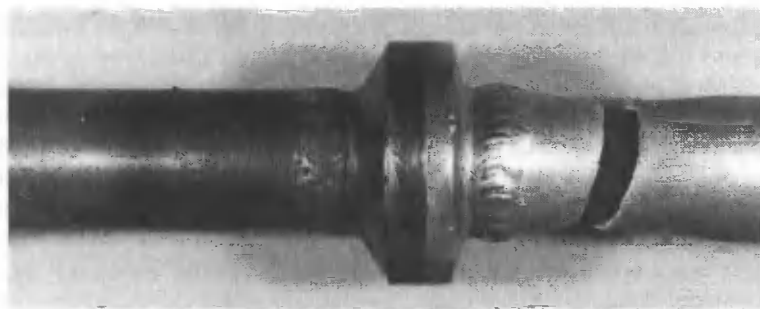
Rys. 5. Zestaw rur z łącznikiem przygotowany do spawania

Wykonane połączenia poddano próbie rozciągania złącza rurowego wg PN. Wszystkie badane próbki połączeń z łącznikiem stal-mieść zostały zerwane bądź w rurze miedzianej, bądź w połączeniu spawanym (rys.6) przy naprężeniach bliskich wytrzymałości materiału rury.

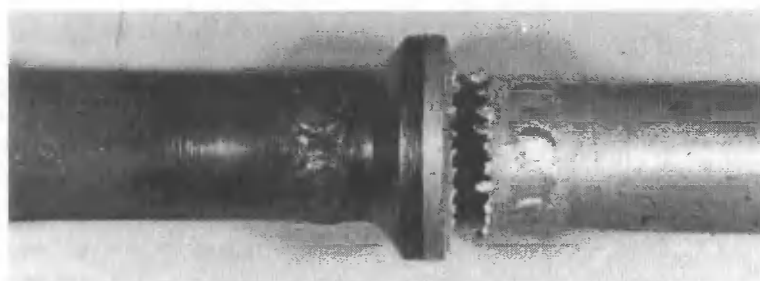


Rys. 6. Złącze rurowe stali z miedzią wykonane z zastosowaniem łącznika po próbie rozciągania

Miejsce zerwania próbek połączeń z łącznikiem stal-Al-stop ALMg<sub>4,5</sub> było natomiast zależne od stosunku pola przekroju połączenia stal-aluminium, zgrzanego wybuchem do pola przekroju rury ze stopu ALMg<sub>4,5</sub>. Wszystkie połączenia, dla których stosunek ten wynosił 2, zostały zerwane w łącznikach (rys.8). Połączenia, w których stosunek ten był równy lub większy od 4 zostały zerwane w rurze ze stopu ALMg<sub>4,5</sub>, (rys.9). Dla stosunku równego 3 zerwanie następowało albo w łączniku albo w rurze.



Rys. 7. Złącze rurowe pomiędzy stopem aluminium AlMg4,5 i stalą, wykonane z zastosowaniem łącznika o właściwie dobranej średnicy zewnętrznej, po próbie rozciągania



Rys. 8. Złącze rurowe pomiędzy stopem aluminium AlMg4,5 i stalą, wykonane z zastosowaniem łącznika o zbyt małej średnicy zewnętrznej, po próbie rozciągania

## PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Podsumowując przeprowadzone badania można stwierdzić, że łączniki zgrzewane wybuchowo mogą być z powodzeniem stosowane do spawania rur stalowych z miedzianymi i aluminiumowymi (także ze stopu AlMg4,5).

Wyniki prób rozciągania połączeń rur stalowych z miedzianymi wskazują na to, że wytrzymałość połączenia stal-miedź w łączniku jest wyższa od wytrzymałości rury miedzianej i nie jest konieczne zwiększenie średnicy zewnętrznej łącznika ponad średnicę zewnętrzną rury miedzianej. Względy bezpieczeństwa i doświadczenie wskazują jednak na celowość zalecenia aby średnica zewnętrzna łącznika w obszarze połączenia stal-miedź była o 20÷25 % od średnicy zewnętrznej rury miedzianej.

W przypadku połączeń rur stalowych z rurami aluminiumowymi lub rurami ze stopu AlMg4,5 należy zalecać aby:

- 1) powierzchnia przekroju poprzecznego łącznika w obszarze połączeń stal-aluminium i aluminium-stop AlMg4,5 była czterokrotnie większa od powierzchni przekroju poprzecznego rury z aluminium lub ze stopu AlMg4,5.
- 2) podczas spawania rur z łącznikiem kontrolować temperaturę w połączeniu stal-aluminium w łączniku i tak prowadzić spawanie aby temperatura ta nie wzrosła powyżej 315°C.

Zaprezentowane w publikacji łączniki do spawania rur stalowych z aluminium i miedzianymi nie wyczerpują możliwości zastosowania łączników rurowych do spawania metali i stopów różnoimiennych. W przemyśle (np. w energetyce) stosowane są rury z różnych metali i stopów, a także różnych stali wzajemnie trudno spawalnych, których spawanie poprzez łączniki zgrzewane wybuchowo mogłoby rozwiązać wiele istniejących problemów, poprawiając jednocześnie jakość połączeń. W chłodnictwie istnieją problemy ze spawaniem rur z miedzi z rurami aluminium, a także rur ze stali nierdzewnych z rurami aluminium. W tym ostatnim przypadku można by stosować bardzo interesujące rozwiązanie w postaci łączników wielowarstwowych stal nierdzewna-nikiel-tytan-aluminium [6].

## LITERATURA

- [1] Chladek L., Nemecek J., Vacek J., 1979: Vybuchove svarovani kovu a pribuzne procesy. SNTL Praha.
- [2] Walczak W., 1989: Zgrzewanie wybuchowe metali i jego zastosowania. WNT Warszawa.
- [3] Kielczyński W., Walczak W., 1998: The application of transition joints to welding of ship steel-aluminium structures in Poland. Eurojoin. 3rd European Conference on Joining Technology. Welding technology at work. 30.03-1.04, Bern, 833-838.
- [4] Jaworski P., 2000: Próby zastosowania łączników rurowych do spawania rur stalowych z aluminium. Praca dyplomowa (inż.), Wydział Mechaniczny PG.
- [5] Ciesielski P., 2001: Próby zastosowania zgrzewania wybuchowego do wytwarzania łączników przeznaczonych do spawania rur. Praca dyplomowa (inż.), Wydział Mechaniczny PG.
- [6] Kemeishi M. i inni, 1976: Present State of Explosion Cladding in Japan. Konf. Wybuchowe zpracowani kovu III/1. DTCSVTS Pardubice.

## TRANSITION INSERTS FOR WELDING OF STEEL PIPES TO COPPER AND ALUMINIUM PIPES

### Summary

The present paper describes attempts to produce and apply the transition inserts for welding steel pipes to copper, aluminium and AlMg4.5 alloy pipes. It also offers possibilities of wider application of the process.



# MATHEMATICAL MODEL OF DEPENDENCY OF WELDING PARAMETERS FOR TEETH OF EARTH MOVING MACHINE BUCKET ON SURFACED LAYER HARDNESS

Aleksa Blagojevic, Ranko G. Zrilic, Dragoslav Dobras \*

University of Banja Luka. Mechanical Faculty, Department of Materials and Welding  
ul. Vojvode Stepe Stjepanovisa 75. 51 000 Banja Luka, Republic of Srpska

This paper is focused on the mathematical modeling of dependency of welding parameters for teeth of earth moving machine bucket and surfaced layer hardness. The experiment has been performed on tooth of earth moving machine bucket by applying hard facing with cored wire. Two brands of wires were used with variation of different current rates. Experimental results were used for determination of coefficients related to assumed models and evaluation of their equivalence. These models may be used for optimization of some welding parameters.

## 1. INTRODUCTION

It is known that a large number of miner's mechanization is exposed to intensive wearing. Also it is evident that in our mining, the reparation of worn parts is less frequent than in mining of high-developed countries. However, high valued results can be acquired by small additional effort and applying hard facing. The reparation of worn parts can be very fast and cheap by hard facing. A price of repaired parts may be considerably lower than new parts. Furthermore, a repaired part may have a high working capability [2].

Generally a great number of miner's mechanization must challenge abrasive wearing of metal surfaces by abrasive materials. Therefore hard faced surface must have a corresponding hardness in order to protect surface of penetration by abrasive materials. It must have specific structure of hard components – carbides and metal's binding material which binds hard carbides. Structural condition of hard faced layers and resistance to wearing depend on chemical composition of basic and additional material. Also it depends on diffusion in the region of mixture of basic additional material. The process of diffusion depends on welding parameters (current, voltage, speed, etc.). Therefore the question appears how technological welding parameters can influence the working conditions or hardness of hard faced layers.

This paper is an attempt to find the answer to the question by experiments on tooth of earth moving machine bucket.

## 2. THE SELECTION OF OPTIMAL SERIES OF EXPERIMENTS

It is necessary to investigate an influence of independent parameters of hardfacing: current, number of layers and type of added material, on hardness of hardfaced layers. The hardness of hardfaced layers ( $Y$ ) is a response function which is called the equation of regression:

$$Y = f(x_1, x_2, x_3), \quad (1)$$

where:  $x_1$  – el. current (a),  $x_2$  – a type of added material,  $x_3$  – a number of welded layers.

Since we investigated three independent parameters with minimum of two layers, it was necessary to perform an experimental series:

$$n = p^k = 2^3 = 8 \quad (2)$$

where:  $k$  – a number of parameters,  $p$  – a number of levels of parameters.

In addition if one counts as two additional repetitions, in a whole experiment there are 24 samples.

In order to carry out this experiment we selected the tooth of earth moving machine bucket EKG 4.6B as they are significant part of miner's mechanization which are exposed to permanent wearing. They were made by high-alloyed manganese steel cast, like many other parts of miner's mechanization. Therefore these results might be applied to other parts with similar working conditions.

Welding parameters (current, added material, number of layers) are determined by particular letters and their levels by corresponding numbers. That way el. current is designated by letter E, added material by D and number of layers by N. Their levels are designated by 1 or 2.

Minimum ( $E_1$ ) and maximum ( $E_2$ ) currents are based on tests which were performed before experiment.  $E_1 = 190A$  and  $E_2 = 345A$ .

Added material is cored wire  $\phi$  2,8 mm, D1 – domestic cored wire "PIVA 600, D" and imported cored wire CASTODUR AN4923.

Welding was performed with one (N1) or two (N2) layers. Consequently some specific experimental samples could be designated conveniently, see Table 1 with the welding parameters.

Table 1. Welding parameters

No.	Symbol of samples	Current A	Added material	Wire speed mm/min	Number of layers
1	E1 D1 N1	190	PIVA 600	4.7	1
2	E1 D1 N2	190	PIVA 600	4.7	2
3	E1 D2 N1	190	CASTODUR AN 4923	4.7	1
4	E1 D2 N2	190	CASTODUR AN 4923	4.7	2
5	E2 D1 N1	345	PIVA 600	5.9	1
6	E2 D1 N2	345	PIVA 600	5.9	2
7	E2 D2 N1	345	CASTODUR AN 4923	5.9	1
8	E2 D2 N2	345	CASTODUR AN 4923	5.9	2

### 3. EXPERIMENTAL PROCEDURE

After careful preparation, designation of samples and selection of parameters, welding of teeth of earth moving machine bucket were performed. For electric supplying we used rectifier I.CH 575, "Uljanik" Pula – RO TSU. TERMOMATEC by CASTOLIN EUTECTIC was applied as the wire supplier. During welding, all parameters are under permanent control in order to avoid subjective factors in the process of investigation.

### 4. TESTING OF EXPERIMENTAL SAMPLES

After welding all the teeth processed were tested by samples from the top of teeth 30x50mm. Now the key question appears: Which testing methods are convenient in this case?

Some of the most significant important destructive methods are hardness test, test of chemical composition, test of structural properties, and test of distribution (diffusion) of some important elements in the layers mentioned. Furthermore, among some non-destructive methods it seems applicable to mention a visual control. All other non-destructive controls cannot offer a significant insight into the quality of welded layers. However, is it necessary to apply all the tests mentioned to determine the required mathematical model of dependency of welding parameters and hardness of tooth?

In order to find the right answer it is essential to assume proper mathematical model as a functional dependency in equation (1). The polynomial model is the most applicable. At a lower degree of polynomial and selected number of parameters ( $X_1, X_2, X_3$ ), there are smaller numbers of coefficients; hence the following model of regression:

$$Y = b_0 + b_1 X_1 + b_2 X_2 + b_3 X_3 + b_{12} X_1 X_2 + b_{13} X_1 X_3 + b_{23} X_2 X_3 + b_{123} X_1 X_2 X_3 \quad (3)$$

where:  $b_0, b_1, b_2, b_3, b_{12}, b_{13}, b_{23}$  i  $b_{123}$  are the unknown coefficients of selected model (3). Therefore it is necessary to calculate these coefficients. After their calculation, the adequacy of the model should be examined. For this purpose, we used experimentally obtained values of hardness for welded layers. Therefore, in this paper we do not present all the results except the values of hardness.

#### 3.1. Examination of hardness of welded layers

We examined the hardness of welded layers first as it has a significant influence on resistance of wear. The cross-section distribution of hardness, from core to welded surface, has smaller significance than resistance of wear and therefore this investigation failed.

To examine the hardness we used the samples which were exposed firstly to metallographic investigation. Hardness of pure welding surface was examined by special samples used to investigate its chemical composition.

In order to avoid any influence of the preparation procedure on hardness examination, the flat metallographic-test sample surface provided a stable fitting of samples, while the test of hardness was carried out directly on welding layers.

To avoid potential errors in print reading, the testing of hardness of welded samples should be performed by the application of Rockwell superficial hardness test by the diamond cone and load of 1471.50 N (HRC 150).

Before investigation the hardness-test device was controlled by corresponding gauge-samples. Five measurements were performed on every sample and average values of particular measurements are represented in Table 2, where  $Y_i^I, Y_i^J, Y_i^{II}$  are the average values of hardness for repeated experiments.

It is evident that the hardness of welded layers obtained by the application of imported cored wire D2 is higher than the hardness of domestic cored wire D1, which was expected as the hardness of pure D2 before application is higher than the hardness of D1, which must be due to the chemical composition.

In one-layer hardfacing there are observed significant decreases in hardness with increasing of electrical current, which is a consequence partially of a more intensive mixture between basic and added material. In addition there is an intensive combustion of alloying addition. With less alloying addition in basic material and more intensive mixture between basic and added material, hardfacing has a poorer chemical composition. Therefore, a decrease in hardness is less emphasized for two-layer hardfacing, as compared with the one-layer type.

Table 2. Hardness results of welded layers  $Y_i$

No.	Symbol of samples	$Y_i^I$	$Y_i^J$	$Y_i^{II}$			Average values of $Y_i$
1	E1 D1 N1	38.0	40.1	35.2			37.8
2	E1 D1 N2	43.4	41.0	44.2			42.9
3	E1 D2 N1	42.1	37.6	43.0			40.9
4	E1 D2 N2	54.5	50.3	55.1			53.3
5	E2 D1 N1	27.5	26.0	30.2			27.9
6	E2 D1 N2	41.2	42.8	39.8			41.3
7	E2 D2 N1	31.3	35.0	27.9			31.4
8	E2 D2 N2	50.3	54.3	49.0			51.2
9	Hardness of pure welding, D1	45.3	46.8	43.0	44.0	46.2	45.1
10	Hardness of pure welding, D2	53.6	60.0	61.0	59.0	60.5	59.8

## 5. REGRESSION ANALYSIS

All the values obtained in the experiment mentioned should be processed to provide particular valid conclusions about dependency of welding parameters and surfaced layer hardness. There are more statistical methods for processing these data. One of the most applied method is the least squares with its evaluation of the adequacy of the presupposed model.

When all the experimental graph points are positioned very close to a line, it goes as follows:

$$Y_i - b_0 - b_1X_{i1} - b_2X_{i2} - b_3X_{i3} - b_{12}X_{i1}X_{i2} - b_{13}X_{i1}X_{i3} - b_{23}X_{i2}X_{i3} - b_{123}X_{i1}X_{i2}X_{i3} = 0 \quad (4)$$

where  $i = 1, 2, \dots, 8$ .

However, in practice there is always a difference between the measured values in some points and values given by regression analysis. Therefore an implicit form of the regression equation is:

$$Y_i - b_0 - b_1x_{1i} - b_2x_{2i} - b_3x_{3i} - b_{12}x_{1i}x_{2i} - b_{13}x_{1i}x_{3i} - b_{23}x_{2i}x_{3i} - b_{123}x_{1i}x_{2i}x_{3i} = \xi_i \quad (5)$$

where  $\xi_i$  represents a difference between the measured value  $Y_i$  in  $i^{th}$  point and value given by regression (4). Consequently it is necessary to calculate the coefficients from equation (4) that way to minimize their differences. That is

$$U = \sum_{i=1}^8 \xi_i^2 = \min, \quad \text{and :}$$

$$\sum_{i=1}^8 (Y_i - b_0 - b_1x_{1i} - b_2x_{2i} - b_3x_{3i} - b_{12}x_{1i}x_{2i} - b_{13}x_{1i}x_{3i} - b_{23}x_{2i}x_{3i} - b_{123}x_{1i}x_{2i}x_{3i}) = 0 \quad (6)$$

Assuming there is a minimum, its calculation is obtained provided that the partial derivations for all unknown coefficients simultaneously equal zero:

$$\frac{U}{b_0} = 0; \quad \frac{U}{b_1} = 0; \quad \dots, \quad \frac{U}{b_{123}} = 0 \quad (7)$$

After partial derivation with all unknown coefficients there is a system of equations, accounting for conditions of symmetry, normality and orthogonality, which is as follows:

$$b_0 = \frac{\sum_{i=1}^8 Y_i}{8}, \quad b_{ikl} = \frac{\sum_{i=1}^8 Y_i Y_{ii} Y_{ki} Y_{li}}{8} \quad (j \neq k \neq l) \quad (j, k, l = 1, 2, 3) \quad (8)$$

In order to provide regression analysis the experiment should be repeated; the present investigation included two of them. In order to simplify determination of experimental conditions and data processing, we used coded values of welding parameters: +1 and -1, it is as follows:

- current	$x_1 = \frac{E - 267,5}{77,5};$	$E = \begin{Bmatrix} -1 & 190 \text{ A} \\ +1 & 345 \text{ A} \end{Bmatrix}$	
- added material	$x_2 = \begin{Bmatrix} -1 & D1 \\ +1 & D2 \end{Bmatrix}$	....	(9)
- number of layers	$x_3 = \begin{Bmatrix} -1 & N1 \\ +1 & N2 \end{Bmatrix}$		

Accounting for this condition and processing data we obtained Table 3, which represents all the data needed to calculate the coefficients (3) by expressions (8).

Table 3. All the data needed to calculate the coefficients

No.	Symbol of samples	$\bar{Y}_i$	$\bar{Y}_{i,x_1}$	$\bar{Y}_{i,x_2}$	$\bar{Y}_{i,x_3}$	$\bar{Y}_{i,x_1x_2}$	$\bar{Y}_{i,x_1x_3}$	$\bar{Y}_{i,x_2x_3}$	$\bar{Y}_{i,x_1x_2x_3}$
1	E1 D1 N1	37.8	-37.8	-37.8	-37.8	-37.8	-37.8	-37.8	-37.8
2	E1 D1 N2	42.9	-42.9	-42.9	42.9	42.9	-42.9	-42.9	42.9
3	E1 D2 N1	40.9	-40.9	40.9	-40.9	-40.9	40.9	-40.9	40.9
4	E1 D2 N2	53.3	-53.3	53.3	53.3	-53.3	-53.3	53.3	-53.3
5	E2 D1 N1	27.9	27.9	-27.9	-27.9	-27.9	-27.9	27.9	27.9
6	E2 D1 N2	41.3	41.3	-41.3	41.3	-41.3	41.3	-41.3	-41.3
7	E2 D2 N1	31.4	31.4	31.4	-31.4	31.4	-31.4	-31.4	-31.4
8	E2 D2 N2	51.2	51.2	51.2	51.2	51.2	51.2	51.2	51.2
$\Sigma$		326.7	-23.1	26.9	50.7	-0.1	15.7	13.7	-0.9
$b_0 = 40.84$		$b_2 = 3.36$		$b_{12} = 0.0125$		$b_{23} = 1.71$			
$b_1 = -2.89$		$b_3 = 6.34$		$b_{13} = 1.96$		$b_{123} = 0.11$			

5.1. Testing the significance of regression coefficient

Each coefficient should be provided with a kind of testing. There are two methods: Student’s t-test and Fisher’s (F-test). If some coefficients have higher value than critical (pre-assumed value of significance 5%), than these coefficients are considered significant. On the contrary, other coefficients could be neglected.

The most frequent method is Student’s t-test. At the beginning, a dispersion  $S^2(b_i)$  should be calculated. All the data needed are given in Table 4.

$$S^2(b_i) = \frac{S^2(Y)}{N} = \frac{\sum_{i=1}^n \sum_{q=1}^p (Y_{iq} - \bar{Y}_i)^2}{N n (p - 1)} = \frac{51,055}{384} = 0,1329 \tag{10}$$

$$S(b_i) = \sqrt{0,1329} = 0,365$$

where:

- $S^2(Y)$  - dispersion of measured values  $Y$ ,
- $Y_{iq}$  - average value of hardness for particular measuring  $Y^I, Y^{II}, Y^{III}$  (table 4),
- $\bar{Y}$  - average value of hardness,
- $N$  - number of experiments ( $N = 24$ ),
- $n$  - number of experiments without repetition ( $n = 8$ ),
- $p$  - number of experimental repetition ( $p = 3$ ),
- $(p - 1)$  - degree of freedom.

$$S_i^2 = \frac{\sum_{q=1}^p (\bar{Y}_{iq} - Y_i)^2}{(p - 1)}$$

$S_i^2$  - Dispersion of particular experiment (see its column in Table 4).

Table 4. Values required for testing of significance of coefficients and model adequacy

No.	Designation of samples	Experimental values		Average values		S <sub>i</sub> <sup>2</sup>	Y <sub>i</sub>	(Ȳ <sub>i</sub> - y <sub>i</sub> ) <sup>2</sup>
		Y <sub>i</sub> <sup>I</sup>	Y <sub>i</sub> <sup>II</sup>	Y <sub>i</sub> <sup>III</sup>	Ȳ			
1	E1 D1 N1	38.0	40.1	35.2	37.8	6.045	37.7	0.01
2	E1 D1 N2	43.4	41.0	44.2	42.9	2.775	43.04	0.02
3	E1 D2 N1	42.1	37.6	43.0	40.9	8.370	41.0	0.01
4	E1 D2 N2	54.5	50.3	55.1	53.3	6.840	53.18	0.014
5	E2 D1 N1	27.5	26.0	30.2	27.9	4.530	28.0	0.01
6	E2 D1 N2	41.2	42.8	39.8	41.3	2.255	41.18	0.014
7	E2 D2 N1	31.3	35.0	27.9	31.4	12.610	31.3	0.01
8	E2 D2 N2	50.3	54.3	49.0	51.2	7.630	51.32	0.014
Σ		328.3	327.1	324.4	326.7	51.055	326.72	0.102

According to Student's t-test it will be [5]:

$$t_{ii} = \frac{|b_i|}{S(b_i)} \tag{11}$$

The significance of each particular coefficient was calculated using the equation (11). These values should be compared with the values given in Table representing degree of freedom  $f = n(p-1) = 16$  and the adopted level of accuracy 95% or level of significance 5%. The value obtained from that Table is  $t_f = 2.12$ . Applying the Student's t-test for the evaluation of significance of model parameters, the degree of freedom, applied for the calculation of experimental dispersion, has been used.

From the Student's t-test it can be concluded that all coefficients are significant except  $b_{12}$  and  $b_{123}$ , and therefore they are excluded from the model. Hence the following regression model for hardness Y in coded coordinates:

$$Y_1 = 40.84 - 2.81x_1 + 3.36x_2 + 6.34x_3 + 1.96x_1x_3 + 1.71x_2x_3 \tag{12}$$

### 5.2. Testing model adequacy

Testing model adequacy draws on the comparison of experimental results dispersion with the regression line. In order to characterize the dispersion of the measured results related to regression line, it is necessary to calculate the following equation:

$$\sum_{i=1}^n (\Delta Y_1)^2 = \sum_{i=1}^n (\bar{Y}_1 - \dot{Y}_1)^2 \tag{13}$$

where:

- Y<sub>1</sub> - hardness of welded layers according to equation (12) and from Table 4.
- Ȳ<sub>1</sub> - Average value of measured hardness of welded layers (Tables 3 and 4).

The dispersion of adequacy is given by:

$$S_{ad}^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (\bar{Y}_i - \hat{Y}_i)^2}{f} = \frac{0,102}{4} = 0,0255 \quad (14)$$

where  $f$  is a particular degree of freedom which is used to determine the adequacy of dispersion. It is a difference between a number of various experiments (the result is used to calculate regression coefficients) and a number of particular coefficients which are implemented in linear regression dependency (in case [1]):

$$f = n - (k + 1) = 8 - (3 + 1) = 4 \quad (15)$$

where  $k$  is a factor number of linear dependency.

F-test was used for testing of adequacy. Firstly it is necessary to calculate F-factor  $F_r$  and to compare that value with value  $F_t$  from test-Table. In case  $F_r < F_t$ , the model is adequate enough to describe the experiment performed.

$F_t$  is determined by the corresponding Table, specific degree of freedom of dispersion  $S^2(Y)(f = 16)$  and the degree of freedom of dispersion  $S_{ad}^2(f = 4)$ . The value of f-factor calculated is given as a dispersion ratio:

$$F_r = \frac{S_{ad}^2}{S^2(Y)} = \frac{0,0255}{3,1898} = 0,0079942 \quad (16)$$

where:

$S_{ad}^2$  - dispersion of model adequacy,

$S^2(Y)$  - dispersion of measured output values as hardness of welded layers.

Since  $F_r = 0,00799 < F_t = 3,0$ , it can be concluded that the model is adequate.

### 5.3. Model graphic interpretation - conclusions

Firstly the regression of equation (12) should be converted in natural coordinates by equation (9) in order to provide a direct reading of hardness by its graph, in relation to real values of welding parameters.

By conversion to natural coordinates, the next functional relations for added material D1 and one (N1) or two (N2) welded layers:

$$Y_{N1} = 49.6 - 0.063 E \quad (17)$$

$$Y_{N2} = 45 - 0.012 E \quad (18)$$

Consequently for added material D2 and one (N1) or two (N2) welded layers:

$$Y_{N1} = 52.89 - 0.063 E \quad (19)$$

$$Y_{N2} = 55.46 - 0.012 E \quad (20)$$

Figure 1 describes the relations (17), (18), (19), (20) visually.



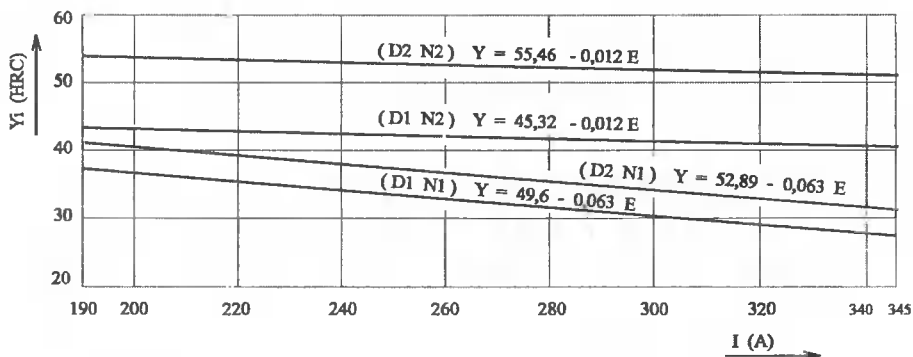


Fig 1. The functions (17), (18), (19), (20)

Consequently the data in Fig.1 can be directly applied to industrial practice.

## REFERENCES

- [1] Adler P., Markova E.V., Granovski V., 1976: Planirovanie eksperimenta pri poiske optimalnih uslovi. Izd. "Nauka" Moskva.
- [2] Blagojevic A., 1984: Istrazivanje mogucnosti reparature ostecenih dijelova mehanizacije u rudnicima tehnikom zavarivanja i navarivanja. Projekat za SIZ nauke BiH, Masinski fakultet Banjaluka.
- [3] Blagojevic A., 1987: Prilog rjesenju problema poboljsanja triboloskih svojstava slojeva repariranih navarivanjem punjenom zicom. Doktorska disertacija, Masinski fakultet Banjaluka.
- [4] Smailbegovic-Masic N., 1980: Planiranje eksperimenata. Energoinvest - Institut za zavarivanje Sarajevo.
- [5] Stanic J., 1975: Metode inzenjerskih mjerenja. Masinski fakultet Beograd.



# STRUKTURA I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE STREFY WPLYWU CIEPŁA W STALI KONSTRUKCYJNEJ O WYSOKIEJ WYTRZYMAŁOŚCI

Stanisław M. Pytel, Janusz Mikuła, Izabela Pietryka

Politechnika Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali,  
al. Jana Pawła II /37, 31-864 Kraków

W pracy przedstawiono wyniki badań, których celem było określenie wpływu cykli cieplnych spawania na właściwości mechaniczne i mikrostrukturę strefy wpływu ciepła stopowej stali konstrukcyjnej należącej do kategorii HSLA-130.

## 1. WPROWADZENIE

Materiały stalowe na ciężkie konstrukcje spawane pracujące pod zmiennymi obciążeniami oraz w warunkach niskiej temperatury powinny charakteryzować się: wysoką udarnością i granicą plastyczności oraz niską temperaturą przejścia plastyczno-krucho. Ponadto ze względów technologicznych istotnym zagadnieniem jest uzyskanie małej wartości równoważnika węgla  $C_e$  [1, 2]. W związku z tym, że obniżenie zawartości węgla w stalach konstrukcyjnych istotnie polepsza spawalność oraz odporności na pękanie tej grupy materiałów, w ostatnich trzech dekadach wzrasta produkcja stali zawierających  $C < 0,1\%$  [3-5]. Wysoką granicę plastyczności oraz odporność na pękanie tej grupy stali uzyskuje się w wyniku przemiany fazowej austenit-bainit. Końcowym efektem tej przemiany jest znaczna gęstość dyslokacji wraz z drobnodispersyjnymi wydzieleniami węglikoazotków niobu oraz tytanu. Dodatkowo skutecznym sposobem jest zastosowanie utwardzania dyspersyjnego, wykorzystując w tym celu dodatek miedzi [3, 4]. Stale utwardzone wydzieleniowo miedzią zawierają poniżej  $0,06\%$  C oraz od  $1\%$  do  $2\%$  Cu przy równoczesnym zastosowaniu dodatków: Ni, Cr, Mo, Nb [5, 6].

## 2. BADANIA ORAZ WYNIKI

Do badań zastosowano wytop laboratoryjny stopowej stali konstrukcyjnej należącej do kategorii HSLA-130 [4-6] i przeznaczonej do pracy w obniżonej temperaturze. Skład chemiczny badanej stali przedstawiono w tabeli 1. Wlewek laboratoryjny o masie 250 kg (odlewany próżniowo) walcowano w zakresie temperatury:  $1250 \div 1000^\circ\text{C}$  na płaskownik o grubości 25 mm.

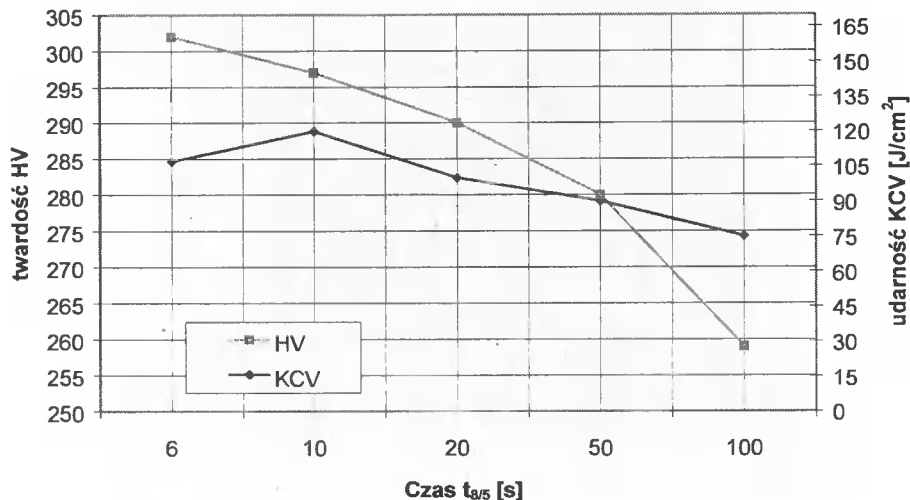
Tabela 1. Skład chemiczny stali HSLA-130

Stal	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb
HSLA- 30	0,020	2.0	0,004	0,002	0,25	1,50	6.2	0,70	1,0	0,010	0.04

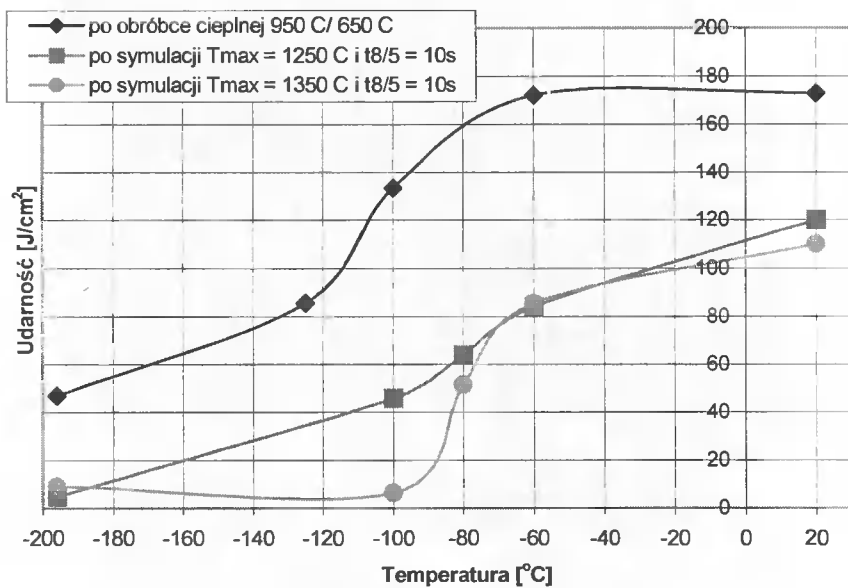
Plaskownik został poddany obróbce cieplnej, która polegała na hartowaniu z temperatury 950°C/30 minut oraz odpuszczaniu 650°C/60 minut. Zastosowanie takiego procesu obróbki cieplnej zapewniło skojarzenie wysokiej udarności  $KCV = 173 \text{ J/cm}^2$ , którą wyznaczono na próbkach poprzecznych do kierunku walcowania plaskownika z granicą plastyczności materiału  $R_{p0.2} > 900 \text{ MPa}$  [7]. Po przeprowadzonej obróbce cieplnej nastąpił znaczny wzrost udarności, bo aż około 70%, w porównaniu z materiałem w stanie dostawy. Temperatura przejścia plastyczno–kruchego  $t_{pk}$  materiału po obróbce cieplnej dla przyjętego kryterium  $50 \text{ J/cm}^2$  wynosiła około  $-190^\circ\text{C}$ .

Następnie przeprowadzono badania polegające na modelowaniu strefy wpływu ciepła (SWC) powstającej podczas spawania stali. Podstawowym celem tego eksperymentu było określenie wpływu zmian czasu chłodzenia  $t_{8/5}$  przy stałej wartości maksymalnej temperatury  $T_{max}$  cyklu cieplnego spawania na twardość oraz udarność stali. Badania modelowe zostały przeprowadzone na symulatorze cykli cieplnych spawania. Symulacja polegała na oporowym nagraniu próbki zgodnie z zaprogramowanym przebiegiem imitującym cykl cieplny spawania. Szczegółowe zasady obsługi i programowania symulatora przedstawiono w pracy [9]. Przeprowadzono symulacje cykli cieplnych spawania przy  $T_{max} = 1250^\circ\text{C}$  dla czasów  $t_{8/5} = 6, 10, 20, 50, 100 \text{ s}$ . Badania symulacyjne przeprowadzone dla temperatury maksymalnej cyklu  $T_{max} = 1250^\circ\text{C}$  wykazały, że dla krótkich czasów  $t_{8/5} = 6, 10, 20 \text{ s}$ , udarność próbek mięci się w przedziale od 100 do  $120 \text{ J/cm}^2$  a twardość w przedziale od 302 do 290 HV10. W miarę wydłużania czasu  $t_{8/5}$  udarność wyraźnie obniża się i dla  $t_{8/5} = 100 \text{ s}$  wynosi  $75 \text{ J/cm}^2$ . Podobnie zachowuje się twardość uzyskując dla  $t_{8/5} = 100 \text{ s}$  wartość 259 HV10. Wyniki te wykazują, że stal ta winna być spawana przy czasach  $t_{8/5}$  poniżej 20 s. Wyniki te zostały przedstawione na rysunku 1. Na podstawie otrzymanych wyników przeprowadzono kolejny eksperyment, który obejmowały ocenę wpływu maksymalnej temperatury  $T_{max}$  cyklu cieplnego spawania na wielkość ziaren austenitu w SWC oraz na temperaturę przejścia plastyczno–kruchego. W tym celu założono stałą wartość  $\Delta t_{A_3} = 12 \text{ s}$  oraz  $t_{8/5} = 10 \text{ s}$  gdzie:  $\Delta t_{A_3}$  - czas przebywania próbki powyżej temperatury intensywnego rozrostu ziaren austenitu. Badania wykonano dla dwóch wartości:  $T_{max} = 1250^\circ\text{C}$  i  $T_{max} = 1350^\circ\text{C}$ .

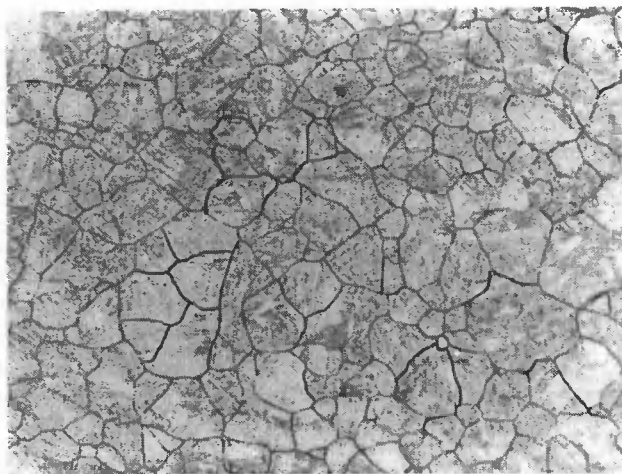
Przeprowadzone eksperymenty spowodowały znaczne podwyższenie  $t_{pk}$  w stosunku do próbek po obróbce cieplnej. Jak to przedstawiają wyniki na rysunku 2, dla temperatury nagrzewania  $T_{max} = 1250^\circ\text{C}$  i czasu  $t_{8/5} = 10 \text{ s}$ , temperatura przejścia plastyczno–kruchego wynosi około  $-90^\circ\text{C}$  (dla przyjętego kryterium  $KCV_{min} = 50 \text{ J/cm}^2$ ), zaś dla  $T_{max} = 1350^\circ\text{C}$  i czasu  $t_{8/5} = 10 \text{ s}$  odpowiednio ponad  $-80^\circ\text{C}$ . Pomimo znacznych zmian mikrostrukturalnych w SWC, badana stal zachowuje założone wymagane minimum udarności  $50 \text{ J/cm}^2$  aż do temperatury  $-80^\circ\text{C}$ .



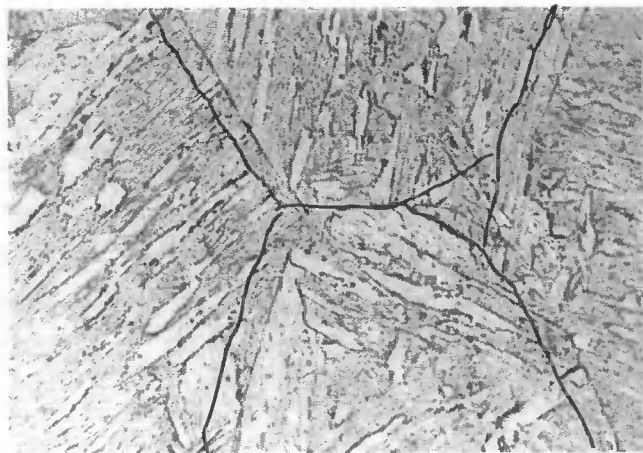
Rys. 1. Wpływ czasu chłodzenia  $t_{8/5}$  na przebieg zmiany twardości oraz udarności próbek poprzecznych



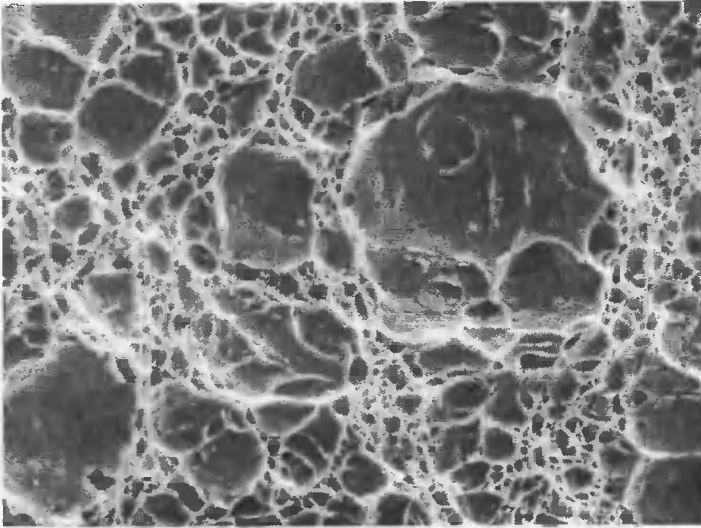
Rys. 2. Zależność udarności próbek poprzecznych od temperatury



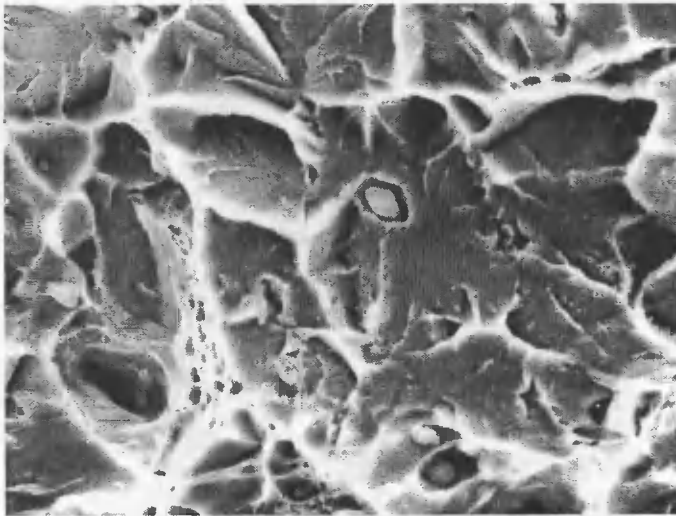
Rys. 3. Mikrostruktura stali po obróbce cieplnej; traw. kwasem pikrynowym; pow. 100x



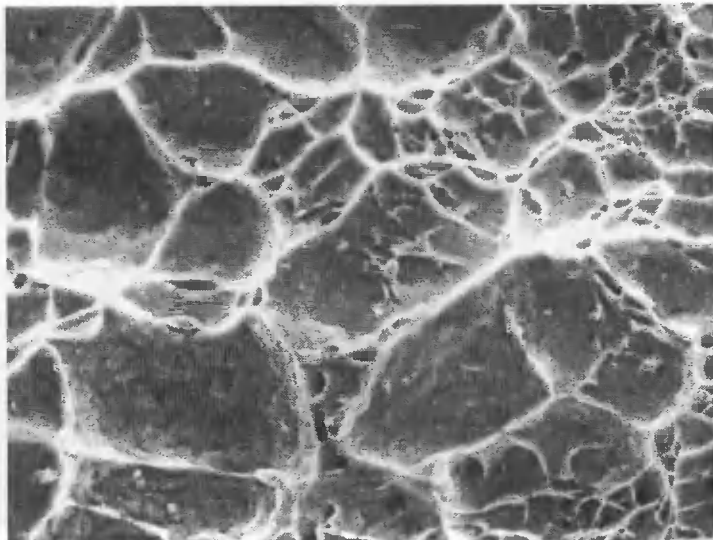
Rys. 4. Mikrostruktura stali po obróbce cieplnej i symulacji w warunkach  $T_{\max} = 1350^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{8/5} = 10$  s, obszar centralnej części próbki, traw. 4% azotalem; pow. 1000x



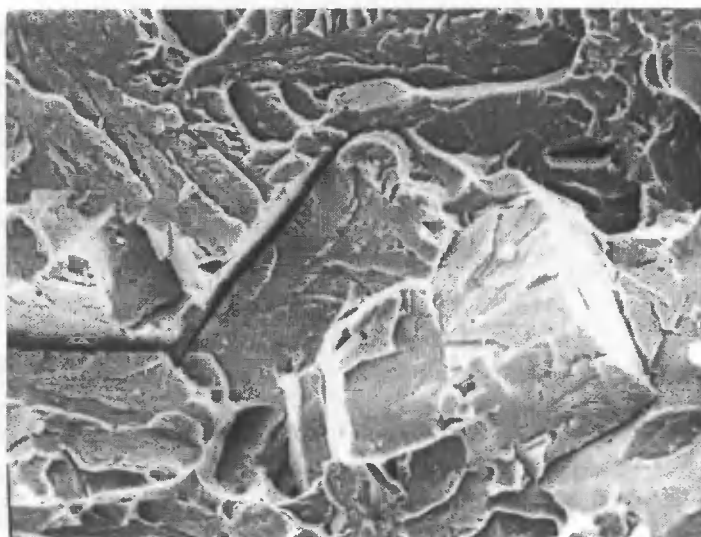
Rys. 5. Powierzchnia przełomu próbki po obróbce cieplnej złamanej w temperaturze 20°C, KCV = 173 J/cm<sup>2</sup>. Przełom ciągliwy z charakterystycznymi kraterami w otoczeniu wtrąceń niemetalicznych. Widoczne kratery mają kształt owalny i oddzielone są obszarami o drobnodyspersyjnej budowie związanej z wydzieleniami fazy wtórnej. Pow. 1000x



Rys. 6. Powierzchnia przełomu próbki po obróbce cieplnej złamanej w temperaturze -196°C, KCV = 46 J/cm<sup>2</sup> – pękanie łupliwe, widoczne są pęknięcia wtórne biegnące w głąb materiału oraz wąskie strefy pęknięcia ciągliwego utworzone w końcowej fazie zniszczenia próbki. Pow. 2000x



Rys. 7. Powierzchnia przelomu próbki po obróbce cieplnej i symulacji:  $T_{\max} = 1350^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{8/5} = 10$  s złamanej w temperaturze  $20^{\circ}\text{C}$ ,  $KCV = 115$   $\text{J}/\text{cm}^2$ . Pękanie ciągliwe, widoczne owalne pustki pochodzące od wtrąceń niemetalicznych. Pow. 1000x



Rys. 8. Powierzchnia przelomu próbki po obróbce cieplnej i symulacji  $T_{\max} = 1350^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{8/5} = 10$  s złamanej w temperaturze  $96^{\circ}\text{C}$ ,  $KCV = 9$   $\text{J}/\text{cm}^2$ . Przelom transkryształiczny łupliwy. Pow. 500x



Obniżenie udarności stali oraz wzrost  $t_{pk}$  w SWC wywołane zostało rozrostem ziaren austenitu. Przeprowadzone obserwacje mikroskopowe oraz ilościowe badania mikrostruktury pokazały, że po obróbce cieplnej średnia wielkość ziaren austenitu (umowna średnica) wynosi  $D\gamma = 15,9 \mu\text{m}$  – rysunek 3. W wyniku procesu nagrzewania do  $T_{\text{max}} = 1250^\circ\text{C}$  i  $t_{8/5} = 10 \text{ s}$  wielkość ta znacznie wzrosła osiągając średnią wartość  $D\gamma = 41,4 \mu\text{m}$ , natomiast dla  $T_{\text{max}} = 1350^\circ\text{C}$  i  $t_{8/5} = 10 \text{ s}$  odpowiednio  $D\gamma = 108,5 \mu\text{m}$  – rysunek 4.

Przeprowadzone dodatkowo badania fraktograficzne potwierdziły, że po obróbce cieplnej próbki o wysokiej udarności ( $KCV = 173 \text{ J/cm}^2$ ) złamane w temperaturze pokojowej charakteryzują się przelomem ciągliwym – rysunek 5; przy czym stosunkowo duża liczebność kraterów o niewielkich rozmiarach świadczy o małym stopniu zanieczyszczenia stali wtrąceniami niemetalicznymi. Na rysunku 6 przedstawiono natomiast przelom próbki złamanej w ciekłym azocie. Pomimo bardzo niskiej temperatury widać na powierzchni przelomu ślady odkształcenia plastycznego świadczące o wysokiej ciągliwości badanej stali po obróbce cieplnej. Na kolejnej mikrofotografii (rys.7) przedstawiono przelom ciągliwy próbki po symulacji w  $T_{\text{max}} = 1350^\circ\text{C}$ . Z porównania rysunku 7 z rysunkiem 5 można stwierdzić, że po nagrzaniu stali do temperatury  $T_{\text{max}} = 1350^\circ\text{C}$  znacznie zmniejszyła się liczebność drobnodispersyjnych kraterów pochodzących od wydzielenia fazy wtórnej, zaś owalne pustki pochodzące od wtrąceń niemetalicznych są znacznie płytsze. Rozrost ziaren austenitu w strefie wpływu ciepła wyraźnie natomiast zmienia mechanizm pęknięcia stali w niskiej temperaturze co potwierdza wygląd przelomu (rys.8). W porównaniu z rysunkiem 6 przelom próbki gruboziarnistej (poddanej nagrzaniu do temperatury  $1350^\circ\text{C}$ ) jest całkowicie łupliwy z charakterystycznymi wtórnymi pęknięciami biegnącymi w głąb osnowy.

### 3. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Przeprowadzone w pracy badania symulacyjne SWC wykazały, że stal HSLA-130 charakteryzuje się najlepszymi właściwościami mechanicznymi dla czasów chłodzenia  $t_{8/5} < 20 \text{ s}$ . Dla temperatury  $T_{\text{max}} = 1250^\circ\text{C}$  i czasów chłodzenia w przedziale  $t_{8/5} = 10\div 20 \text{ s}$  udarność stali waha się w granicach  $120\div 100 \text{ J/cm}^2$ , twardość wynosi  $297\div 290 \text{ HV}$  zaś próbki charakteryzują się strukturą martenzytyczno-bainityczną. Najniższą temperaturę przejścia plastyczno-krucho (dla kryterium  $50 \text{ J/cm}^2$ ) wynoszącą około  $-95^\circ\text{C}$  otrzymano dla warunków symulacji:  $t_{8/5} = 10 \text{ s}$ ,  $T_{\text{max}} = 1250^\circ\text{C}$ . Ponadto badania mikroskopowe wykazały, że stal HSLA-130 wykazuje skłonność do intensywnego rozrostu ziaren austenitu w temperaturze symulacji  $T_{\text{max}} = 1350^\circ\text{C}$ , dlatego też wyroby stalowe wykonane z gatunku HSLA-130 powinny być spawane niskimi energiami linowymi łuku. Przeprowadzone doświadczenia pozwalają na zawężenie obszaru dalszych eksperymentów do zakresu czasów chłodzenia  $t_{8/5} < 20 \text{ s}$ . W tym zakresie winny być przeprowadzone dodatkowe badania właściwości SWC, które pozwolą na precyzyjne wyznaczenie optymalnego zakresu czasów chłodzenia  $t_{8/5}$ .

## LITERATURA

- [1] Butnicki S., 1979: Spawalność i kruchość stali. WNT Warszawa.
- [2] Pilarczyk J., 1977: Metaloznawstwo spawalnicze. Wyd. Politechniki Warszawskiej.
- [3] Wilson A.D., Hamburg E.G., Colvin D.J., Thompson S.W., Krauss G., 1988: Properties and Microstructures of Copper Precipitation Aged Plate Steel. Microalloying '88, Chicago, ASM.
- [4] Foley R.P., Fine M.E., 1991: Microstructure and property investigation of quenched and tempered HSLA-100. Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels, June 3-6, Pittsburg, PA, USA.
- [5] Hulka K., 1995: High Temperature Thermomechanical Processing Background and Application. Proceedings of the International Conference "Microalloying'95", June 11-14, Pittsburg, PA, USA, 235-248.
- [6] Lis A.K., 1998: Podstawy kształtowania wysokiej odporności na pękanie ultraniskowęglowych stali bainitycznych. Wyd. Politechniki Częstochowskiej.
- [7] Rynkar B., 1996: Właściwości mechaniczne niskowęglowych stali konstrukcyjnych modyfikowanych miedzią. Praca dyplomowa, Kraków.
- [8] Pietryka I., 1999: Struktura i właściwości symulowanej strefy wpływu ciepła stali konstrukcyjnej HSLA-130. Praca dyplomowa, Kraków.
- [9] Kusiega W., 1983: Instrukcja obsługi symulatora spawalniczych cykli cieplnych. Praca badawcza Instytutu Spawalnictwa.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES  
OF HEAT AFFECTED ZONE  
IN HIGH STRENGTH STRUCTURAL STEEL

Summary

The present paper offers a brief presentation of the results of research into microstructure and mechanical properties of the simulated heat-affected zone of HSLA-130 copper treated steel.

## BADANIA PORÓWNAWCZE SWC ZŁĄCZY SZYN ZGRZEWANYCH ELEKTRYCZNIE I SPAWANYCH TERMITOWO

Roman Wielgosz, Andrzej Zajęc

Politechnika Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
al. Jana Pawła II nr 37, 31-864 Kraków

Przedstawiono możliwości i ograniczenia dotyczące łączenia szyn kolejowych metodami spawalniczymi. Podano wyniki badań metaloznawczych SWC złączy zgrzewanych elektrycznie i spawanych termitowo, na podstawie których oceniono jakość i właściwości użytkowe tych połączeń

### 1. WPROWADZENIE

Zasadniczym elementem nowoczesnej nawierzchni kolejowej jest tor bezстыkowy, który stanowi dowolna ilość szyn trwale i nierozłącznie połączonych ze sobą.

Wyeliminowanie tradycyjnego łączenia odcinków szyn przy pomocy łubek skręcanych śrubami stało się możliwe dzięki zastosowaniu spawalniczych metod łączenia szyn, a zwłaszcza zgrzewania elektrycznego i spawania termitowego.

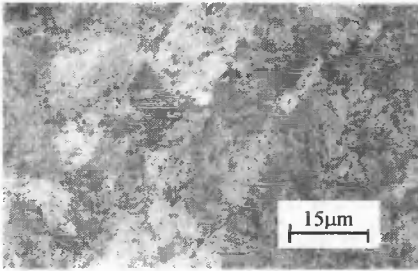
Wprawdzie metody te są znane od prawie 100 lat, jednakże wykorzystywanie ich w skali wielkoseryjnej do łączenia tak odpowiedzialnych i trudnych technologicznie elementów jak szyny kolejowe liczy dopiero niewiele ponad ćwierć wieku. Jazda po torze bezстыkowym jest spokojna i cicha, nie występują uderzenia kół na uginających się stykach szyn, powodujące uszkodzenia i nadmierne zużycie końców szyn i obręczy pojazdów szynowych, co często ma miejsce w przypadku toru łączonego przy pomocy łubek skręcanych śrubami. Tym samym tor bezстыkowy stwarza mniej ograniczeń eksploatacyjnych, a jazda po nim jest bezpieczniejsza i bardziej komfortowa.

Warunkiem uzyskania dobrych rezultatów jest jednak także opanowanie technologii spajania złączy szyn, aby właściwości złączy nie odbiegały od właściwości szyn, i co bardzo ważne, były powtarzalne dla wszystkich styków.

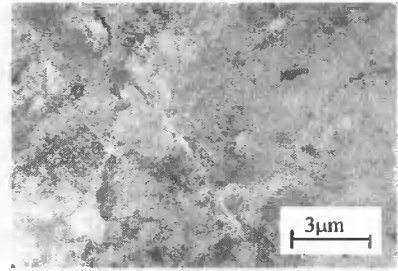
Krajowe szyny normalnotorowe wytwarzane są ze stali gatunków St70P, St72P, St90PA i St90PB. Składy chemiczne tych stali określone są w PN-84/H-93421. Są to stale niestopowe średniowęglowe z normalną lub podwyższoną zawartością manganu: w stanie surowym posiadają strukturę perlityczną z niewielką ilością ferrytu. Typową strukturę stali szynowej pokazano na rysunkach 1 i 2.

Z uwagi na wpływ siarki na skłonność stali do pękania, zgodnie z wymienioną normą szyny posiadają określoną zawartość siarki: max. 0,0 4% dla kategorii T - szyn o zwiększonej odporności na zużycie i max. 0,05 % dla kategorii N - szyn o normalnej

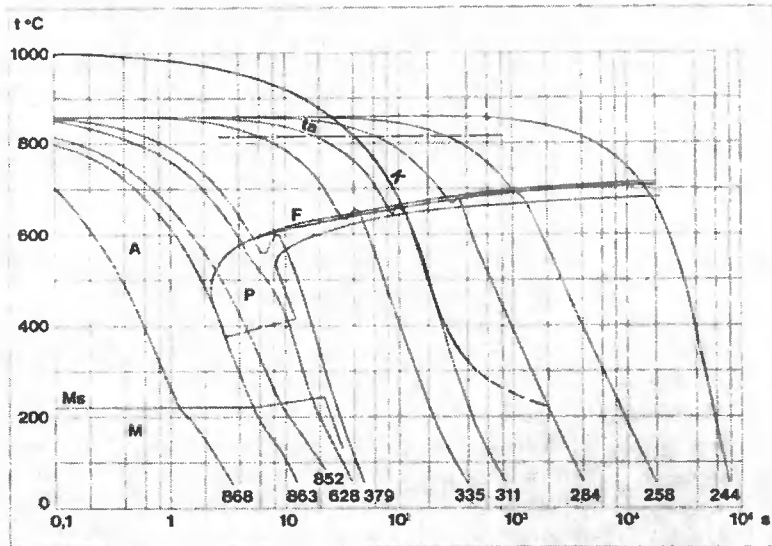
odporności na zużycie. Stopień segregacji siarki w szynach jest również określony wzorcami i kontrolowany podczas badań odbiorowych przez wykonywanie odbitki Baumanna.



Rys. 1. Struktura materiału szyny ze stali gatunku St90PA. Traw. azotalem



Rys. 2. Struktura materiału szyny ze stali gatunku St90PA. Traw. azotalem



Rys. 3. Wykres CTP dla stali szynowej: K - teoretyczna krzywa chłodzenia szyny, A - austenit, P - perlit, F - ferryt, M - martenzyt,  $t_s$  - temperatura austenitacji,  $M_s$  - temperatura początku przemiany martenzytowej

Podczas nagrzewania i chłodzenia stali w zależności od jej składu chemicznego, zakresu temperatur nagrzania, czasu wygrzewania w danej temperaturze oraz szybkości chłodzenia zachodzą przemiany strukturalne. Końcowa struktura i właściwości mechaniczne stali uzależnione są od przebiegu powyższych czynników. Poznanie tych zależności jest niezwykle ważne, ponieważ umożliwia dokonanie takiego doboru parametrów procesu nagrzewania i chłodzenia, przy których możliwe jest uzyskanie żądanej struktury i właściwości danego materiału.

Zależności te przedstawiane są w postaci wykresów trójczynnkowych – „czas-temperatura-przemiana”, zwanych skrótowo wykresami CTP. Na rysunku 3 pokazany

jest przykład wykresu CTP dla stali szynowej o składzie chemicznym zbliżonym do stali gatunku St90PA (0,8 % C, 0,8 % Mn, 0,6 % Si) [1].

Jak widać z wykresu, istnieje dość szeroki zakres prędkości chłodzenia, przy których można otrzymać strukturę perlityczną z niewielką ilością ferrytu, oraz twardość materiału zbliżoną do twardości szyny w stanie dostawy.

Tego rodzaju wykresy, sporządzane dla chłodzenia ciągłego występującego w warunkach spawalniczych stanowią podstawę do optymalizacji doboru parametrów procesów spawalniczych i pozwalają na prognozowanie struktur i właściwości złączy.

## 2. OGRANICZENIA TECHNOLOGICZNE DOTYCZĄCE SPAJANIA SZYN METODAMI SPAWALNICZYMI

Szyny kolejowe jako elementy mające być poddane spajaniu metodami spawalniczymi stwarzają szereg trudności technicznych oraz technologicznych i z tego względu ilość spawalniczych metod łączenia możliwych do wykorzystania jest znacznie ograniczona i w praktyce sprowadza się do dwu metod:

- elektrycznego zgrzewania doczołowego iskrowego,
- spawania termitowego.

Ograniczenia oraz trudności techniczne i technologiczne wynikają głównie z następujących powodów:

- składu chemicznego stali stosowanych do wytwarzania szyn,
- wielkości przekroju poprzecznego i profilu szyn,
- wysokich wymagań stawianych złączom spajanim łączącym szyny,
- wymagania dużej powtarzalności parametrów procesu spajania, gwarantującej powtarzalność właściwości złączy.

Omawiane stale szynowe ze spawalniczego punktu widzenia zalicza się do materiałów trudnospawalnych metodami spawania łukowego z powodu dość wysokiej zawartości węgla i podwyższonej zawartości manganu. Skład chemiczny stali szynowych nie utrudnia zgrzewania doczołowego oporowego iskrowego jak również spawania termitowego. Wynika to z charakteru nagrzewania materiału szyn podczas łączenia, niskiego gradientu temperatury szyn w pobliżu miejsca styku oraz stanu łączonych powierzchni.

Także złożony i o zróżnicowanych grubościach profil przekroju poprzecznego szyn jest czynnikiem utrudniającym ich spawanie z powodu powstawania bardzo niekorzystnego rozkładu ciepła wprowadzonego do materiału szyny podczas spawania klasycznymi metodami łukowymi lub spawania gazowego. W wyniku tego tworzy się bardzo szeroka strefa wpływu ciepła w sąsiedztwie spoiny posiadająca niekorzystnie zmienioną strukturę i w konsekwencji tego – właściwości mechaniczne, a zwłaszcza wskaźniki plastyczności – wydłużenie i udarność oraz twardość.

Ponadto z uwagi na wielkoseryjny charakter operacji łączenia szyn stosowana technologia powinna zapewniać powtarzalność właściwości złączy przez stabilne utrzymywanie parametrów procesu, co można osiągnąć przez maksymalne zmechanizowanie lub zautomatyzowanie urządzeń technologicznych lub inny sposób wyeliminowania wpływu indywidualnego wykonawcy.

Dodatkowym uwarunkowaniem przy wyborze metody spajania jest wielkość i kształt nadlewów na złączu i możliwość łatwego ich usunięcia celem doprowadzenia obszaru łączenia do profilu szyn.

### 3. ZŁĄCZA SZYN ZGRZEWANE DOCZOŁOWO OPOROWO ISKROWO

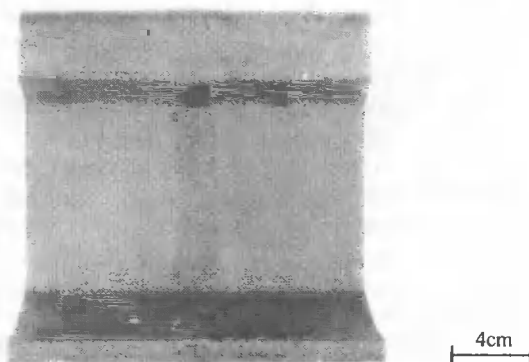
Potrzeby PKP w zakresie prefabrykacji kilkusetmetrowych odcinków szyn do budowy torów bezстыkowych zaspokajają 3 zgrzewalnie stacjonarne działające w ramach Zakładów Infrastruktury PKP. Zgrzewalnie te wyposażone są w specjalizowane zgrzewarki doczołowe do szyn firmy szwajcarskiej Schlatter.

Jak wiadomo, zasada zgrzewania doczołowego oporowego iskrowego polega na nagraniu określonych odcinków szyn w obszarze styku do temperatury uplastycznienia materiału i następnie spęczeniu plastycznego materiału, dzięki czemu uzyskuje się złącze zgrzewane.

#### 3.1. Badania metaloznawcze złączy zgrzewanych szyn typu UIC60

Badania przeprowadzono na złączach zgrzewanych pobranych losowo z bieżącej produkcji Zgrzewalni Szyn.

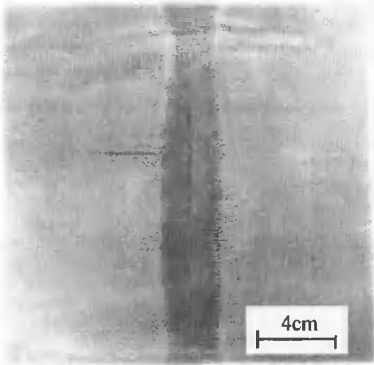
Stwierdzono, że wygląd złączy jest poprawny. Szyny zostały zgrzane w prawidłowym ustawieniu, zachowana została prostoliniowość, profile szyn pokrywają się na całym przekroju. Na rysunku 4 pokazano typowy wygląd badanych złączy. Złącza oceniano w stanie nieszlifowanym celem określenia jakości i dokładności obcinania wyplýwki na zgrzewarce. Stwierdzono, że wyplýwka zgrzeiny została obcięta na wszystkich powierzchniach szyn. Pozostający naddatek na główce szyny nie przekracza 1 mm.



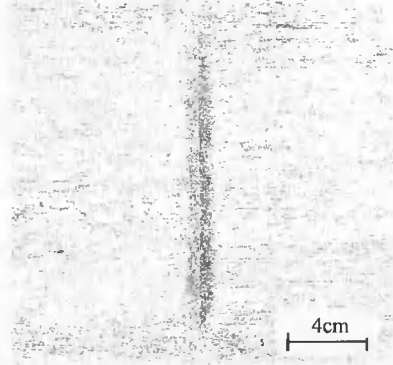
Rys. 4. Typowy wygląd złącza zgrzewanego z obciętymi wyplýwkami

Badania makroskopowe przeprowadzono na przekrojach wzdłużnych obejmujących całe złącze i odcinki przylegającego do niego materiału szyn. Wykonano trawienie odczynnikami Adlera celem uzyskania obrazu linii zgrzania i obszaru strefy wpływu ciepła złącza oraz odbitki Baumanna celem ujawnienia rozłożenia siarki. Trawienie

wykonane odczynnikiem Adlera ujawniło obszar złącza zgrzewanego i przebieg linii zgrzania, co pokazano na rysunku 5. Jak widać, linia zgrzania przebiega prostopadłe do osi wzdłużnej szyn i jest linią ciągłą. Obszar strefy wpływu ciepła jest symetryczny po obu stronach linii zgrzania, jego szerokość wynosi łącznie około 80 mm. W linii zgrzania nie stwierdzono braku ciągłości metalicznej.



Rys. 5. Widok strefy złącza w przekroju wzdłużnym. Traw. odczynnikiem Adlera



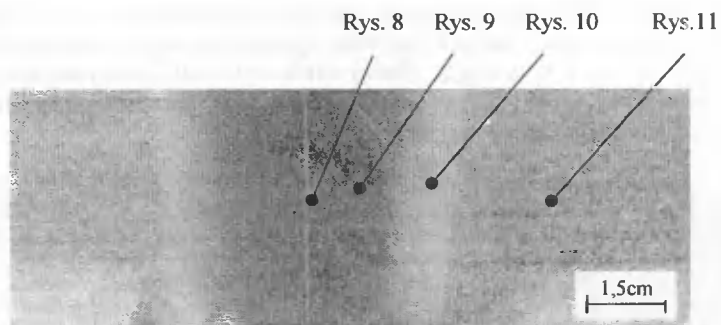
Rys. 6. Odbitka Baumanna ze strefy złącza w przekroju wzdłużnym

Rozłożenie siarki w złączy ilustruje odbitka Baumanna zamieszczona na rysunku 6. Rozkład siarki jest równomierny, charakterystyczny dla wyrobów walcowanych typu szyna. W linii zgrzania obserwuje się większe niż w materiale skupienie siarki, co też jest typowe dla złączy zgrzewanych i związane jest ze spęczaniem zgrzewanych elementów.

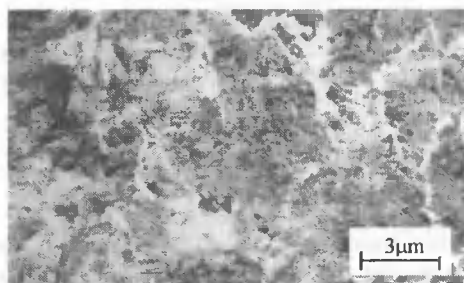
Cykl cieplny zgrzewania prowadzi do nagrzania powierzchni czołowych końców szyn do temperatury topnienia, a w bezpośrednio przylegającym obszarze materiału do temperatury przekraczającej temperaturę początku przemiany austenitycznej. Odprowadzanie ciepła przez materiał szyny powoduje jej nagrzanie na dalej położonym odcinku. Odpowiednio do zakresu osiąganych przez dany odcinek szyny temperatur i czasu pozostawiania w tej temperaturze następują charakterystyczne zmiany strukturalne stali szynowej. Na rysunku 7 pokazano fragment strefy zgrzania z obszaru główki z zaznaczonymi miejscami, w których wykonano zdjęcia występujących w tych miejscach struktur. Struktury te przedstawiono na rysunkach od 8÷11.

Obserwacje mikroskopowe struktury materiału w linii zgrzania ujawniły występowanie w tym obszarze wydzieleni ferrytu częściowo w układzie Widmannstättena, jak to widać na rysunku 8. W strefie wpływu ciepła w pobliżu linii zgrzania występuje perlit płatkowy z nielicznymi wydzieleniami ferrytu po granicach ziaren, co pokazano na rysunku 9. W bardziej odległym od linii zgrzania miejscu strefy wpływu ciepła stwierdzono występowanie częściowo skoagulowanego perlitu, jak to widać na rysunku 10. Poza strefą zgrzania obserwuje się strukturę perlityczną, co pokazano na rysunku 11.

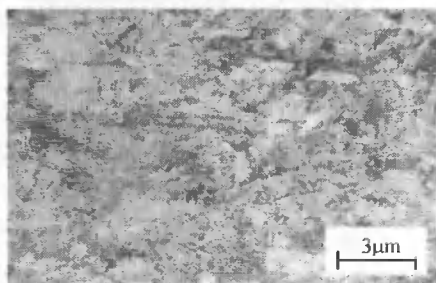
Jak widać zmiany struktury materiału mają charakter ciągły i łagodny. Nie stwierdzono niekorzystnych skokowych zmian struktury, które mogłyby stanowić karb strukturalny. Obserwacje te potwierdza również ciągły charakter niewielkich zmian twardości.



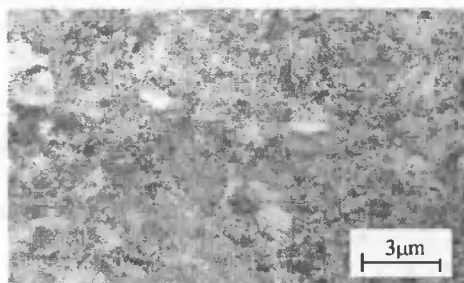
Rys. 7. Fragment strefy zgrzania z obszaru główki. Traw. odczynnikiem Adlera



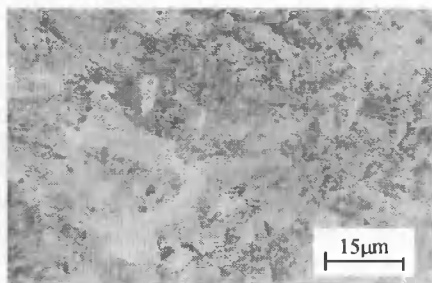
Rys. 8. Struktura materiału w linii zgrzania.  
Traw. azotalem



Rys. 9. Struktura materiału w strefie wpływu  
ciepła. Traw. azotalem



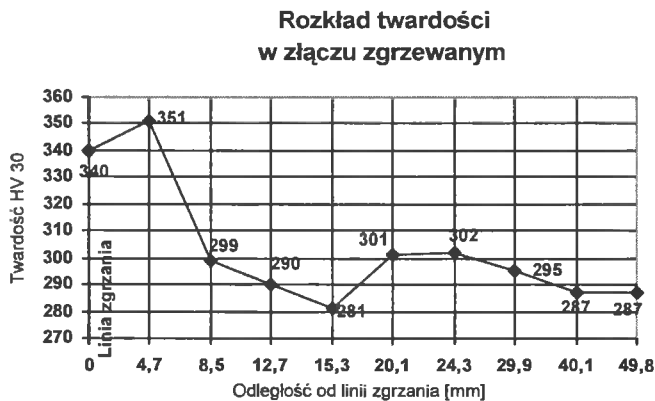
Rys. 10. Struktura materiału w strefie wpływu  
ciepła. Traw. azotalem



Rys. 11. Struktura materiału poza strefą  
wpływu ciepła. Traw. azotalem

Pomiary twardości w złączach zgrzewanych przeprowadzono metodą Vickersa przy obciążeniu 297 N (30 kG) na próbkach pobranych z główek zgrzewanych szyn. Rozmieszczenie punktów pomiarowych i uzyskane wyniki przedstawiono na rysunku 12.





Rys. 12. Wyniki pomiarów twardości w obszarze strefy zgrzania

#### 4. SPAWANIE TERMITOWE ZŁĄCZY MONTAŻOWYCH I NAPRAWCZYCH SZYN

Uzyskane na początku naszego wieku praktyczne dowody na to, że zainicjowanie reakcji redukcji tlenu z tlenków żelaza przez pierwiastki o większym powinowactwie do tlenu, głównie Al i Mg, jest źródłem dużej ilości ciepła, stworzyły podstawy do zastosowania tego sposobu do topienia żelaza i stali. Ciecz termitowa w bardzo krótkim czasie osiąga temperaturę od 2400°C do 3000°C. Równoczesne wykorzystanie wytwarzanego podczas reakcji ciepła do nadtopienia powierzchni elementów podlegających łączeniu i wytapiania metalu stanowiącego stopiwo dało możliwość spawania elementów stalowych.

Metodę tę początkowo nazywano spawaniem glino-termicznym, a w miarę wprowadzania nazw mieszanek tlenków żelaza i odtleniaczy – spawaniem termitowym (w Niemczech, Austrii), spawaniem caloritem (we Francji) czy spawaniem ferromitem (do lat 50. Polsce).

PKP już w okresie międzywojennym stosowały 60 metrowe (4 x 15 m) odcinki szyn łączone metodą spawania termitowego montowane następnie łubkowymi połączeniami skręcanymi śrubami.

Na przestrzeni lat technologia i technika spawania termitowego została istotnie ulepszona i opanowana, w kraju liczne prace badawcze dotyczące tego problemu prowadzone były w COB i RTK w Warszawie. W ostatnich latach rozpowszechniły się w Polsce technologie z krajów zachodnich, bazujące na stosowaniu prefabrykowanych form suchych i wykorzystujące skrócone podgrzewanie wstępne.

Opanowanie procesu spawania termitowego pozwala obecnie wykonywać połączenia szyn o wymaganej przez PKP jakości, możliwe jest także rozszerzenie zastosowania tej metody do naprawy zniszczonych końców szyn przez nadlewanie brakującego materiału szyny. Jest to spawanie termitowe przy dużym odstępie końców szyn (do 75 mm).

Poniżej prezentowane są wyniki badań złączy szyn spawanych termitowo przy odstępach końców szyn 75 mm, przy zastosowaniu technologii, wyposażenia i materiałów firmy Railtech International, Groupe Delachaux - Francja.

#### 4.1. Badania metaloznawcze złączy szyn typu UIC60 spawanych termitowo

Złącza spawane termitowo poddano takim samym badaniom jak złącza zgrzewane oporowo. Uzyskane wyniki przedstawiono poniżej.

Analizę chemiczną materiału szyn kolejowych oraz materiału spoin termitowych przeprowadzono metodą spektralną na urządzeniu Spectrolab. Otrzymane wyniki podano w tabeli 1.

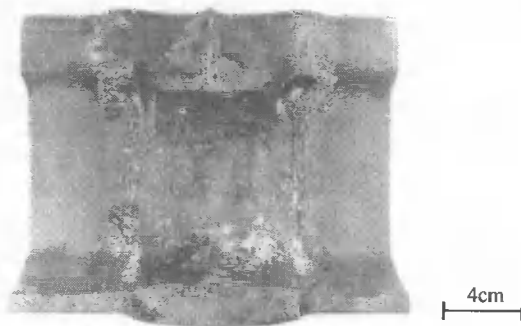
Tabela 1. Wyniki analizy chemicznej materiału

Materiał	C	Mn	Si	P	S
	zawartość pierwiastków w %				
Szyna	0,77	0,93	0,34	0,027	0,025
Spoina termitowa	0,56	0,89	0,28	0,023	0,006

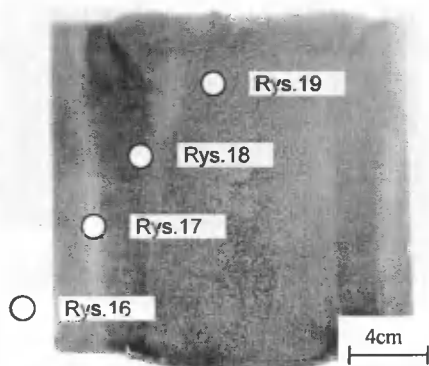
Na podstawie badań wizualnych stwierdzono, że wygląd złączy jest poprawny. Szyny zostały zespane w prawidłowym ustawieniu, zachowana została prostoliniowość, profile szyn pokrywają na całym przekroju. Badane złącze pokazano na rysunku 13. Złącze oceniano w stanie nieszlifowanym celem określenia jakości i dokładności obcinania nadlewu. Stwierdzono, że wypływka spoiny została obcięta na powierzchniach główki szyny. Pozostający po obcięciu nadlewu naddatek na główce szyny nie przekracza 2 do 5 mm. Zapewnia to uzyskanie poprawnej powierzchni główki szyny po szlifowaniu wykańczającym.

Badania makro- i mikroskopowe przeprowadzono na przekrojach wzdłużnych złączy spawanych, obejmujących całe złącze i odcinki przylegającego do niego materiału szyn. Trawienie wykonane odczynnikami Adlera ujawniło cały obszar złącza spawanego pokazany na rysunku 14. Złącze, na które składa się spoina i strefa wpływu ciepła, posiada łączną długość mierzoną w główce szyny około 190 mm. Szerokość spoiny wynosi około 90 mm, zaś szerokość strefy wpływu ciepła po około 50 mm z każdej strony.

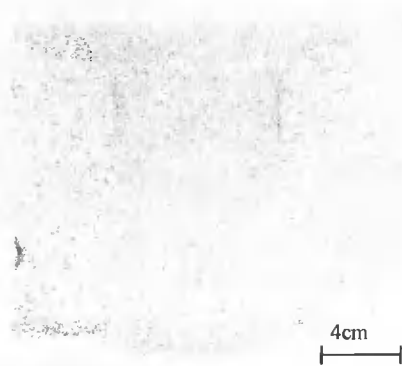
Rozłożenie siarki w złączu przedstawia odbitka Baumanna zamieszczona na rysunku 15. Rozkład siarki w materiale szyny jest równomierny, charakterystyczny dla wyrobów walcowanych typu szyna. W strefie spoiny termitowej obserwuje się wydzielania siarki o układzie dendrytycznym, charakterystycznym dla materiałów w stanie litym.



Rys. 13. Widok złącza spawanego termitowo po obcięciu wypływki



Rys. 14. Widok strefy złącza spawanego termitowo (przekrój wzdłużny). Traw. odczynnikiem Adlera

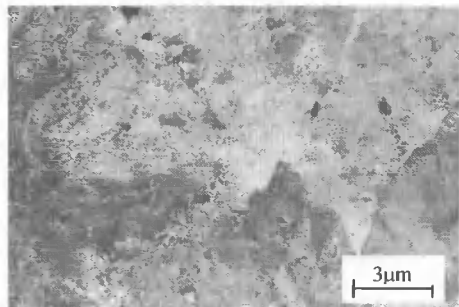


Rys. 15. Odbitka Baumanna ze strefy złącza spawanego termitowo w przekroju wzdłużnym

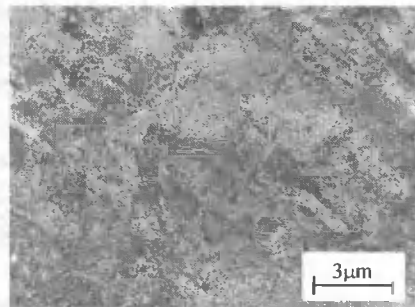
Cykl cieplny procesu spawania termitowego prowadzi do nagrzania powierzchni czołowych końców szyn do temperatury topnienia, a w bezpośrednio przylegającym obszarze materiału do temperatury przekraczającej temperaturę początku przemiany austenicznej. Odprowadzanie ciepła przez materiał szyny powoduje jej nagrzanie na dalej położonym odcinku. Odpowiednio do zakresu osiągniętych przez dany odcinek szyny temperatur i czasu pozostawania w tej temperaturze następują charakterystyczne zmiany strukturalne stali szynowej. Na rysunkach od 16 do 19 pokazano typowe struktury występujące w złączu spawanym szyn wykonanych ze stali St90PA.

Miejsca w których wykonano zdjęcia zaznaczono na rysunku 14. Na rysunku 16 pokazano strukturę materiału szyny występującą poza strefą spawania. Jest to struktura perlityczna. Rysunek 17 pokazuje strukturę obserwowaną na granicy strefy wpływu ciepła od strony materiału szyny. Widoczna jest wyraźnie występująca koagulacja perlitu. Strukturę obserwowaną na granicy strefy wpływu ciepła i wtopu pokazano na rysunku 18. Widoczne są występujące na granicach ziarn perlitu wydzielenia ferrytu częściowo w układzie Widmannstättena. Strukturę materiału spoiny pokazano na rysunku 19. Widoczny jest perlit z występującymi po granicach ziarn wydzieleniami ferrytu.

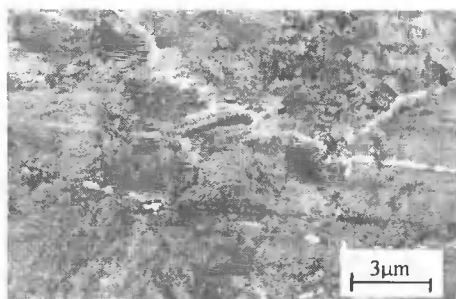
Jak widać z przedstawionych rysunków zmiany struktury materiału mają charakter ciągły i odpowiadają cyklowi cieplnemu wynikającemu z procesu spawania. Nie stwierdzono niekorzystnych skokowych zmian struktury, które mogłyby stanowić karb strukturalny. Obserwacje te potwierdza również ciągły charakter niewielkich zmian twardości.



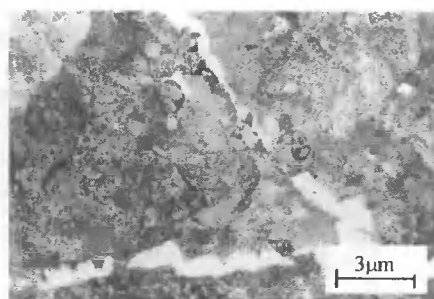
Rys. 16. Struktura materiału szyny poza strefą spoiny. Traw. azotalem



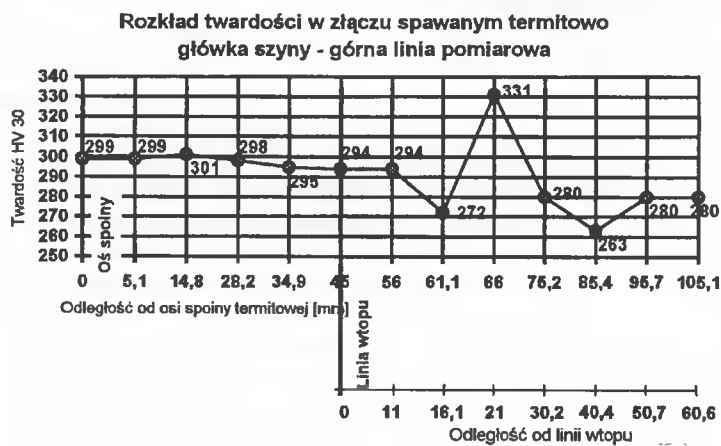
Rys. 17. Struktura materiału w strefie wpływu ciepła. Traw. azotalem



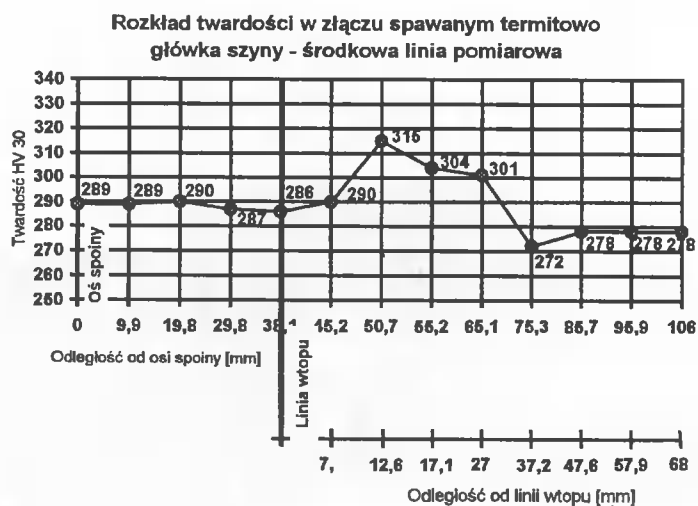
Rys. 18. Struktura materiału w strefie wtopu.  
Traw. azotalem



Rys. 19. Struktura materiału w spoinie.  
Traw. azotalem



Rys. 20. Rozkład twardości w linii przebiegającej w odległości 3 mm od główki szyny



Rys. 21. Rozkład twardości w linii przebiegającej przez środek wysokości główki szyny

Pomiary twardości w złączach spawanych przeprowadzono metodą Vickersa przy obciążeniu 297 N (30 kG) na próbkach pobranych z główek spawanych szyn. Rozkład twardości w złączu spawanym termitowo (w główce szyny) w linii odległej około 3 mm od powierzchni roboczej główki przedstawia rysunek 20. Na osi odciętych podano odległości punktów pomiarowych od osi spoiny. Rysunek 21 przedstawia wykres rozkładu twardości uzyskane dla linii pomiarowej przebiegającej przez środek wysokości główki szyny.

## 5. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Uzyskane wyniki badań potwierdziły, że:

- 1) obie badane metody łączenia szyn, mimo zasygnalizowanych ograniczeń, pozwalają uzyskiwać złącza, których SWC nie stanowi karbu strukturalnego obniżającego ich właściwości,
- 2) obie metody łączenia szyn są opanowane przez krajowych wykonawców pracujących dla potrzeb PKP, którzy dysponują odpowiednim wyposażeniem na poziomie światowym oraz posiadają wieloletnie doświadczenie,
- 3) warunkiem uzyskania poprawnie wykonanego doczołowego złącza zgrzewanego elektrycznie oporowo iskrowo jest ścisłe przestrzeganie technologii procesu zgrzewania szyn na wysokospecjalizowanych zgrzewarkach firmy Schlatter,
- 4) złącza szyn zgrzewane elektrycznie oporowo iskrowo stanowią pełnowartościowy odcinek szyny i nie obniżają właściwości użytkowych toru kolejowego,
- 5) złącza szyn spawane termitowo, nawet przy powiększonym (do 75 mm) odstępie końców szyn nie wykazują niekorzystnych zmian struktury w SWC, które mogłyby być przyczyną obniżenia właściwości użytkowych toru kolejowego.
- 6) warunkiem uzyskania poprawnie wykonanego złącza spawanego termitowo jest ścisłe przestrzeganie technologii procesu oraz stosowanie odpowiednich materiałów i oprzyrządowania, które są obecnie łatwo dostępne w kraju.

Reasumując należy stwierdzić, że postęp w rozwoju technologii spawalniczych i przygotowanie zakładów infrastruktury PKP są w zupełności wystarczające do spełnienia ostrych warunków odbioru złączy szyn na tory bezстыkowe.

Stwierdzenie to w odniesieniu do złączy spawanych termitowo, aczkolwiek wynika z bieżących badań, jednak w zupełności pokrywa się ze znamieną opinią węgierskiego inżyniera J. Nemesdy-Nemesek, który już w roku 1913 stwierdził: „Istnieje tylko jedno połączenie spawane odpowiednie dla głównych linii kolejowych, to jest złącze termitowe. Przy próbach spawania termitowego od samego początku nie było żadnych braków, gdy tymczasem spawanie złącz szynowych łukiem elektrycznym względnie acetylenem wykazuje ciągłe zawody” [2].

## LITERATURA

- [1] Neukom A.: Das Abbrenn-Stumpfschweissen von Eisenbahnschienen. Schlatter Bulletin 10.
- [2] Bleszczyński T., 1950: Spawanie szyn ferromitem. Wyd. Chemiczne Warszawa, 20-21.

## COMPARATIVE STUDY OF HAZ ELECTRICALLY AND THERMITLY WELDED RAIL JOINTS

### Summary

The report presents the potential and limitations faced when joining rails by welding. It also summarizes the results of physical metallurgy research into rail joints HAZ welded with flash and thermite, which served as a springboard for the assessment of the quality and functional properties of the joints.

## TECHNOLOGIA SPAWANIA BLACH ZE STALI KATEGORII 420-690 PRZEZNACZONYCH DLA OKRĘTOWNICTWA I OCEANOTECHNIKI

Henryk Bugłacki

Politechnika Gdańska

Katedra Materiałoznawstwa Okrętowego i Oceanotechnicznego  
ul. Narutowicza 11/12. 80-952 Gdańsk

Badania spawalności wielu gatunków stali spawalnych wysokiej wytrzymałości przeznaczonych dla okrętownictwa i oceanotechniki prowadzone w Polsce w ostatnich latach pozwoliły na opracowanie technologii ich spawania akceptowanej przez towarzystwa klasyfikacyjne. Opracowano technologię spawania dla stali kategorii 420-690 przy zastosowaniu trzech najpopularniejszych metod spawania: ręcznie elektrodami otulonymi, półautomatycznie w osłonie gazów oraz łukiem krytym. Przy wstępnym opracowaniu technologii spawania wykorzystywano m.in. programy ekspertowe i zalecenia wiodących firm spawalniczych.

### 1. WSTĘP

Dla zrealizowania celu pracy wykorzystano m.in. programy ekspertowe „SPAW EXPERT 3.5”, „HSLA-QT” oraz wyniki badań 9 gatunków stali wysokiej wytrzymałości (SWW) różniących się składem chemicznym, grubością oraz stanem dostawy: 10GHMBA, 11GHNMBBA, 12GHN2MBA, 15G2Anb, 14HNMBCu, 18G2A, 18G2AV, NAXTRA M70, RAEX 420ML [1, 2, 3, 10]. Stale 10GHMBA, 14HNMBCu, RAEX 420ML poddane zostały szczegółowym badaniom wg programu uzgodnionego z towarzystwem klasyfikacyjnym [4, 10]. Do badań własnych zostały wytypowane następujące rodzaje materiałów dodatkowych do spawania łukowego:

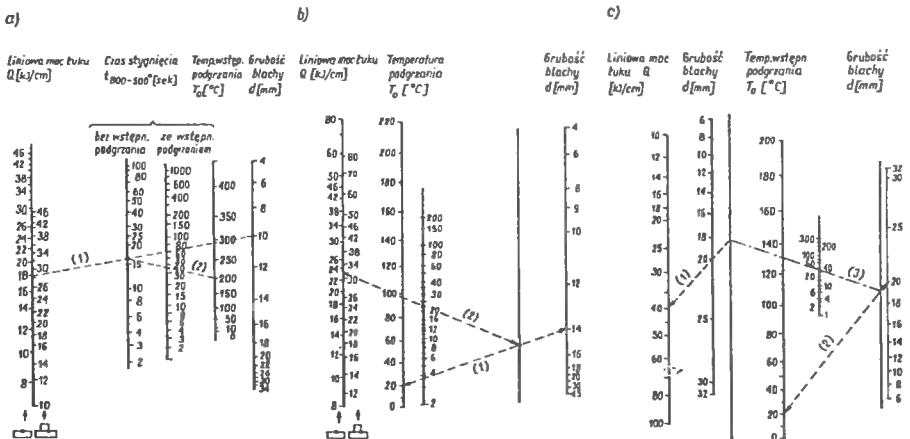
- elektrody otulone do spawania ręcznego EB170, EB165, EB160, EB15, B150, OK78.04, OK78.12, OK75.75,
- druty elektrodowe do spawania MAG (80%Ar+20%CO<sub>2</sub>) SpG1SN2, SpG1S1H1N2M, OK. Autrod13.13, OK. Autrod13.29, 10MnSi8,
- kombinacja drut elektrodowy/topnik SpG1SHN2/TaSt.1, SpG4N/TAG3, OK.Autrod12.20/OK.Flux10.70, OK.Autrod12.20/OK.Flux10.71, OK.Autrod 13.43/OK.Flux10.72, OK.Autrod13.27/OK.Flux10.62, OK.Autrod12.32/OK. Flux10.62,
- drut proszkowy ELGA-DWA55L.

Skład chemiczny stopiwa materiałów dodatkowych wg katalogów wytwórców został podany w tabeli 1.

Tabela 1. Skład chemiczny materiałów stopiwa

Elektroda, drut (topnik)	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	S	P
EB170	0,07	1,4	0,3	0,4	0,45	1,9	-	-	0,02	0,02
EB160	0,06	1,0	0,2	-	0,5	1,0	-	-	0,02	0,02
OK, 78,04	0,05	1,6	0,4	-	0,3	0,8	-	-	0,01	0,01
OK, 75,75	0,06	1,5	0,3	0,35	0,4	1,8	-	-	0,02	0,02
OK, 78,12	0,04	1,5	0,35	-	0,4	2,15	-	-	0,02	0,02
SpG1SN2pr-1,2sz-p	0,1	1,42	0,54	0,28	-	2,3	0,2	0,005	0,018	0,019
SpG1S1H1N2Mpr	0,09	0,76	0,7	1,07	0,42	2,0	-	-	0,02	0,02
SpG2S1N2pr-1,2sz	0,1	1,42	0,54	0,28	-	2,3	0,2	0,005	0,018	0,019
OK, Autrod 13,13	0,08	1,1	0,5	0,6	0,3	0,5	-	-	0,02	0,02
OK, Autrod 13,29	0,1	1,4	0,8	-	-	0,8	0,4	-	0,02	0,02
10MnSi8	0,1	1,2	0,8							
SpG1SHN2M/TSt1	0,04	1,6	0,18	0,54	0,68	1,8	0,04	0,005	0,01	0,019
OK, Autrod 12,20/ OK, Flux 10,70	0,08	1,9	0,5	-	-	-	-	-	0,01	0,02
OK, Autrod 12,20/ OK, Flux 10,71	0,08	1,3	0,2	-	-	-	-	-	0,01	0,02
OK, Autrod 13,43/ OK, Flux 10,62	0,11	1,3	0,3	0,67	0,5	2,2	-	-	0,01	0,02
OK, Autrod 13,27/ OK, Flux 10,62	0,06	0,95	0,18	0,03	0,01	1,98	0,06	0,011	0,003	0,013
O>Autrod 12,32/ OK, Flux 10,62	0,10	1,50	0,30	0,01	0,001	0,02	0,005	0,02	0,003	0,002
ELGA-DWA55L	0,04	1,40	0,35	0,03	0,01	1,50	0,01	0,02	0,01	0,01
SpG4N/TAG-31	0,1	1,8	0,08	-	-	0,8	-	-	0,02	0,02

Dla określenia współzależności „energia liniowa E – czas stygnięcia  $t_{8/5}$  – temperatura wstępnego podgrzewania  $T_0$  – grubość blachy g” wykorzystano wykresy pomocnicze (rys. 1) opracowane dla trzech podstawowych technologii spawania [5].



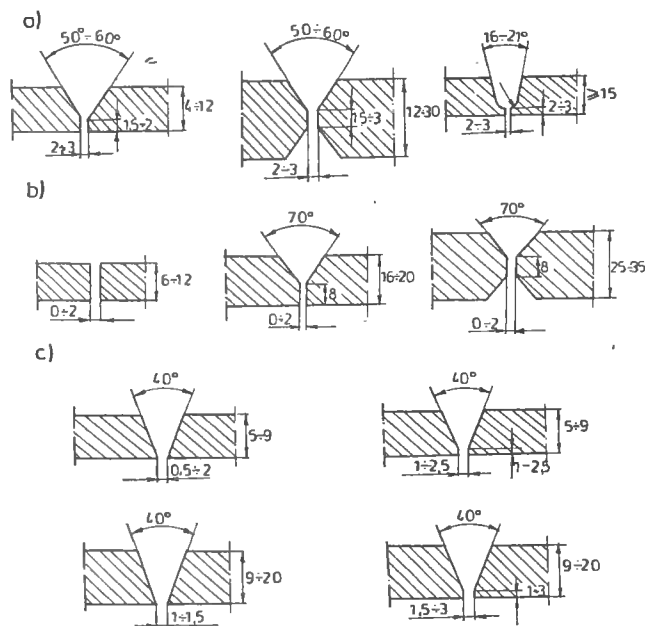
Rys. 1. Nomogramy do określenia czasu stygnięcia  $t_{8/5}$  przy spawaniu elektrycznym łukowym: a) spawanie elektrodami otulonymi, b) spawanie metodą MAG, c) spawanie łukiem krytym



## 2. PRZYGOTOWANIE BLACH DO SPAWANIA

Wstępne podgrzewanie wykonywano zgodnie z nomogramami (rys.1). Cięcie tlenem przeprowadzano z maksymalnymi prędkościami dla uniknięcia przegrzania materiału. Po cięciu krawędzie były szlifowane. Ukosowanie brzegów blach było zależne od grubości spawanych elementów i technologii spawania (rys.2) [5].

Spoiny szczerwne wykonywano elektrodami lub drutem (MAG) w gatunku przewidzianym do spawania zasadniczego. Długość spoin szczerwnych wynosić minimum 100 mm (spawanie ręczne elektrodą otuloną) lub 10-50 mm (metoda MAG). Odstęp między spoinami szczerwymi wynosił (20-30)g, gdzie g – grubość cieńszego elementu. Wykonywanie spoin szczerwych jest dopuszczalne do temperatury 0°C.



Rys. 2. Ukosowanie brzegów blach do spawania SWW: a) spawanie ręczne elektrodą otuloną, b) spawanie łukiem krytym, c) w osłonie gazów (MAG)

## 3. SPAWANIE ŁUKOWE

Spawanie ręczne elektrodą otuloną wykonywano elektrodami zasadowymi niskowodorowymi suszonymi wstępnie w temperaturze 200-400°C przez 2-3 godziny. Elektrody niezużyte przez 4 godziny były ponownie suszone. Spawanie podobnie jak spawanie szczerwych jest dopuszczalne tylko do temperatury 0°C. Przykładowe parametry spawania podano w tabeli 2.

Spawanie półautomatyczne w osłonie gazów 80% Ar + 20% CO<sub>2</sub> (MAG) wykonywano prądem stałym z biegunowością dodatnią (+ na elektrodzie). Orientacyjna długość łuku wolnego wylotu drutu elektrodowego wynosiła 12-15 mm dla łuku natryskowego.

Do spawania metodą MAG używano drutów elektrodowych podanych w tabeli 3 oraz gazu ochronnego o czystości min. 98% i natężenia przepływu 12-15 l/min.

Spawanie automatyczne łukiem krytym prowadzono przy użyciu materiałów dodatkowych podanych w tabeli 4. Topnik przed spawaniem suszono w temperaturze 250-350°C przez 2,5-3 godzin. Wycinanie grani wykonywano młotkiem pneumatycznym lub żłobieniem elektropowietrznym. Do żłobienia elektropowietrznego używano elektrody węglowej lub węglowo-grafitowej miedziowanej ESM-256 z podgrzewaniem materiału złącza do temperatury 100÷150°C.

Kontrola oraz warunki odbioru złączy spawanych były wykonywane rutynowo, jak dla stali kadmowych podwyższonej wytrzymałości (SPW).

Spawanie drutem prozkowym w osłonie 80% Ar + 20% CO<sub>2</sub> na podkładkach ceramicznych prowadzono przy użyciu materiałów i parametrów podanych w tabeli 5. Maksymalna temperatura międzysciegowa wyniosła 180°C.

Tabela. 2. Elektrody otulone zasadowe do spawania SWW

Gatunek stali	Gatunek elektrody	Średnica, mm	Natężenie, A	Napięcie luku, V
1	2	3	4	5
14HNMBCu	EB1.60	2,5	80(120)	24
		3,25	120	24
		4	165	24
		5	220	24
	EB1.70	2,5	80	24
		3,25	120	24
		4	160	24
		5	210	24
10GHMBA	1.60	2,5	80(120)	24
		3,25	120	24
		4	165	24
		5	220	24
	OK75.75	2,5	70-110	21
		3,25	100-150	21
		4	150-200	22
		5	180-250	23
	OK78.04	3,2	70-140	22
		4	110-180	23
		5	160-250	24
	OK78.12	3,25	90-140	22
		4	110-180	24
		5	170-240	25

Tabela 3. Druty elektrodowe do spawania SWW metodą MAG (80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>)

Gatunek stali	Gatunek drutu elektrodowego	Średnica drutu, mm	Natężenie, A	Napięcie luku, V
1	2	3	4	5
14HNMBCu	SpG1S1H1N2Mpr	1,2	140-180	24-26
		1,6	220-280	26-29
10GHMBA	SpG1S1H1N2Mpr	1,2	140-180	24-26
		1,6	220-280	26-29
	OK.Autrod 13.13	0,8	40-170	16-22
		1,0	80-280	18-28
		1,2	120-330	20-33
	OK.Autrod 13.29	0,8	40-170	16-22
		1,0	80-280	18-28
		1,2	120-350	20-33

Tabela 4. Druty elektrodowe i topniki do spawania SWW łukiem krytym

Gatunek stali	Gatunek drutu	Topnik	Średnica drutu, mm	Napięcie łuku, V	Natężenie, A	Prędkość spawania, m/h
1	2	3	4	5	6	7
14HNMBCu	OK.Autrod 12.20	OK.Flux 10.71	4	35	300-550	42-50
			5	35	600-750	35-38
10GHMBA	OK.Autrod 12.20	OK.Flux 10.71	3	31-33	510-625	20-30
			4	35	300-550	42-50
			5	35	600-750	35-38
		OK.Flux 10.72	3	31-33	510-625	20-30
			4	35	300-550	20-30
			5	35	600-750	35-38
RAEX 420ML	OK.Autrod 12.32	OK.Flux 10.62	3	33	510-625	20-30
			4	35	500-620	20-30
			5	36	600-700	35-38
	OK.Autrod 13.27	OK.Flux 10.62	3	33	510-625	20-30
			4	35	500-620	20-30
			5	36	600-700	35-38

Tabela 5. Drut proszkowy do spawania SWW metodą MAG (80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>)

Gatunek stali	Gatunek drutu	Średnica drutu, mm	Napięcie łuku, V	Natężenie, A	Prędkość spawania, m/h
1	2	3	4	5	6
RAEX 420ML	ELGA- DWA55L	1,2	20-24	150-185	5,4-13,2

#### 4. KWALIFIKACJA DOCZOŁOWYCH ZŁĄCZY SPAWANYCH

Część badanych złączy spawanych została zakwalifikowana do uznania przez towarzystwo klasyfikacyjne (stale 10GHMBA, 14HNMBCu, RAEX 420ML). Przedmiotem uznania były zarówno same stale, jak i technologie ich spawania [3,5]. Program prób uzgodniony z towarzystwem klasyfikacyjnym przewidywał m.in.:

- badania właściwości mechanicznych materiału rodzimego,
- badania właściwości doczołowych złączy spawanych (właściwości mechaniczne złącza, kąty gięcia, udarności w miejscach charakterystycznych złącza, skłonność do pęknięć zimnych wg próby CTS i Tekken).

Szczegółowe wyniki wszystkich wyżej wymienionych badań zostały opublikowane w [3, 6]. Zbiorcze zestawienie kwalifikacji doczołowych złączy spawanych dla trzech uznanych SWW (10GHMBA, 14HNMBCu, RAEX 420ML) oraz dla innych typowych z tej grupy stali (18G2AV, 15G2ANb) podano w tabeli 6.

Tabela 6. Kategorie materiału rodzimego i złączy spawanych SWW

Nr	Gatunek stali (wytop)	Kategoria stali	Metoda spawania		
			ręcznie elektrodą otuloną	w osłonie gazów (MAG)	łukiem krytym
1	2	3	4	5	6
1	10GHMBA (w.114110)	F620	E	E	E
2	10GHMBA (w.116520)	E620	D	E	D
3	14HNMBCu (w.61692)	E690	D	E	E
4	14HNMBCu (w.17649)	D690	D	D	D
5	18G2AV (w.414829)	E620	E	E	D
6	18G2AV (w.524628)	E550	E	E	E
7	RAEX 420ML (w.74752)	F420	-	F	E
8	15G2ANb (w.38402)	E420	E	E	E

## 5. PODSUMOWANIE

Uzyskane podczas prób wyniki badań doczołowych złączy spawanych ze stali spawalnych wysokiej wytrzymałości pozwoliły na ich dopuszczenie okrętowym przez towarzystwa klasyfikacyjne do stosowania w przemyśle. Proces spawania dla wszystkich badanych złączy nie spowodował obniżenia odmiany plastyczności więcej niż o jedną kategorię w stosunku do materiału rodzimego. Podczas spawania, w celu uniknięcia zimnych pęknięć, należy stosować materiały o niskiej zawartości wodoru, unikać zbyt wysokich energii liniowych oraz grube blachy podgrzewać wstępnie. Zmiany technologii spawania w stosunku do stali podwyższonej wytrzymałości sprowadzają się do ww. ograniczeń oraz zwiększenia staranności i kontroli wykonywania złączy spawanych. Wszystkie zastosowane technologie spawania (łukowe ręczne, MAG, łukiem krytym) pozwoliły otrzymać złącza badanych blach w odniesieniu do plastyczności co najmniej D przy nieziennej kategorii wytrzymałości blach. Stale niskostopowe wysokiej wytrzymałości mogą być stosowane na wysokoobciążone statycznie lub niskocyklowo elementy konstrukcji okrętowych i oceanotechnicznych. Przy opracowaniu technologii spawania, doborze materiałów dodatkowych i parametrów spawania wykorzystano doświadczenie polskiego przemysłu okrętowego zdobyte podczas spawania stali podwyższonej wytrzymałości. Wykorzystano ponadto programy ekspertowe stosowane w spawalnictwie, zalecenia wiodących firm produkujących materiały dodatkowe w Europie oraz doświadczenie towarzystw klasyfikacyjnych.

## LITERATURA

- [1] Wojnar L., Mięka J., 1991: Spaw Expert 3.1, Kraków.
- [2] Bugłacki H., Stawiński T., 1994: Program ekspercki HSLA-QT. Akademia Marynarki Wojennej Gdynia.
- [3] Bugłacki H., 1995: Opracowanie kryteriów odbiorowych blach grubych kategorii 420-690 do budowy okrętów. Akademia Marynarki Wojennej Gdynia.
- [4] Program prób dopuszczeniowych ulepszonych cieplnie blach ze stali 10GHMBA-E620 i 14HNMBCu-E690 wg wymagań Polskiego Rejestru Statków i Szefostwa Techniki Morskiej MON. Akademia Marynarki Wojennej Gdynia 1989.
- [5] Bugłacki H., 1992: Instrukcja technologiczna spawania stali wysokiej wytrzymałości 10GHMBA i 14HNMBCu. Akademia Marynarki Wojennej Gdynia.
- [6] Bugłacki H., 1992: Przeprowadzenie podstawowych prób spawalności okrętowych stali wysokiej wytrzymałości dla trzech technologii spawania łukowego wg programu prób dopuszczeniowych MON. Praca naukowo-badawcza „Strzyżyk”. Akademia Marynarki Wojennej Gdynia.
- [7] Przepisy klasyfikacji i budowy statków morskich. Część IX. Materiały i spawanie. Polski Rejestr Statków, Gdańsk 1995.
- [8] Cudny K., Puchaczewski N., 1995: Stopy metali na kadłuby okrętowe i obiekty oceanotechniczne. Politechnika Gdańska.
- [9] ESAB Welding Handbook. Fifth edition. Filler materials for manual and automatic welding.
- [10] Bugłacki H., Krzysztofowicz K., Nadolny L., 1998: Certificates of welding joints examination microstructure. Praca naukowo-badawcza (zlec. Gdańska Stocznia Remontowa), Politechnika Gdańska.

## TECHNOLOGY OF WELDING OF 420-690 CATEGORY STEEL PLATES FOR OFFSHORE TECHNOLOGY AND SHIPBUILDING

### Summary

Investigations of weldability of many kinds of high strength low alloy (HSLA) steels for offshore technology and shipbuilding conducted recently in Poland have made it possible to develop a technology of welding accepted by the Classification Society. The technology was obtained for category 420-690 ship steels applying three welding methods most popular in shipbuilding: hand-welding with covered electrodes, semiautomatic MAG and submerged welding. Over the welding technology preliminary development, expert programmes applied in welding technology were also used together with guidelines provided by the best producers of welding consumables.



## OPTYMALIZACJA PROCESÓW TECHNOLOGICZNYCH SPAJANIA

Stanisław Smarzyński

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Opracowanie nowoczesnego procesu technologicznego wymaga zaangażowania zdobywczy naukowych, nowoczesnego zaplecza badawczego dla przeprowadzenia badań aplikacyjnych oraz możliwości realizacyjnych w nowoczesnych zakładach produkcyjnych. Słuszność powyższej tezy zobrazowano przykładami. Lansowanie postawionej tezy ma istotne znaczenie w warunkach ostrej konkurencji wyrobów krajowych na rynku światowym. We wnioskach przedstawiono plan działań, których realizacja prowadzi do opracowania optymalnego procesu technologicznego spajania.

### 1. WSTĘP

Procesy spajania odgrywają niezwykle istotną rolę w wytwarzaniu maszyn i urządzeń. Szczególne znaczenie odgrywa spawanie łukowe w różnych formach i odmianach jako tradycyjna metoda wytwarzania, a także zgrzewanie i kształtowanie tarcie jako technika spajania rozwijająca się w ostatnich latach niezwykle dynamicznie.

Wymienione procesy spajania w ujęciu technologicznym, w świetle nowych badań nad strukturą łuku spawalniczego i wpływu parametrów procesu tarcia na ilość używanego ciepła, pozwalają poprzez badania modelowe i empiryczne tak kształtować proces technologiczny, że wykonane połączenia uzyskują oczekiwane cechy użytkowe. Są to cechy wynikające z definicji spawalności i wyczerpujące tę definicję, a ich osiągnięcie byłoby niemożliwe bez zastosowania procesu technologicznego opartego o nowe kryteria ustalone w wyniku badań.

Ogólny rozwój nauki, a szczególnie fizyki, chemii, materiałoznawstwa, procesów cieplnych, komputerowa realizacja eksperymentu oraz komputerowe wspomaganie projektowania technologii umożliwia lepsze wykorzystanie narzędzia, jakim jest łuk elektryczny lub wytwarzane w wyniku tarcia ciepło, do optymalizacji procesu technologicznego spawania oraz zgrzewania.

### 2. KIERUNKI BADAŃ WŁASNYCH

Kierunki badań własnych związane są z technologią spajania i obejmują trzy następujące zagadnienia:

- badania elektromagnetycznego oddziaływania na łuk spawalniczy w celu poprawienia jakości połączeń spawanych poprzez kształtowanie jeziora spawalniczego, lica spoiny, zmniejszenia rozprysku ciekłego metalu poza obszar spoiny w wyniku zamierzonej i sterowanej rotacji i pulsacji łuku spawalniczego.
- badania zgrzewania i kształtowania z wykorzystaniem ciepła tarcia w wyniku bezpośredniej zamiany energii mechanicznej na energię cieplną. Badanie powstawania ciepła w płaszczyźnie tarcia i określenia jego ilości pozwalają na właściwe przygotowanie brzegów łączonych elementów co w konsekwencji prowadzi do racjonalizacji zużycia materiałów i energii poprzez prognozowanie skrócenia przedmiotów łączonych, a także wielkości i kształtu wypłytki przy zachowaniu wytrzymałości złącza równej co najmniej wytrzymałości materiałów łączonych.

W procesie kształtowania, poznanie warunków cieplnych pozwala na kształtowanie, np. zamknięcia rury bez wewnętrznych trzpieni formujących.

Istotne znaczenie, z uwagi na mechanizację i automatyzację procesów technologicznych spajania, ma także specjalistyczne oprzyrządowanie stanowisk produkcyjnych, pozwalające na zachowanie pozytywnych skutków wynikających z pracy na uniwersalnym stanowisku produkcyjnym łącznie z unowocześnioną technologią. Przedstawiona kompleksowa realizacja przedsięwzięcia sprawia, że staje się możliwe prognozowanie właściwości użytkowych wytworów spajanych.

Przedstawiony zakres badań, nakierowanych na użytkowe projektowanie procesów technologicznych spawania łukowego i zgrzewania tarcowego pozwala poznać przebieg oraz naturę analizowanych zjawisk.

Przydatność tych badań została poświadczona wynikami laboratoryjnymi oraz praktycznymi, a także wynikami z obserwacji urządzeń zastosowanych w produkcji a zrealizowanych w oparciu o rozwiniętą i unowocześnioną przez badania technologię.

Uzyskane rezultaty mogą znaleźć zastosowanie w stosunku do innych metali i stopów jak również do innych wytworów,

- badania racjonalności procesu technologicznego w zakresie oprzyrządowania zautomatyzowanych stanowisk produkcyjnych spajania a także optymalizacji procesu technologicznego poprzez badanie związków między poziomem wykszolenia spawacza, a jakością wykonywanej przez niego produkcji,

Należy sądzić, że niezależnie od osiągniętego poziomu technologii spajania, dalsze prowadzenie tego typu badań jest racjonalne. Osiągnięcia naukowe w różnych dziedzinach wiedzy powinny znaleźć swoje odbicie w badaniach poznawczych, a także aplikacyjnych w odniesieniu do technologii spajania.

### 3. TEZA

Możliwości w zakresie racjonalnego wykorzystania zarówno łuku spawalniczego, jak i ciepła tarcia do realizacji wytworów w oparciu o technologię spajania, nie są w pełni wykorzystane. Jeżeli przyjąć, że łuk spawalniczy i ciepło tarcia (a także wiele innych) jest narzędziem w rękę technologa, którym kształtuje on poszczególne elementy wytworu spajanego, to bezpośrednie użycie tego narzędzia, bez pogłębionej analizy, może prowadzić do zbędnej straty czasu, materiałów, energii, a także spowodować wyprodukowanie wytworu o obniżonych cechach użytkowych. Wieloletnia obserwacja działalności produkcyjnej w zakresie spajania w kraju i na świecie potwierdza



te spostrzeżenia. Jednocześnie obserwuje się tendencję do racjonalizacji procesu technologicznego w taki sposób aby wytwór spełniał założone standardy i jednocześnie był wyprodukowany po najniższych kosztach.

Źródłem takich efektów jest optymalna technologia, także technologia spajania.

Poszukiwanie pożądanych efektów poprzez zastosowanie łuku spawalniczego z elektromagnetycznym sterowaniem, które wywołuje rotację i pulsację tego łuku podczas spawania, jest działaniem w zamierzonym kierunku.

Podobnie badania nad zgrzewaniem i kształtowaniem z użyciem ciepła tarcia w zakresie ukosowania przed łączeniem, doboru parametrów w celu przewidywania wielkości skrócenia oraz kształtu i wielkości wypłytki wymagają poznania wcześniej warunków cieplnych w płaszczyźnie tarcia. Przenikanie ciepła powoduje określone zmiany strukturalne w elementach zgrzewanych lub kształtowanych, co przekłada się także na określone cechy użytkowe wytworu.

Można postawić tezę, że istotny postęp w zakresie projektowania procesów technologicznych spajania może być dokonany w oparciu o wykorzystanie postępu naukowego w naukach ścisłych do działań aplikacyjnych.

Jednak taka realizacja jest możliwa wówczas, kiedy badania teoretyczne i symulacyjne będą kontynuowane w warunkach produkcyjnych.

W zakresie badań łuku spawalniczego, a także ciepła tarcia, teza ta oparta jest na wieloletnich badaniach własnych w kraju i zagranicą oraz na efektach wynikających ze współpracy z przemysłem.

Przedstawiona teza:

- a) jest uniwersalna, ponieważ odnosi się do każdej technologii spajania realizowanej z użyciem łuku spawalniczego bądź ciepła tarcia, niezależnie od rodzaju wytworu a także metalu lub stopu metali, z jakiego ma być wykonany wytwór,
- b) jej aktualność nie jest zależna od poziomu projektowania,
- c) nie ogranicza się do jednej grupy materiałów metalowych,
- d) może być rozszerzona na inne technologie i metody spajania,
- e) jest aktualna na różnych poziomach rozwoju technologii spajania,
- f) jest przydatna niezależnie od poziomu wymagań stawianych wytworom realizowanym poprzez spajanie.

Przenikanie przedstawionej tezy do specjalistów zajmujących się projektowaniem procesów technologicznych, a także do specjalistów zajmujących się dydaktyką, szczególnie na wyższych uczelniach technicznych, pozwoli unowocześnić proces projektowania technologii i dydaktyki. Powielanie standardów, nieuwzględnienie postępu naukowego w działaniach przyczyniających się do unowocześniania realizowanych wytworów stwarza zdecydowanie gorszą sytuację tych wytworów na rynku w warunkach zaostrej konkurencji. Pokonany zostaje poziom spełnienia standardowych warunków technicznych wystarczających do zaistnienia na rynku poprzez poprawienie cech użytkowych, a także ekonomicznych wynikających z oszczędności materiałów.

#### 4. PRZEGLĄD WYBRANYCH BADAŃ WŁASNYCH

Teza zaprezentowana w punkcie 3 niniejszego opracowania sporządzona została w oparciu o kilkadziesiąt prac własnych zrealizowanych w latach 1970-2000, opublikowanych w specjalistycznych czasopismach krajowych i zagranicznych, a także na

krajowych i zagranicznych konferencjach naukowych oraz w postaci opracowań niepublikowanych.

Przeгляд odpowiada trzem kierunkom badań przedstawionym w punkcie 2, dzięki czemu zachowana zostanie przejrzystość opracowania tego rozdziału, a jednocześnie przedstawione zostaną przykłady popierające zaprezentowaną tezę.

Należy podkreślić, że poszczególne tematy badawcze wymagały wykonania badań podstawowych, opracowania właściwej metodyki badawczej oraz zastosowania unikalnej aparatury badawczej, uzupełnionej niekiedy wyposażeniem własnego pomysłu.

#### 4.1. Wpływ zewnętrznych pól elektromagnetycznych na łuk spawalniczy [1]

Zjawiska zachodzące w łuku spawalniczym pod wpływem dodatkowo wytworzonego poprzecznego pola magnetycznego, znalazły szczególne zastosowanie do sterowania łukiem, w celu zmiany geometrii spoin przy spawaniu w różnych pozycjach na taką, która charakteryzuje się lepszymi właściwościami technologicznymi i wytrzymałościami.

Wśród badaczy śledzących i analizujących zagadnienie sterowania łukiem spawalniczym za pomocą pola elektromagnetycznego nie ma zgodnej opinii na temat skuteczności sterowania pola wzdłużnego czy poprzecznego. Dlatego postanowiono zbadać działanie jednego i drugiego pola. Również niedostateczną uwagę poświęcano działaniu pola przemiennego. Należy sądzić, że ten rodzaj pola, przy wykorzystaniu przewodności magnetycznej materiału spawanego, może zmienić w sposób dotychczas nieznanymi zjawiska zachodzące w przestrzeni międzyelektrodowej, na końcu topiącej się elektrody i w jeziorku spawalniczym. Szczególnie korzystne działanie wiąże się tu z jednoczesnym występowaniem rotacji i pulsacji łuku spawalniczego przy działaniu koncentrującym osiowo położonego łuku.

W celu zbadania wpływu pola elektromagnetycznego na łuk spawalniczy przyjęto trzy koncepcje pola elektromagnetycznego - pole wzdłużne, poprzeczne i wirujące.

We wcześniejszych badaniach stwierdzono, że w łuku spawalniczym występują strumienie plazmowe: katodowy i anodowy, przy czym strumień plazmowy katodowy ma większą siłę działania w porównaniu ze strumieniem anodowym. Z tego względu badania wykonano dla biegunowości dodatniej i ujemnej na elektrodzie.

W celu uzyskania dodatkowo wytworzonego pola elektromagnetycznego stosowano alternatywne dwa rodzaje prądu magnesowania: przemienny i stały pulsujący. Otrzymano w ten sposób kilka rodzajów pola elektromagnetycznego, różniących się sposobem działania i wielkością natężenia.

Wydaje się jednak, że w praktyce bardziej korzystne, z uwagi na zakres wpływu jak i skuteczność oddziaływania, jest sterowanie wzdłużnym polem elektromagnetycznym. W wyniku badań własnych dokonano następujących ustaleń.

Regularność zmian prądu i napięcia w czasie zostaje poprawiona w stosunku do napawania bez dodatkowo wytworzonego pola przez wirujące pole elektromagnetyczne. Zaobserwowano mieszanie ciekłego metalu w jeziorku spawalniczym. Łuk jarzy się stabilnie.

Wyniki badań uzyskane dla napawania automatycznego w osłonie dwutlenku węgla porównano do wcześniej wykonanych bez użycia dodatkowo wytworzonego pola elektromagnetycznego. Na podstawie pomiarów napoiny stwierdzono, że pod wpływem wzdłużnego pola elektromagnetycznego zmienia się jej geometria. Ze wzrostem wartości

prądu magnesowania  $I_m$  rośnie szerokość napoiny  $b$  i głębokość wtopienia  $h$ , maleje natomiast wysokość nadlewu  $c$ . Przy tej samej wartości prądu  $I_m$  szerokość napoiny i wysokość nadlewu są większe dla biegunowości ujemnej prądu napawania  $I_n$ , natomiast głębokość wtopienia jest mniejsza w porównaniu z biegunowością dodatnią prądu napawania  $I_n$ . Podobne wyniki otrzymano po zastosowaniu magnesowania stałym prądem pulsującym. Z porównania wartości liczbowych analizowanych wymiarów napoiny dla obu rodzajów prądu magnesowania wynika, że zmiany parametrów są większe i zachodzą przy mniejszych wartościach prądu  $I_m$  wtedy, kiedy  $I_m$  jest prądem stałym pulsującym.

Na wykonanych próbkach zmierzono także wielkości charakterystyczne dla zakrzepniętego jeziorka spawalniczego (szerokość i długość). Jeziorko spawalnicze w normalnych warunkach napawania w  $CO_2$  charakteryzuje się większą długością w stosunku do szerokości. Po nałożeniu pola elektromagnetycznego stawało się bardziej okrągłe, a stosunek długości do szerokości osiągnął wartość 1. Zmiany kształtu jeziorka spawalniczego zachodzą intensywniej przy stałym pulsującym prądzie w uzwojeniach magnesujących niż przy prądzie przemiennym. Bardziej intensywne efekty działania pola elektromagnetycznego wywołanego prądem stałym pulsującym tłumaczy się zmiennym, ale jednokierunkowym działaniem tego pola w porównaniu z polem wywołanym prądem przemiennym.

Na podstawie zapisu oscylograficznego stwierdzono, że podczas wszystkich doświadczeń parametry prądowe zostały zachowane na ustalonym poziomie. Przechodzenie stopionego metalu z drutu elektrodowego do materiału napawanego miało podczas wszystkich doświadczeń charakter zwarciowy. Liczba przechodzących kropeł była różna dla różnych warunków napawania. Podczas napawania bez dodatkowego pola elektromagnetycznego liczba przechodzących kropeł przy biegunowości dodatniej w uchwycie spawalniczym wynosiła 30 na sekundę, a przy biegunowości ujemnej 20 na sekundę. Po nałożeniu wzdłużnego pola elektromagnetycznego liczba przechodzących kropeł wzrosła. Przy magnesowaniu prądem przemiennym następuje wzrost liczby przechodzących kropeł – przy biegunowości dodatniej o 27 %, a przy biegunowości ujemnej prądu napawania o 30 %. Przy magnesowaniu prądem stałym pulsującym wartości te wynoszą odpowiednio 50 i 60 %. Napawanie biegunowością ujemną bez nałożonego pola elektromagnetycznego charakteryzowało się grubokropowym przechodzeniem ciekłego metalu przez łuk spawalniczy. Nałożenie wzdłużnego pola elektromagnetycznego spowodowało pojawienie się także mniejszych kropeł, niezależnie od rodzaju prądu magnesującego.

Na podstawie badań filmowych stwierdzono, że nałożenie wzdłużnego pola elektromagnetycznego spowodowało rotację łuku wokół osi drutu elektrodowego oraz pulsację łuku wzdłuż osi. Zjawiska te zachodzą niezależnie od rodzaju prądu magnesowania  $I_m$  oraz dla obu biegunowości prądu napawania  $I_n$ . Pulsacja została wywołana rytmicznymi zmianami pola elektromagnetycznego wzdłuż osi drutu elektrodowego i powodowała zwiększoną częstotliwość przechodzenia kropeł metalu przez łuk spawalniczy. Na skutek ruchu rotacyjnego łuk działa na większą powierzchnię materiału napawanego oraz powoduje ruch stopionego metalu w jeziorku spawalniczym, zgodny z kierunkiem rotacji łuku spawalniczego.

Bardziej intensywne efekty działania pola elektromagnetycznego wywołanego prądem stałym pulsującym tłumaczy się zmiennym, ale jednokierunkowym działaniem tego pola, w porównaniu z polem wywołanym prądem przemiennym.

Na podstawie studiów literatury i wyników własnych badań wpływu wzdłużnego i poprzecznego dodatkowo wytworzonego pola elektromagnetycznego w napawaniu, można wymienić następujące praktyczne wykorzystanie tego oddziaływania:

- rozdrobnienie struktury i zmniejszenie niejednorodności chemicznej napoin,
- wyrównanie naprężeń wewnętrznych,
- sterowanie geometrią napoiny,
- zmiana charakteru przechodzenia stopiwa z elektrody do jeziorka spawalniczego,
- ruch ciekłego metalu w jeziorku, zmiana kształtu i długości łuku spawalniczego,
- zmniejszenie strat wywołanych rozpryskiem,
- zwiększenie wydajności procesu,
- oszczędności energii i robocizny.

Szczególnie zastosowanie powinno znaleźć dodatkowo wytworzone wzdłużne pulsujące i wirujące pole elektromagnetyczne, które poza wpływem na kształt napoiny, powoduje rotację i pulsację łuku, a co za tym idzie - mieszanie jeziorka spawalniczego. Powoduje sterowany przepływ stopiwa w łuku spawalniczym – przez zmianę charakteru przechodzenia stopiwa – gdzie obok dużych kropli pojawiają się także drobne krople.

#### 4.2. Badanie procesu technologicznego zgrzewania i kształtowania tarciowego rur [2]

Przedmiotem opracowania są rury wysokociśnieniowe ze stali 18G2A, a także rury ze stali 1H18N9T oraz z miedzi CuCrZr i aluminium AlMgSi1.

Produkcja rur grzewczych pracujących według systemu Perkinsa jest kontrolowana przez Urząd Dozoru Technicznego, a każda rura po zamknięciu jest poddawana próbie wytrzymałościowej w piecu probierczym. Rury pracujące w systemie Perkinsa są w 1/3 swojej pojemności napełniane wodą destylowaną. Jeden koniec rury jest ogrzewany, co powoduje, że część wody zamienia się w parę wodną i ogrzewa przeciwny koniec rury, a także przestrzeń na zewnątrz rury. Jednocześnie para skrapla się na tym końcu, a skropliny spływają do dołu rury na skutek celowego pochylenia rury. W jednym obiekcie ogrzewanym tym sposobem pracuje jednocześnie kilkadziesiąt rur różnej długości w kilku pokładach. Podczas pracy ciśnienie w rurze wzrasta do 17.4 MPa, a podczas próby w piecu probierczym wynosi 23,7 MPa. Rury mają średnicę zewnętrzną 35 mm, grubość ścianki 6 mm i wykonane są ze stali 18G2A.

O powodzeniu przedsięwzięcia miało zadecydować uzyskanie odpowiednio wytrzymałego połączenia między rurą i przygrzewanym do niej czopem. Należało zatem ustalić kształt zamykającego czopa i rury w płaszczyźnie zgrzewania tarciowego, dobrać parametry zgrzewania uwzględniające wielkość wypływk i skrócenia, a także określić maksymalną temperaturę powstającą w płaszczyźnie tarcia w wyniku przeprowadzonego procesu zgrzewania tarciowego. Poznanie tej temperatury było ważne dla ustalenia zmian strukturalnych, jakie mogą wystąpić w zgrzeinie i w strefie wpływu ciepła (SWC), a także dla opracowania sposobu usuwania wypływk zewnętrznej w trakcie jej powstawania.

Literatura nie daje jednoznacznej odpowiedzi na pytanie, jaka temperatura panuje w płaszczyźnie tarcia podczas procesu tarcia bądź też jaka jest maksymalna temperatura dla tego procesu. Wiadomo jednak, że temperatura występująca podczas tarcia na skutek zamiany energii mechanicznej na ciepłą ma istotne znaczenie w procesie zgrzewa-

nia tarciowego dla jakości połączeń i zależy od parametrów procesu – głównie od siły docisku  $F_n$ , czasu tarcia  $t_t$  i szybkości obrotowej wrzeciona zgrzewarki  $n$ .

Obserwacja licznych prób zgrzewania tarciowego wykazała, że zgrzewane przedmioty wykonane z różnych materiałów w trakcie zgrzewania nie osiągają stanu ciekłego. Powstaje jednak wypływka na skutek działania nacisku na uplastyczniony ciepłem tarcia materiał. Jaka jest zatem maksymalna temperatura podczas zgrzewania tarciowego?

Rozstrzygnięcie tego zagadnienia stało się progiem w osiągnięciu powodzenia w podjętym zamiarze zastąpienia zgrzewania kuziennego ręcznego zgrzewaniem tarciovym zautomatyzowanym.

Dalsze badania obejmowały zamykanie końca rury wypływką, która powstaje w wyniku tarcia końca rury w specjalnym przyrządzie, kształtującym koniec rury w kulistie zamknięcie (zgrzeinę) o grubości ścianki nie mniejszej niż grubość ścianki zgrzewanej rury. Gdyby w tym procesie technologicznym koniec rury osiągał temperaturę topnienia, to zamknięcie byłoby niemożliwe. Ciekły metal zostałby z łatwością wcisnięty do wnętrza rury, ponieważ podczas zgrzewania w tym nie stosowano przy- padku wewnętrznego trzpienia formującego. Zgrzewanie następuje na skutek dostatecznego uplastycznienia i wymaga nacisku. Potrzeba ustalenia maksymalnej temperatury procesu także w tym przypadku staje się oczywista.

Ponieważ dla racjonalizacji produkcji, poprzez wykorzystanie odpadów rur, celowe było łączenie odpadów rur na długości, dlatego program badawczy zmierzający do określenia maksymalnej temperatury w płaszczyźnie tarcia podczas zgrzewania tarcio- wego obejmował trzy różne układy elementów zgrzewanych: układ zgrzewania rury z rurą, układ zgrzewania rury z zamykającym ją czopem oraz układ rury z formującym jej końcówkę narzędziem.

Badania temperatury miały charakter eksperymentalny oparty o mierzenie tempe- ratury za pomocą termoelementów oraz analityczny oparty o bilans cieplny w obszarze zgrzewania tarciowego. Uzyskane wyniki badań zostały zweryfikowane przez audyt energetyczny wykonany przez niezależną firmę. Dokonano porównania wyników obu zastosowanych metod badawczych i na tej podstawie analizowano wartość zastosowa- nych współczynników w metodzie analitycznej. Rezultaty analizy, które wskazują na zależność temperatury w miejscu zgrzewania od zastosowanych parametrów, a także na zależność współczynników we wzorach użytych do badania bilansu ciepła od rodzaju materiału i kształtu zgrzewanego elementu wykorzystano dla doboru parametrów zgrzewania rury z rurą ze stali 1H18N9T oraz rury z rurą ze stopu CuCrZr przy założeniu temperatury zgrzewania bliskiej temperaturze topnienia tych materiałów. Uzyskane drogą analityczną parametry sprawdzono w obu przypadkach w praktyce wykonując połączenia zgrzewane takich rur.

Wyznaczone dla różnych badanych układów przebiegi temperatury i czas stygnię- cia ( $\tau_{800}^0 - 500^0$ ) w zakresie temperatury od 800°C do 500°C podczas zgrzewania tarcio- wego próbek wykorzystano dla określenia struktury w SWC w oparciu o znane z lite- ratury wykresy CTPc – S dla stali 18G2A.

Wykonano rutynowe badania metalograficzne makro- i mikroskopowe zgrzein, strefy wpływu ciepła, materiału rodzimego, badania twardości oraz badania wytrzyma- losciowe.

Celem pracy było opracowanie technologii umożliwiającej uzyskanie trwałych połączeń realizowanych za pomocą zgrzewania tarciowego zarówno na długości rury, jak również na jej końcu. W konkretnym przypadku pozwoliłoby to na zastąpienie zgrzewania kuziennego ręcznego zgrzewaniem tarciovym w cyklu półautomatycznym.

Realizacja celu głównego wymagała rozwiązania celów cząstkowych takich jak: ukształtowanie czoł rur przed zgrzewaniem w taki sposób, aby wypływka wewnętrzna była jak najmniejsza w celu łatwego przepływu wody w rurze; dobranie kształtu czopa zgrzewanego z rurą w celu jej zamknięcia w taki sposób, aby w płaszczyźnie tarcia powstały najlepsze warunki dla uzyskania połączenia o oczekiwanej wytrzymałości; zbadanie możliwości uzyskania zamknięcia rury poprzez kształtowanie tarciove.

Realizacja celów cząstkowych wymagała badań w zakresie określenia parametrów technologicznych zgrzewania i kształtowania.

Określenie parametrów staje się możliwe, gdy znane są skutki cieplne przez nie wywoływane. Studia literaturowe nie dały jednoznacznej odpowiedzi na pytanie jaka temperatura panuje w płaszczyźnie tarcia bądź kształtowania w trakcie realizacji tych procesów. Znajomość temperatury w płaszczyźnie tarcia bądź kształtowania wynikała także z potrzeby określenia warunków stygnięcia po zabiegach z uwagi na możliwość powstania kruchych struktur hartowniczych. Wyniknęła stąd potrzeba określenia szybkości stygnięcia w przedziale  $\tau_{800-500}$ .

Dlatego celem pracy było także określenie maksymalnej temperatury w płaszczyźnie tarcia, jaka zostanie osiągnięta podczas zgrzewania tarciovego przy ustalonych parametrach procesu dla przypadku zgrzewania rury z rurą, rury z prętem, a także dla kształtowania końca rury w celu jej zamknięcia wypływką materiału rodzimego, która powstaje podczas tarcia rury w specjalnym narzędziu.

Dla osiągnięcia tego celu pracy, został opracowany program badawczy, który w oparciu o komputerowy system rejestracji zmian temperatury ustalonej przy pomocy termoelementów, a także w oparciu o bilans cieplny procesu zgrzewania tarciovego umożliwi określenie temperatury w płaszczyźnie tarcia.

Podstawowym materiałem, na którym zostały wykonane badania była rura i pręt ze stali 18G2A o średnicy zewnętrznej 35 mm i grubości ścianki 6 mm oraz żeliwo sferoidalne w gatunku 550-3, z którego wykonano narzędzie do kształtowania tarciovego końca rury w celu jej zamknięcia.

Celem pracy było także przeniesienie zdobytych wiadomości przy badaniu rur ze stali 18G2A na badania rur ze stali 1H18N9T a także rury z miedzi CuCrZr i aluminium AlMgSi1 o innych średnicach zewnętrznych i wewnętrznych.

Parametry zgrzewania tarciovego wywierają istotny wpływ na temperaturę w płaszczyźnie tarcia. Poprzez kontrolowany dobór parametrów zgrzewania można ustalić czas stygnięcia złącza w zakresie temperatur  $\tau_{800}^0_{500}^0$ . Ustalenia dokonane w zakresie doboru parametrów zgrzewania w celu osiągnięcia określonych właściwości dla złącza ze stali mogą być rozszerzone na inne metale i stopy zgrzewane tarciove.

Określenie wpływu parametrów zgrzewania tarciovego na temperaturę w płaszczyźnie tarcia pozwala na projektowanie struktury w złączu i w strefie wpływu ciepła, a także wielkość skrócenia zgrzewanych elementów i wielkość wypływki. Możliwe staje się kształtowanie konstrukcyjne złącza łącznie z zamykaniem końca rury uplastycznionym w wyniku tarcia materiałem rodzimym.

Zastosowanie pomiaru temperatury przy użyciu termoelementów w trzech punktach o znanej odległości od płaszczyzny tarcia pozwala na wyznaczenie maksymalnej temperatury w każdym z tych punktów spowodowanej przewodnictwem cieplnym. Przy założeniu, że wystąpienie maksymalnej temperatury w określonym miejscu na próbce jest efektem przewodnictwa cieplnego od maksymalnej temperatury w płaszczyźnie tarcia czyli efektem chłodzenia, można określić równanie krzywej chłodzenia za pomocą reguły matematycznej. Pozwoli to także na określenie nieznannej maksymalnej, dla

założonych parametrów, temperatury w płaszczyźnie tarcia. Takie doświadczenie pozwala także na wyznaczenie prędkości chłodzenia, co ma istotne znaczenie przy zgrzewaniu stali, dla których istnieje obawa powstania struktur hartowniczych, na wyznaczenie szybkości chłodzenia w zakresie temperatury 800÷500 °C i określanie spodziewanej struktury na podstawie wykresu CTPc-S.

Zastosowanie wzorów Fouriera i Kirchhoffa, w uproszczonej postaci, do wyznaczenia temperatury w płaszczyźnie tarcia z bilansu cieplnego pozwala na potwierdzenie maksymalnej temperatury w płaszczyźnie tarcia wyznaczonej doświadczalnie w granicach dopuszczalnego błędu i w konsekwencji na zastosowanie tej metody do ustalenia parametrów zgrzewania i kształtowania – zamiast skomplikowanej metody doświadczalnej z użyciem termoelementów.

Powstają także warunki dla skorygowania bądź wyznaczenia, dla metali rzadko zgrzewanych lub kształtowanych tarciovo, współczynników niezbędnych dla wykorzystania wzorów Fouriera i Kirchhoffa do określenia parametrów technologicznych.

#### 4.3. Badania nad optymalizacją procesu technologicznego, oprzyrządowania i wyszkolenia

W mniejszym zakresie jak to przedstawiono w punkcie 4.1 i 4.2, ale jednak w sposób zasadniczy zmienić można rezultaty działań w procesach spajania przez poznanie, w wyniku badań, wpływu parametrów napawania w osłonach gazowych [3], bądź pochylenie drutu elektrodowego przy automatycznym napawaniu łukiem krytym [4] na kształt napoiny. Optymalizacja technologii wiąże się także z wykorzystaniem procesów spajania w regeneracji części maszyn [5] oraz z poznawaniem wpływu ciepła na zmiany w strukturze i właściwościach spajanego materiału [6].

Innym, niemniej ważnym zagadnieniem, jest oprzyrządowanie stanowiska spawalniczego dla lepszej realizacji ustalonego procesu technologicznego. Przykładem pozytywnych działań w tym zakresie jest zaprojektowanie i wykonanie w oparciu o badania laboratoryjne urządzenia do skrawania wyprodukowanej przy zgrzewaniu, w trakcie trwania procesu zgrzewania [7].

Podczas badań nad zgrzewaniem i kształtowaniem rur, jako wątek uboczny badań, ale ważny z punktu widzenia ekonomiki procesu, opracowany został system automatycznego wypełniania rur wodą destylowaną [8] zamiast ręcznego, co umożliwiło zorganizowanie zautomatyzowanego stanowiska do produkcji rur grzewczych [9].

Istotnym ogniwem w procesie optymalizacji procesu technologicznego jest człowiek bezpośrednio realizujący zadany proces produkcyjny, zarówno w procesie ręcznym, jak i półautomatycznym oraz automatycznym – chociaż w dwóch ostatnich przypadkach w stopniu proporcjonalnie mniejszym. Dlatego celowe jest badanie współzależności między rodzajem konstrukcji, sposobami kontroli i kwalifikacjami spawacza [10], przy czym nie jest obojętne, czy spawacz jest oceniany na podstawie jakości rzeczywistych, przez niego wykonanych połączeń, czy na podstawie próbek wykonanych w specjalnych – korzystniejszych warunkach [11]. Ciekawie w tym zakresie kształtowały się relacje między systemem kwalifikowania spawaczy w Niemczech i w Polsce [12]. Przeprowadzone w tym zakresie porównania przyczyniły się, w jakiejś mierze, do szybkiego uporządkowania problemu szkolenia spawaczy oraz oceny wykonywanych przez nich połączeń spajanych.

## 5. UOGÓLNIENIE WYNIKÓW BADAŃ I WNIOSKI KOŃCOWE

Przytoczone wyniki badań wskazują, że postawiona teza o możliwości i celowości optymalizacji procesów technologicznych spajania najkorzystniej spełnia się, gdy:

- a. Rozpoznane zostaną istotne czynniki procesu, których optymalizacja może dotyczyć.
- b. Istnieje możliwość sprawdzenia doświadczalnego osiągnięć naukowych z dziedzin podstawowych.
- c. Istnieje realna potrzeba, wymuszona w sposób obiektywny, racjonalizacji produkcji w warunkach wolnej konkurencji.
- d. Zagadnienie optymalizacji będzie ujęte kompleksowo, to znaczy będzie dotyczyć technologii, stanowiska produkcyjnego oraz człowieka (ludzi) realizujących proces produkcyjny.

Przytoczone przykłady prac własnych wskazują, że zasadniczy plan prac badawczych umożliwiających optymalizację procesu technologicznego spajania powinien obejmować:

- wybór rodzaju i zakresu działań optymalizujących,
- wstępne określenie oczekiwań,
- wykonanie badań wstępnych,
- opracowanie programu badań,
- wykonanie badań,
- opracowanie wyników badań oraz ich analizę,
- korektę opracowania,
- opracowanie optymalnego procesu technologicznego spajania,
- realizację wytworu według opracowanej nowej technologii,
- monitorowanie pracy wytworu w warunkach produkcyjnych,
- upowszechnienie wyników badań.

Przedstawione konkluzje powinny być wystarczającym potwierdzeniem słuszności postawionej tezy. Jest także oczywiste, że skoro rozwój technologii zależy od ogólnego postępu naukowego, to także wymusza ten postęp oraz dalsze badania. Panuje w tym obszarze nauki swoiste sprzężenie zwrotne.

## LITERATURA

- [1] Smarzyński S., 1991: Wpływ zewnętrznych pól elektromagnetycznych na łuk spawalniczy. Prace Wydziału Nauk Technicznych BTN, seria B (18), 90, PWN Warszawa - Poznań.
- [2] Smarzyński S., 2000: Badania procesu technologicznego zgrzewania i kształtowania tarczowego rur. Wyd. Uczeln. ATR w Bydgoszczy.
- [3] Smarzyński S., Puzewicz M., 1986: Wpływ parametrów półautomatycznego napawania w osłonach gazowych na właściwości i kształt napoiiny. BTN, Mechanika 16, 117-142.
- [4] Smarzyński S., Bawaj M., 1986: Wpływ pochylenia drutu elektrodowego na kształt napoiiny przy automatycznym napawaniu łukiem krytym BTN, Mechanika 16, 103-116.



- [5] Smarzyński S., 1989: Regeneracja z zastosowaniem metod spawalnictwa. Mat. Konf. N-T „Regeneracja '89”, Bydgoszcz, 13-20.
- [6] Smarzyński S., Windelberg D., 1993: Materialschädigung bei thermischer Beeinflussung. Sympozjum zorganizowane przez Instytut Materiałoznawstwa i Spawalnictwa Uniwersytetu w Hanowerze. Program "Tempus". Materiały sympozjum, 1-10.
- [7] Smarzyński S., Latos II., 1989: Urządzenie do skrawania wypływką na zgrzewarce tarczowej. Technika w Polsce 5, 8-9.
- [8] Smarzyński S. i inni, 1993: Problem automatyzacji i dozowania na przykładzie napełniania wodą rur Perkinsa. BTN, Mechanika 17, 55-61.
- [9] Smarzyński S., 1996: Zautomatyzowane stanowisko do produkcji rur grzewczych. II Szczecińska Konferencja Spawalnicza. Materiały konferencyjne, 69-75.
- [10] Smarzyński S., 1976: Konstrukcja, kontrola, spawacz - próba określenia współzależności. Przegląd Spawalnictwa 7, 158-160.
- [11] Smarzyński S., 1976: Kwalifikowanie spawaczy na podstawie rzeczywistej jakości ich produkcji (kontrolowanej radiograficznie). Przegląd Spawalnictwa 8.
- [12] Smarzyński S., Sadowski J., 1983: Efektywność szkolenia spawaczy zawodowych. Przegląd Spawalnictwa 3, 19-22.

## OPTIMIZATION OF WELDING TECHNOLOGICAL PROCESSES

### Summary

Elaborating a modern technological process requires scientific achievements, the latest research back-up for application as well as a potential for implementation in modern industrial plants, which has been well supported with examples in this study. Promoting the present thesis is essential when facing a great competition of domestic products on international markets. Finally the conclusions offer a schedule for developing the optimal process of technological welding.



## NUMERYCZNE I EKSPERYMENTALNE OKREŚLANIE TEMPERATUR W TRAKCIE SPAWANIA STALI ST3S

Krzysztof Ciechacki, Andrzej Skibicki

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

W artykule przedstawiono badania nad rozkładem temperatur, który może w znacznym stopniu wpływać na jakość uzyskanej spoiny lub SWC. Badania przeprowadzono dla blachy ze stali St3S spawanej metodą MIG. Wykonano badania eksperymentalne i analityczne z zastosowaniem MES. Przedstawiono wyniki badań uzyskanych w trakcie spawania oraz rozwiązanie z modelu numerycznego obejmującego dwuwymiarową geometrię próbki, uwzględniającego narastanie spoiny, sieć elementów, rozłożone ruchome źródło ciepła i zależne od temperatury ciepłne własności materiału oraz wynikające z nich wnioski.

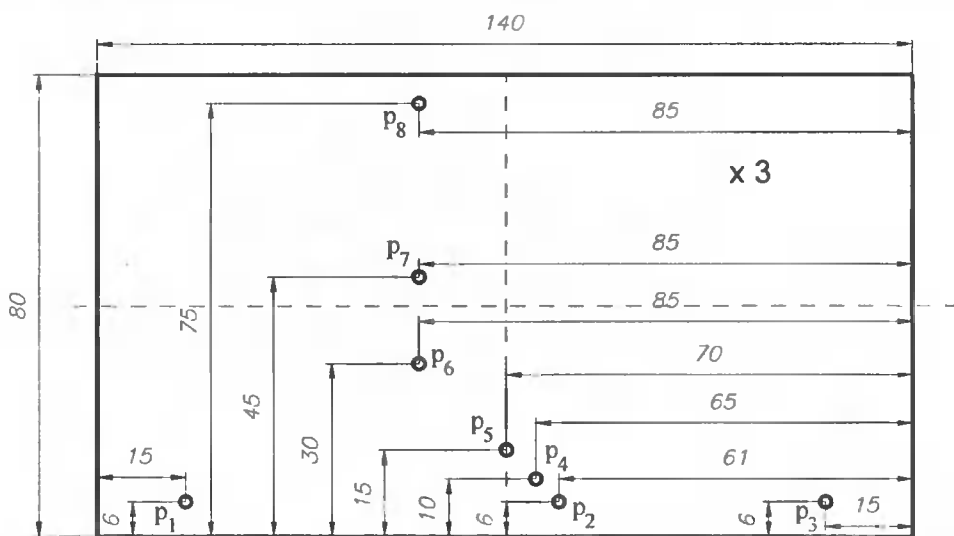
### 1. WPROWADZENIE

Spawalnicze metody wykonywania połączeń wprowadzają do złącza energię, która przekształca się w ciepło. Dla poprawnego wykonania połączeń potrzebna jest wiedza o zmiennych w czasie temperaturach tak w spoinie, jak i całym złączu. Pozwala ona na określenie strefy przetopu czy zasięgu SWC. Przydatne jest również określenie minimalnej, wystarczającej do wykonania spoiny ilości energii, której nadmiar powoduje ujemne skutki w zakresie odkształceń i naprężeń spawalniczych. Metody obliczeniowe rozwijane przez Rykalina [1] pozwalają na określenie rozkładu temperatur, jednak matematyczne sposoby otrzymywania składowych pola temperatury nie nadążają za potrzebami technologicznymi. Zastosowanie szybkich, niepunktowych źródeł ciepła, spawanie grubych blach o nieliniowych własnościach materiałowych czy też spawanie wielościęgowe postawiło metody analityczne przed sporymi problemami dającymi rozwiązać się poprzez wprowadzenie obliczeń komputerowych. Stanowią one przełom umożliwiający skuteczną pogoń teorii za coraz bardziej rozwiniętą praktyką. Jednak dobór odpowiedniej metody prowadzenia obliczeń jest wciąż problemem otwartym. Można przyjąć, że do chwili obecnej, a zapewne i w najbliższej przyszłości najlepszą metodą rozwiązywania tego typu zagadnień jest MES.

## 2. BADANIA NUMERYCZNE

Badania miały na celu znalezienie nieustalonego pola temperatur występującego w trakcie spawania metodą MIG blach ze stali St3S. Dla sprawdzenia i porównania wyników wykonane zostały badania eksperymentalne.

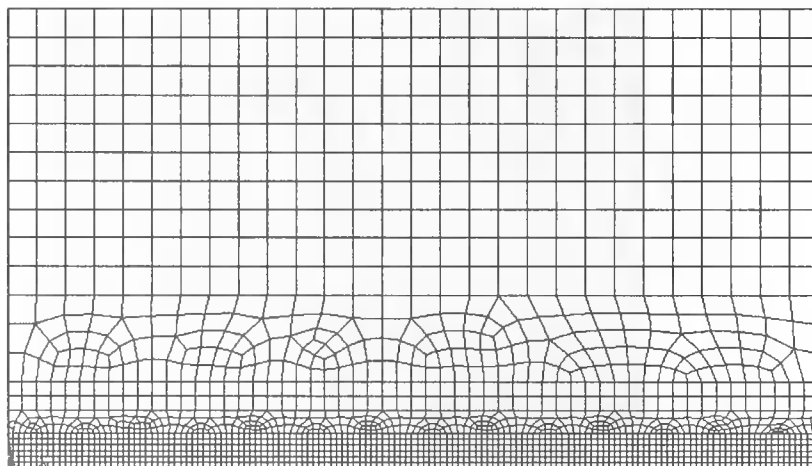
Kształt próbki przedstawiono na rysunku 1, gdzie zaznaczono również położenie 8 termopar ( $p_1 \div p_8$ ).



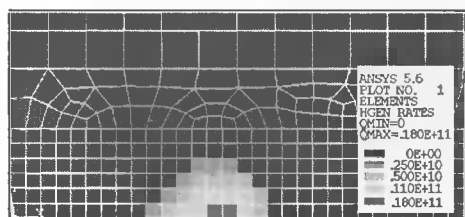
Rys. 1. Próbką zastosowana w eksperymencie. Widok z góry, okręgami zaznaczono otworki do umieszczenia termopar znajdujące się na dolnej stronie próbki

Model MES przedstawiono na rysunku 2. Zastosowano idealizację dwuwymiarową, w płaszczyźnie blachy. Ze względu na symetrię analizowano  $\frac{1}{2}$  powierzchni, ustanawiając w osi symetrii powierzchnię adiabatyczną. Przy podziale próbki na 3 i 4 węzłowe elementy skończone uwzględniono ich zagęszczenie w obszarach spodziewanych dużych gradientów temperatury. Wielkość elementów zmieniła się od  $5 \times 5$  mm do  $1 \times 1$  mm. Uwzględnienie nadlewu i grani spoiny osiągnięto przez przyjęcie w tym obszarze większej grubości elementów.

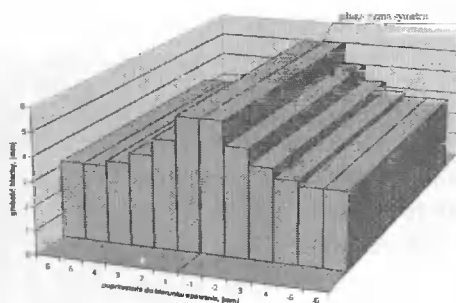
Rozkład mocy w źródle ciepła przedstawiono na rysunku 3, ruch źródła uzyskano poprzez stopniowe narastanie i opadanie w poszczególnych obszarach wartości mocy (liczonej na jednostkę objętości). Sumaryczna moc źródła ciepła odpowiadała zarejestrowanej podczas przeprowadzania eksperymentu ( $U \cdot J = 2,4$  kW), co z uwzględnieniem 68 % sprawności (wg np.[3]) dało 1,6 kW.



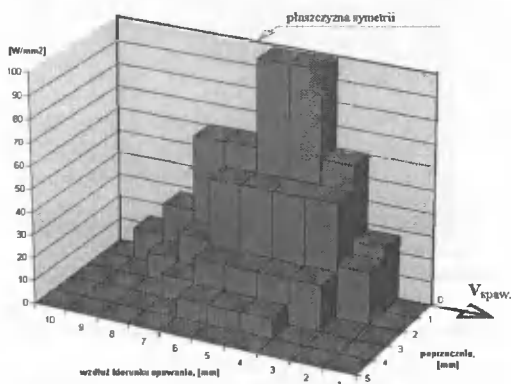
Rys. 2. Sieć elementów użyta w symulacji



a)

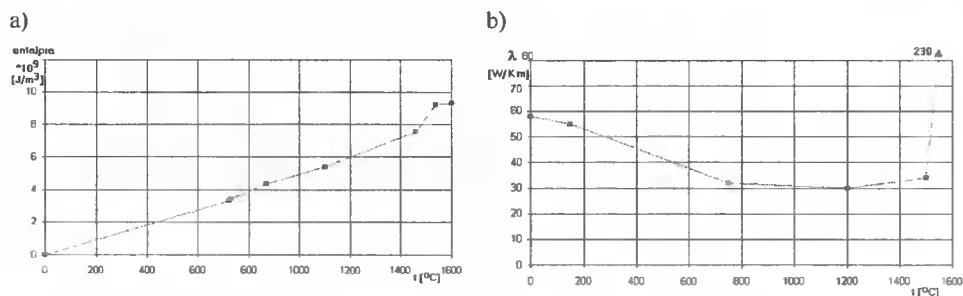


b)



Rys. 3. Chwilowy rozkład mocy źródła ciepła,  $W/m^3$  ( $1/2$  źródła przemieszcza się w prawą stronę): a) na tle sieci elementów,  $W/m^3$ , b) grubość w osi spoiny, c) z uwzględnieniem zmiennej grubości,  $W/m^2$

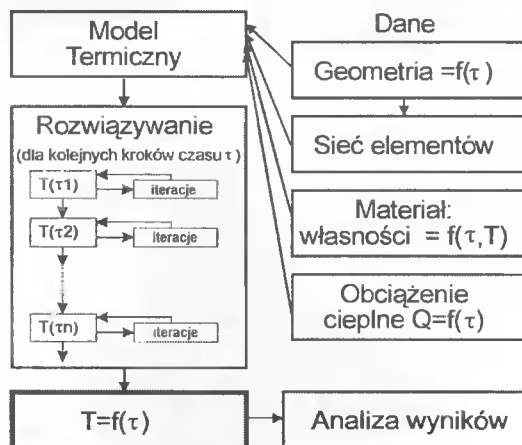
Wcześniejsze obliczenia wykazały, że ważne jest zastosowanie zależnych od temperatury cieplnych własności materiałowych. Wartości  $\lambda$  i entalpii uzyskano z literatury [2, 3] dla materiału o bardzo podobnym składzie, o sprecyzowanych wg badań dylatometrycznych temperaturach przemian fazowych. Za [4] uwzględniono fakt, że ciekły metal w jeziorku, gdzie jest intensywnie mieszany, ma wyższy współczynnik  $\lambda$  (przyjęto 230 zamiast 40). Wykresy tych wartości przedstawiono na rysunku 4. Uwzględniono konwekcję na górnej oraz na dolnej powierzchni próbki, intensywniejszą w pobliżu spoiny dla uwzględnienia wymiany ciepła poprzez promieniowanie.



Rys. 4. Własności fizyczne stali St3S użyte w obliczeniach: a) entalpia właściwa, b) współczynnik przewodzenia ciepła  $\lambda$

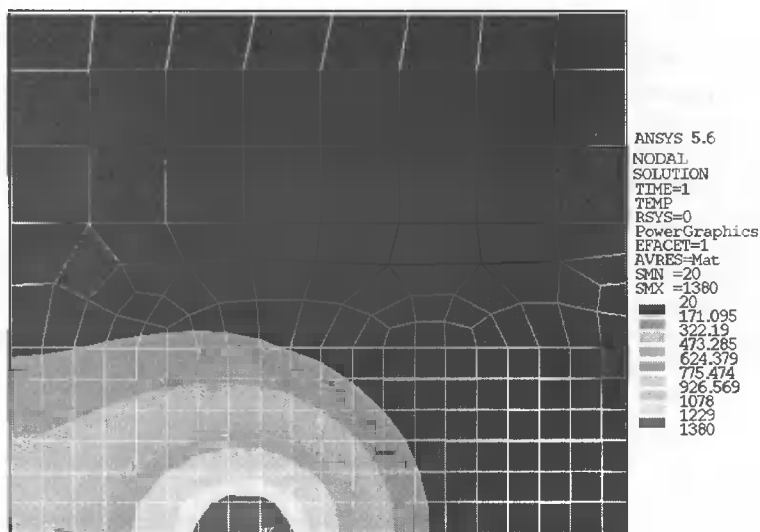
Stosując MES korzystano z zależności przedstawionych np. w [5, 6, 7].

Dla uwzględnienia nieliniowych własności materiałowych zastosowano iteracyjny sposób prowadzenia obliczeń. Były one prowadzone w kolejnych krokach  $\Delta\tau$  czasu  $\tau$ , jako temperaturę początkową stosując pole czasu wyliczone w poprzednim kroku czasu  $\tau_{n-1}$  (rys.5).

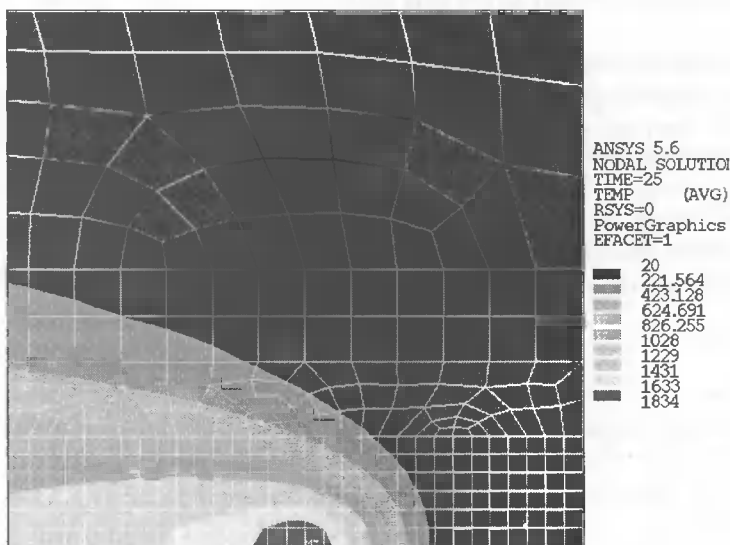


Rys. 5. Schemat blokowy obliczeń termicznych

Zastosowano program ANSYS 5.6 w wersji pełnej. Model zawierał 1797 węzłów i 1905 elementów SHELL57. Obliczenia prowadzono w 2500 krokach czasu  $\Delta\tau$  obejmujących czas  $\tau_0=800$  s procesu spawania (tj. spawanie wraz z chłodzeniem). Na krok czasu przypadło średnio około 15 iteracji. Długość kroku czasu zmieniała się  $0,2 \div 50$  s.

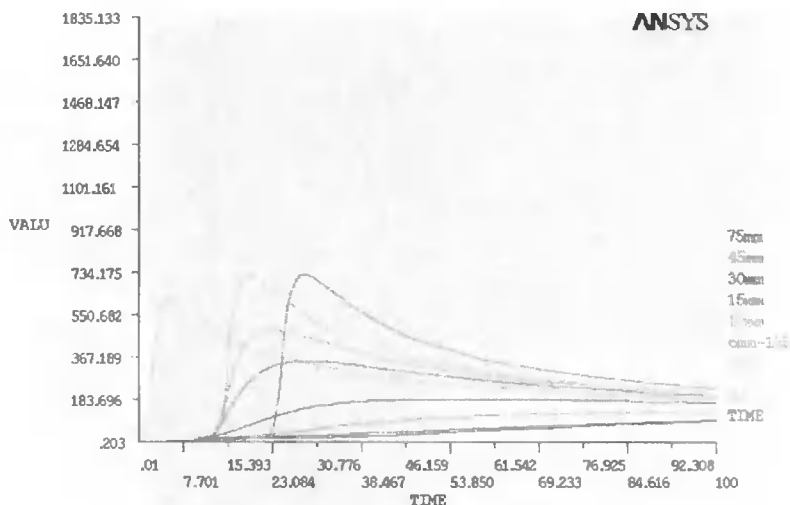


Rys. 6. Pole temperatury w pobliżu źródła ciepła – faza początkowa,  $t = 1$  s



Rys. 7. Pole temperatury w pobliżu źródła ciepła – pole rozwinięte,  $t = 25$  s

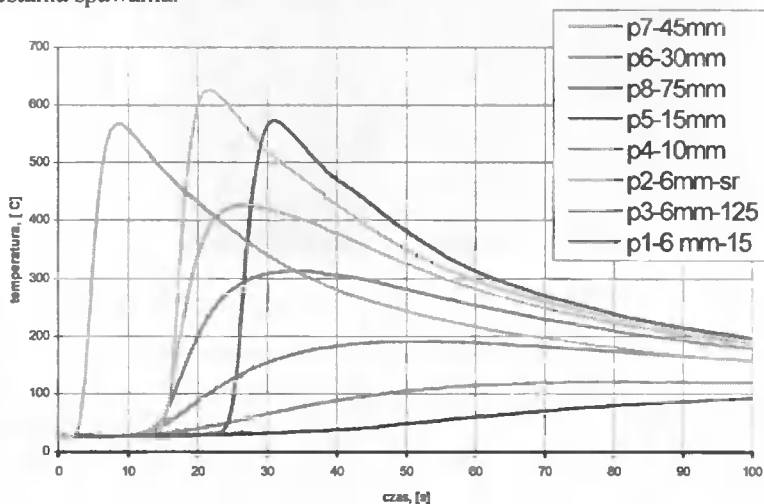
Wynikiem obliczeń były pola temperatur  $T$  w całym modelu, dla każdego z kolejnych kroków  $\Delta t$ . Rysunki 6 i 7 przedstawiają izotermy w wybranych chwilach czasu, rysunek 8 profil temperatury w 9 punktach. Wielkość jeziora spawalniczego określono jako  $5 \times 10$  mm na podstawie zasięgu izotermy odpowiadającej temperaturze topnienia (co w modelu dwuwymiarowym obejmowało całą grubość próbki).



Rys. 8. Temperatury wyliczone w modelu XY

### 3. BADANIA EKSPERYMENTALNE

Przedstawioną na rysunku 1 próbkę spawano metodą MIG odczytując J i U wskazywane przez źródło prądu typu R 3000MP. Zastosowano drut  $\phi 1,2$  mm typu SpG2, plus na elektrodzie. Spawano przez 27,3 s na odcinku 140 mm. Temperatury mierzono termoparami płaszczowymi NiCr-NiAl podłączonymi do 8 kanałowego przetwornika analogowo-cyfrowego MC201. Termopary  $\phi 1$  mm umieszczono w otworkach o  $\phi 1,1$  mm i głębokości 2 mm. Wyznaczone na tej podstawie temperatury przedstawiono na rysunku 9. Wielkość jeziorka spawalniczego, 15 x 8 mm, zmierzono na powierzchni próbki w miejscu zaprzestania spawania.



Rys. 9. Temperatura mierzona w 8 punktach w trakcie spawania, dla pierwszych 100 s procesu spawania



## 4. ANALIZA WYNIKÓW

Porównując profile temperatury w punktach pomiaru termoparami stwierdzono dobrą zgodność wyników badań numerycznych i eksperymentalnych. Dla obszarów bliższych spoinie nie wykonano pomiarów z powodu ryzyka stopienia termopary. Uzyskano zadowalającą zgodność. Zaobserwowana różnica temperatur maksymalnych w punktach p1, p2, p3 leżących w tej samej odległości od osi spoiny może być wyjaśniona poprzez położenie p1 w obszarze rozpoczęcia spawania (a więc materiał nie był jeszcze podgrzany) oraz zakończeniem spawania ok. 8 mm od krawędzi blachy (zapobiegało to wytopieniu otworu). Różnica w wymiarach jeziorka spawalniczego wynika częściowo z różnych sposobów pomiarów, jest jednak mniejsza, jeżeli uwzględniając owalny kształt poprzecznego przekroju spoiny do porównań przyjmie się objętość jeziorka.

## 5. WNIOSKI I SPOSTRZEŻENIA

- Obliczanie występujących w trakcie spawania temperatur za pomocą MES daje wyniki bardzo zbliżone do eksperymentalnych i może stanowić cenną pomoc dla badaczy i praktyków.
- Jakość wyników może być podstawą do pozytywnej oceny sposobu prowadzenia obliczeń.
- Na podstawie zgodności wyników obliczeń prowadzonych dla trudno modelowalnego materiału typu stal, można sądzić że metoda nadaje się również dla innych materiałów, w tym bez przemian fazowych w stanie stałym.
- Zakres zastosowań MES będzie się zwiększał wraz z wzrostem wydajności komputerów.
- Wyniki obliczeń dobrze nadają się do dalszego przetwarzania, w tym numerycznego. Kolejnym etapem może być obliczanie za pomocą MES pospawalniczych naprężeń pozostających.

## LITERATURA

- [1] Rykalin N.N., 1951: Rascety tiepłowych processov pri svarkie. Gosudarstviennoje Naucno-Techniceskoje Izdatielstvo Moskva.
- [2] Richter F., 1973: Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen. Duesseldorf. Staleisen.
- [3] Richter F., Born L., 1984: Die spezifische Wärmekapazität von metallischen Werkstoffen. I. Teil: Ferritische, umwandlungsfähige Stähle. Arch. Eisenhuetten-wes 3.
- [4] Gołdak J. i inni, 1986: Computer Modeling of Heat Flow in Welds. Metallurgical Transactions B 9, 587-600.
- [5] Zienkiewicz O.C., 1972: Metoda Elementów Skończonych. Wyd. 1. Arkady Warszawa.
- [6] Argyris J.H., Szimmat J., Willam K.J., 1985: Finite Element Analysis of Arc-welding Process. Numerical Methods in Heat Transfer III.
- [7] Skibicki A., 1998: Identyfikacja stanu termicznych i mechanicznych skutków procesu spawania wybranych elementów z uwzględnieniem metod numerycznych. Praca doktorska, WM ATR Bydgoszcz.

## COMPUTER AND EXPERIMENTAL INVESTIGATION INTO TEMPERATURES OVER WELDING OF St3S STEEL..

### Summary

The present paper reports on the experiment on and analysis of temperatures affecting the quality of the weld deposit and heat affected zone (HAZ) and presents the experimental results and theoretical considerations using the FEM method. The model contains the two-dimensional geometry of the sample, which takes into consideration the changing thickness of the weld, mesh of elements, moving heat source as well as the thermal properties of the material (non-linear, depending on the temperature).

# CHARAKTERYSTYKA WYBRANYCH ROZWIĄZAŃ FIZYKI PROCESU SPAWANIA METALI STOSOWANYCH W SYSTEMACH EKSPERTOWYCH.

## CZ. I. PROCEDURA OGÓLNA I PRZEMIANY TERMICZNE

Eugeniusz Ranatowski

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Początkowa część pracy została poświęcona ustaleniom dotyczącym transportu masy prądu i energii w procesie spawania. W dalszej kolejności w sposób syntetyczny określono podstawowe zależności matematyczne wyznaczające przestrzeń wymiarową zjawisk termicznych w procesie spawania oraz jego powiązań z polem mechanicznym, stanowiących podstawę ustalenia modułu termicznego spawalniczych systemów ekspertowych.

### 1. WPROWADZENIE

Wiedza naukowa, stwarzająca możliwości pełniejszego zrozumienia rzeczywistych zjawisk fizycznych zachodzących w procesie spawania, w połączeniu z wiedzą inżynierską, bazującą na doświadczeniu z prac już zrealizowanych, ma decydujący wpływ na jakość działań inżynierskich związanych z budową konstrukcji spawanych. W naturalny sposób zachodzi więc konieczność odejścia od powierzchniowych opracowań technologicznych i oparcie ich o możliwie szerokie ustalenia, które wynikają ze znajomości fizyki procesów technologicznych spawania. W jej zakres w pierwszej kolejności wchodzi zagadnienia termiczne. Obejmują one relację układu: strumień energii - przedmiot spawany, w ramach których dokonuje się oceny rozkładu temperatur w spoinie i strefie wpływu ciepła oraz parametrów charakteryzujących cieplny cykl spawania, a także formy transportu masy i energii. Ocena skutków termicznego oddziaływania strumienia energii w procesie spawania, mającego wpływ na zmiany parametrów intensywnych procesu - temperatury  $T$ , entalpii właściwej  $H$ , współczynnika przewodzenia ciepła  $\lambda$ , itp. - na takie parametry ekstensywne, jak energia kinetyczna ruchu makroskopowego cieczy w jeziorce spawalniczym lub energia wewnętrzna, będąca sumą energii ruchu cieplnego i sumą energii wiązań, ma decydujący wpływ na formę powstania złącza. Analiza tego procesu decyduje więc o możliwości oceny morfologii procesu krystalizacji i rodzaju struktury spoiny oraz SWC w powiązaniu z szeroko pojętą analizą cyklu cieplnego, stanowiąc w dalszej kolejności punkt wyjścia do analizy deformacji i naprężeń powstałych w procesie spawania, stanowiąc reprezentację wiedzy w systemach ekspertowych.

Poprawna ocena powyższych problemów, które w sposób syntetyczny możemy przedstawić jako synergiczne oddziaływanie trzech modułów: pola cieplnego ewolucji mikrostruktury - pola mechanicznego, wymaga w pierwszej kolejności określenia przebiegu pól temperaturowych nieustalonych lub ustalonych.

## 2. CHARAKTERYSTYKA OGÓLNA FIZYCZNEGO MODELU PROCESU SPAWANIA

Proces spawania w okresie powstawania spoiny w sensie fizycznym związany jest bezpośrednio ze zjawiskami transportu masy, prądu i energii. Rozpatrzenie powyższego procesu wymaga więc określenia i przyjęcia stosownego modelu obejmującego:

- określenie matematycznego opisu procesu, zgodnego z zasadami modelowania,
- analityczne lub numeryczne rozwiązanie równań modelu,
- weryfikację wyników, najczęściej doświadczalną.

Najczęściej modele matematyczne tworzą równania bilansowe, określane z reguły w postaci równań różniczkowych cząstkowych. W równaniach tych własności materiałowe ośrodka określone są w postaci współczynników mających wymiar lub w formie bezwymiarowej.

Poprawna procedura modelowania wymaga przede wszystkim uporządkowania sfery pojęciowej i wymiarowej procesu.

Ocena zjawisk fizycznych transportu w procesie spawania sprowadza się w praktyce do rozpatrzenia wzajemnych relacji pomiędzy parametrami ekstensywnymi i intensywnymi. Pierwsze można transportować oraz sumować w obszarze o skończonych wymiarach i mogą one być skalarami (masa, entropia oraz różne formy entropii), wektorami (pęd, jednostkowy strumień energii) oraz tensorami (jednostkowy strumień pędu).

Parametry intensywne (temperatura  $T$ , ciśnienie  $p$ , potencjał chemiczny  $\mu$ , napięcie  $U$ ) i pseudointensywne (iloczyn dwóch wielkości ekstensywnych - np. gęstość pędu  $m\bar{v}N = \rho\bar{v}$ , gęstości masy  $m/v = \rho$ ) są wielkościami polowymi, tworząc pole czasoprzestrzenne, gdzie każdemu punktowi przestrzeni przyporządkowuje się określoną wielkość fizyczną. W tej sytuacji siły napędowe transportu wielkości ekstensywnych są wyrażone w postaci gradientów parametrów intensywnych lub pseudointensywnych.

Ponadto w procesie obliczeniowym występują parametry materiałowe, np. ciepło właściwe  $C$ , współczynnik przewodzenia ciepła  $\lambda$  itp.

Proces transportu wielkości ekstensywnych wymaga więc obserwacji i oceny parametrów intensywnych w procesie spawania i praktycznie realizowany jest przy pomocy metod Eulera i Lagrange'a. Metoda Eulera polega na rozpatrzeniu zmiany parametru intensywnego w czasie, w punkcie nieruchomym względem układu odniesienia. Metoda Lagrange'a polega na ocenie zmiany parametru intensywnego w czasie, w punkcie poruszającym się.

Energję wewnętrzną układu spajanego możemy więc określić ogólną zależnością:

$$E = \sum_{i=1}^n \varphi_i \psi_i \quad (1)$$

gdzie:

- $\varphi_i$  – parametr intensywny,
- $\psi_i$  – wielkość ekstensywna.

Proces spajania – w tym i spawania – ma charakter dynamiczny i jest związany z lokalną zmianą energii w postaci:

$$dE = dQ + dL \quad (2)$$

gdzie:

- dE – przyrost energii układu spajanego,
- dQ – energia doprowadzona na sposób ciepła,
- dL – praca pola siłowego.

lub jako:

$$\Delta E = \varphi \Delta \psi \quad (3)$$

Przy oddziaływaniu termicznym słuszną jest więc zależność:

$$\Delta E = T \Delta S \quad (4)$$

gdzie:

- T – temperatura ( $\varphi$ ),
- $\Delta S$  – entropia ( $\Delta\psi$ ).

W przypadku oddziaływania mechanicznego zmiana  $\Delta E$  wynosi:

$$\Delta E = p \Delta V \quad (5)$$

gdzie:

- p – naprężenie (ciśnienie) ( $\varphi$ ),
- $\Delta V$  – zmiana objętości ( $\Delta\psi$ ).

Dobór odpowiedniego parametru intensywnego  $\psi$ , i energii E określimy ze związku:

$$\varphi_i = \frac{\partial E}{\partial \psi_i} \quad (6)$$

Z powyższego wynika więc, iż znajomość przebiegu termodynamicznych procesów w czasie powstawania złącza spajanego i wiążących parametry ekstensywne z doborem parametrów intensywnych wskazuje na możliwość aktywnego modelowania i sterowania np. procesem spawania i wykorzystania ich w spawalniczych systemach ekspertowych. Przepływ energii dostarczonej na sposób ciepła określa naturę cyklu cieplnego spawania, a także zgrzewania i lutowania oraz dalszej kolejności kształt spoiny, proces krystalizacji oraz transformację mikrostruktury w spoinie i strefie wpływu ciepła.

### 3. CHARAKTERYSTYKA PROCESU TERMICZNEGO

Przepływ masy, który obejmuje zarówno przepływ plazmy, np. w łuku i metalu z końca topliwej elektrody do jeziora spawalniczego oraz przepływ cieczy w jeziorze spawalniczym, wpływa w mniejszym stopniu na przebieg procesu metalurgicznego w złączu niż przepływ energii dostarczonej na sposób ciepła. Z drugiej jednak strony nieregularność i niestabilność przepływu masy ogranicza użyteczność i zasięg stosowania określonego procesu spawania oraz może być przyczyną nieregularnego przepływu energii na sposób ciepła.

W kontekście ustaleń zawartych powyżej opisując transport wielkości ekstensywnych: masy, pędu i energii na sposób ciepła należy zachować zasadę:

- zachowania masy,
- zachowania pędu,
- zachowania energii.

Zasadę zachowania masy określa równanie ciągłości dla ustalonego, nieściśliwego przepływu [2]:

$$\nabla \cdot \mathbf{v} = \operatorname{div} \mathbf{v} = \frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0 \quad (7)$$

gdzie:

- $\mathbf{v}$  – prędkość przepływu,  $\text{m s}^{-1}$ ,
- $v_x, v_y, v_z$  – składowe wektora prędkości  $\mathbf{v}$  w układzie  $x, y, z$ ,  $\text{m s}^{-1}$ .

Zasadę zachowania pędu określa równanie charakteryzujące ruch dla tych samych warunków jak dla równania (7) przy założeniu stałych wartości własności fizycznych w postaci:

$$\rho \frac{d\mathbf{v}}{dt} = -\nabla p + \eta \nabla^2 \mathbf{v} + \bar{\mathbf{J}} \times \bar{\mathbf{B}} + \rho \mathbf{g} \quad (8)$$

gdzie:

- $\mathbf{v}$  – prędkość przepływu,  $\text{m s}^{-1}$ ,
- $\rho$  – gęstość,  $\text{kg m}^{-3}$ ,
- $p$  – ciśnienie,  $\text{N m}^{-2}$ ,
- $\mathbf{J}$  – gęstość prądu,  $\text{A m}^{-2}$ ,
- $\mathbf{B}$  – gęstość strumienia magnetycznego,  $\text{N m}^{-1} \text{A}^{-1}$  lub  $\text{Wb m}^{-2}$ ,
- $\eta$  – lepkość,  $\text{kg s}^{-1} \text{m}^{-1}$ ,
- $\mathbf{g}$  – przyspieszenie grawitacyjne,  $\text{m s}^{-2}$ .

Lewa strona równania (8) określa siły bezwładności  $\rho \frac{d\mathbf{v}}{dt}$ , prawa - siły powstałe w wyniku gradientu ciśnienia  $\nabla p$ , lepkości  $\eta \nabla^2 \mathbf{v}$  oraz siły Lorentza  $\bar{\mathbf{J}} \times \bar{\mathbf{B}}$  i siły ciężkości  $\rho \cdot \mathbf{g}$ .

Zasadę zachowania energii wyraża równanie:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \nabla^2 T - \rho c_p (\mathbf{v} \cdot \nabla) T - \nabla \cdot \mathbf{q}_r + \frac{J^2}{\sigma} + \Phi \quad (9)$$

$$(\mathbf{v} \cdot \nabla) T = v_x \frac{\partial T}{\partial x} + v_y \frac{\partial T}{\partial y} + v_z \frac{\partial T}{\partial z}$$

$$\nabla \cdot \mathbf{q}_r = \operatorname{div} \mathbf{q}_r$$

gdzie:

- $\lambda$  – współczynnik przewodzenia ciepła,  $\text{J m}^{-1} \text{s}^{-1} \text{K}^{-1}$ ,
- $c_p$  – ciepło właściwe przy stałym ciśnieniu,  $\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$
- $T$  – temperatura,  $\text{K}$ ,
- $\mathbf{q}_r$  – szybkość przepływu energii (moc),  $\text{J s}^{-1}$  lub  $\text{W}$ ,
- $\mathbf{J}$  – gęstość prądu,  $\text{A m}^{-2}$ ,
- $\sigma$  – przewodność elektryczna,  $\text{A V}^{-1} \text{m}^{-1}$ ,
- $\Phi$  – dyssypacja energii spowodowana lepkością,  $\text{J m}^{-3}$

Równanie (9) może stanowić podstawę do określenia rozkładu temperatury w przepływającym medium, np. ciekłej spoinie, bądź po rozwiązaniu równania (8) w dowolnym punkcie złącza.

Jeżeli założymy ustalone warunki:  $\partial T/\partial t = 0$  oraz pominiemy w równaniu (9) trzy ostatnie czony obrazujące energię promieniowania, Joule'a i dyssypowaną energię lepkości otrzymamy wówczas:

$$\lambda \nabla^2 T - \rho \cdot c_p (\mathbf{v} \cdot \nabla) T = 0 \quad (10)$$

W równaniu tym pierwszy człon określa wartość traconej energii na sposób ciepła poprzez przewodzenie, drugi poprzez konwekcję.

Uproszczona forma wyrażona poprzez równanie (10) określa przepływ ciepła we wszystkich procesach spajania, dla ustalonych warunków ( $\partial T/\partial t = 0$ ), przy zastosowaniu ruchomych źródeł ciepła.

Analizując przebieg procesu spajania należy stwierdzić, że przepływ masy ma charakter regularny i jednorodny, najpełniej w obszarze strefy wpływu ciepła. W sąsiedztwie wierzchołka elektrody, w łuku oraz spoinie, jest on niejednorodny i może mieć charakter niestabilny. We wszystkich przypadkach, formalna analiza, przy wykorzystaniu ww. ustaleń, jest możliwa dla systemów osiowo-symetrycznych o stosunkowo prostej geometrii.

W odniesieniu do metod spawania, opartych na wykorzystaniu łuku elektrycznego, powyższe warunki są spełnione w dużym stopniu w czasie spawania metodą TIG (GTA) w osłonie gazów obojętnych. W przypadku spawania w osłonie gazów aktywnych, lub pod topnikiem, strumień ciepła i prądu w elektrodzie i kolumnie łuku jest nieregularny. Ponadto, w przypadku transportu masy w kolumnie łuku topliwej elektrody otulonej jest on bardziej rezultatem strumienia gazów, powstających w wyniku rozkładu otuliny, niż sił elektromagnetycznych.

Przepływ energii na sposób ciepła w elemencie spawanym jest w mniejszym stopniu podatny na nieregularności przepływu ciepła w łuku, zwłaszcza w obszarach oddalonych od źródeł ciepła.

Równanie charakteryzujące wymianę cieplną i mechaniczną energii z pominięciem generacji ciepła w wyniku odkształceń, ciepła utajonego oraz wpływu naprężeń na stan mikrostruktury, określające cieplno-mechaniczne - zachowanie się materiału określimy jako [3]:

$$\rho c \dot{T} + q_{i,i} = \dot{Q}_{wew} - \frac{E \alpha_p T}{1 - 2\nu} \varepsilon_{ij}^c + \xi S_{ij} \dot{\xi}_{ij}^n \quad (11)$$

gdzie:

- $T$  – temperatura, K,
- $q_{i,i}$  – strumień ciepła,  $J/m^2 s$ ,
- $\dot{Q}_{wew}$  – wewnętrzne źródło ciepła na jednostkę objętości,  $J/m^3$ ,
- $\varepsilon_{ij}^c$  – tensor odkształceń sprężystych (parametr bezwymiarowy),
- $\dot{\xi}_{ij}^n$  – tensor niesprężystej szybkości odkształceń,  $1/s$ ,
- $S_{ij}$  – tensor dewiatora naprężeń,  $N/m^2$ ,
- $\rho$  – gęstość,  $kg/m^3$ ,
- $c$  – ciepło właściwe przy  $V = const$ ,  $J/kg K$ ,
- $E$  – moduł sprężystości podłużnej, Pa,
- $\alpha$  – współczynnik przewodności cieplnej,  $1/K$ ,
- $\nu_p$  – współczynnik Poissona,
- $\xi$  – część energii niesprężystej przekształconej w ciepło ( $\xi = 0 \div 1$ ).

Cykl cieplny charakteryzujący się wysoką chwilową szybkością chłodzenia może spowodować powstanie struktury, wywołując znaczne zróżnicowanie własności mechanicznych w stosunku do materiału rodzimego. Mikrostruktura zależy od składu chemicznego stali oraz jej cieplno-mechanicznej historii.

#### 4. WNIOSKI

Z uwagi na dynamiczny charakter procesu spawania budowa spawalniczych systemów ekspertowych wymaga solidnych podstaw fizycznych. W pierwszej kolejności określono ogólne reguły oceny procesu, wykorzystując relacje pomiędzy parametrami intensywnymi i ekstensywnymi. W dalszej kolejności zostały przedstawione ustalenia w formie równań różniczkowych, stanowiące podstawę do oceny procesu termicznego spoiny i strefy wpływu ciepła.

#### LITERATURA

- [1] Malczewski J., Piekarski M., 1992: Modele procesów transportu masy, pędu i energii. PWN Warszawa.
- [2] Lancaster J.F., 1993: Metallurgy of welding. Chapman & Hall London.
- [3] Karlsson L., 1986: Thermal stress in welding. Edited by R.B. Hetnarski.

### CHARACTERISTICS OF SELECTED METAL WELDING PHYSICS SOLUTIONS APPLIED IN EXPERT SYSTEMS

#### PART I. GENERAL PROCEDURE AND THERMAL TRANSFORMATIONS

##### Summary

The first part of this paper presents the basic law governing mass and heat flow, laws of conservation of mass, conservation of momentum and conservation of energy. The second part offers a brief review of mathematical relations which define the temperature-dependent space of dimensioning in welding and the connection with the mechanical field, which is essential for establishing the thermal module in the welding expert system.



# CHARAKTERYSTYKA WYBRANYCH ROZWIĄZAŃ FIZYKI PROCESU SPAWANIA METALI STOSOWANYCH W SYSTEMACH EKSPERTOWYCH

## CZEŚĆ II. PRZEMIANY METALURGICZNE I STRUKTURALNE CECHY MECHANICZNE

Eugeniusz Ranatowski

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Na początku przedstawiono krótką, analityczną charakterystykę oceny przemian metalurgicznych i strukturalnych podczas procesu spawania. Bazując na teoretycznych ustaleniach określono szereg analitycznych zależności pomiędzy mikrostrukturą i mechanicznymi własnościami w połączeniach spawanych. W dalszej części pracy przedstawiono podstawowe informacje o odkształceniach, naprężeniach oraz odporności na pękanie. Prace kończy krótka charakterystyka systemu ekspertowego SYSWELD+ jako praktycznego przykładu aplikacji उपrzednich ustaleń teoretycznych.

### 1. WPROWADZENIE

Możliwość przewidywania formy przemian strukturalnych w oparciu o ustalenia fizyki i metalurgii procesu jest zagadnieniem bardzo złożonym. Generalnie problem ten usiłuje się rozwiązać na kilku płaszczyznach: analitycznej, numerycznej i eksperymentalnej, bazując na konstytutywnych ustaleniach fizyki i metalurgii metali, uzupełnionych o eksperymentalne ustalenia i wiedzę inżynierską. Należy jednakże stwierdzić, iż istnieje kilka naturalnych ograniczeń wynikających z samej istoty procesu oraz aktualnego stanu wiedzy w ww. zakresie.

Pierwszym ograniczeniem, wynikającym z samej istoty fizyki spajania jest konieczność ustalenia modelu fizycznego. Stanowi on uproszczenie obiektu rzeczywistego i odpowiada mu tylko pod względem istotnych jego cech, które w dalszej kolejności podlegają modelowaniu matematycznemu. Istnieje tu niebezpieczeństwo zbytniego uproszczenia rzeczywistego obiektu badań i opisu zjawiska fizycznego.

Drugim istotnym utrudnieniem jest synergiczne oddziaływanie zjawisk fizycznych, towarzyszących procesowi spajania, które nie dadzą się opisać w postaci prostych reguł.

Trzecią grupę stanowi zespół zjawisk nie mających dotychczas właściwej interpretacji oraz zrozumienia w sensie fizycznym.

W powyższej sytuacji – wynikającej głównie z aktualnego stanu wiedzy i jej niedostatków – ściśle ustalenia fizyczne mechaniki spajania z konieczności uzupełniają się

półempirycznymi przybliżeniami, z ustaleń badań eksperymentalnych. Do tej kategorii zjawisk fizycznych możemy zaliczyć:

- relacje struktura - własności mechaniczne złącza, np.  $R_m (\text{złącza}) = f$  (temperatura, odkształcenie, prędkość odkształceń, skład chemiczny, struktura),
- morfologię przemian strukturalnych,
- wpływ własności powierzchni granicznych: ziaren, faz, bądź w skali makroskopowej odnoszących się do powierzchni granicznych obszarów o odmiennych własnościach np. spoiny - strefy wpływu ciepła,
- ustalenie mechanizmu uszkodzenia struktury złącza, fizyczne znaczenie kryteriów zniszczenia (pękanie).

## 2. PRZEMIANY METALURGICZNE I STRUKTURALNE

Złożoność tego procesu wynika z różnorodności procesów fizycznych obejmujących różny stan metalu w obszarze powstającej spoiny: par metalu w plazmie łuku, stanu ciekłego i stanu stałego spoiny. Oddziaływanie każdego wysokotemperaturowego procesu fizycznego, dominującego w wyższej temperaturze, wpływa na zmiany fazowe w niższej temperaturze. I tak, procesy: transportu w spoinie, parowania składników stopowych z jeziora spawalniczego lub z kropli płynnego metalu w trakcie transportu w przestrzeni międzyelektrodowej oraz reakcje gaz – metal decydują o końcowym składzie spoiny. Ostatecznie decydują więc o formie mikrostruktury podczas krzepnięcia oraz transformacjach w stanie stałym, stanowiąc typową sekwencję zależności rozwoju mikrostruktury spoiny dla prawie wszystkich systemów stopowych.

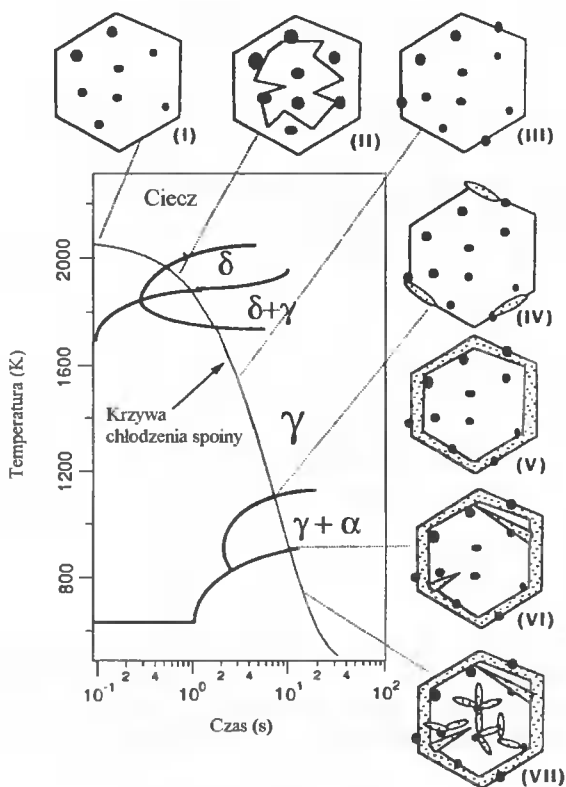
Jako przykład, na rysunku 1, podano rozwój mikrostruktury w procesie spawania stali niskowęglowej [1].

W czasie chłodzenia jeziora spawalniczego, w zakresie temperatur  $2300 \div 1800^\circ \text{K}$ , rozpuszczony tlen oraz odtleniacze reagują w cieczy jeziora, tworząc złożone wtrącenia tlenkowe o wymiarach od  $0,1$  do  $1 \mu\text{m}$ . W zakresie temperatur  $1800 \div 1600^\circ \text{K}$  krystalizacja cieczy w ferryt  $\delta$  rozpoczyna się i rozwija się od wtrąceń tlenkowych. Po całkowitej transformacji ferrytu  $\delta$  w austenit  $\gamma$  w zakresie temperatur  $1100 \div 500^\circ \text{K}$  następuje transformacja austenitu  $\gamma$  w różne postaci ferrytu: początkowego, Widmanstättena i iglastego. Zasadniczo, do tej pory, nie ma kompleksowego modelu, który pozwalałby ująć wszystkie procesy w jednolitej teorii.

Proces modelowania struktury spoiny wymaga więc przyjęcia makroskopowej skali opisu fizycznego transportu ciepła i przepływu płynu oraz mikroskopowej skali zarodkowania ziaren i ich rozrostu. Reasumując, aktualnie stosowane metody używane do teoretycznej i numerycznej symulacji oraz modelowania mikrostruktury bazują głównie na:

- termodynamicznej metodzie opisu przemian fazowych,
- termomechanicznej symulacji mechanizmu transformacji fazowych,
- kinetycznej metodzie oceny przemian fazowych – analitycznej i numerycznej,
- transporcie ciepła i masy,
- probabilistycznej metodzie symulacji, np. Monte Carlo.

Istotnym elementem uzupełniającym ww. analizę są badania eksperymentalne. Przykładem może być aplikacja elektronicznej mikroskopii, różnicowej kalorymetrii skaningowej itp.



Rys. 1. Schemat transformacji mikrostruktury spoiny ze stali niskostopowej przy chłodzeniu ciągłym: I - formacja wtrąceń, II - krystalizacja cieczy w ferryt  $\delta$ , III - całkowita austenitacja, IV - zarodkowanie ferrytu początkowego (allotriomorphic ferrite), V - wzrost ferrytu początkowego wokół granicy ziarna austenitu, VI - formacja ferrytu Widmanstättena, VII - formacja ferrytu iglastego (accicular ferrite) [1]

Scharakteryzujemy więc analitycznie pewne elementy procesu krystalizacji i transformacji mikrostruktury w spoinie. Proces krystalizacji w obszarze spoiny, jego złożoność, spowodowana jest przez szereg czynników:

- dynamiczną naturę procesu spawania,
- epitaksjalny charakter wzrostu ferrytu  $\delta$  od powierzchni granicznej ciecz / faza stała,
- zmienność gradientu temperatury i szybkości wzrostu w jeziorku spawalniczym.

Ponadto szybkość chłodzenia spoiny zmienia się w zakresie  $10^2 \div 10^3 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$  dla konwencjonalnych metod spawania oraz do  $10^5 \div 10^7 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$  dla metod o bardzo wysokim stopniu koncentracji energii: laser, wiązka elektronowa.

Formacja wtrąceń w spoinach z niskostopowych stali jest kontrolowana poprzez koncentrację rozpuszczonych gazów (tlen, azot) oraz odtleniaczy (Al, Ti, Si, Mn). Zgodnie z ogólną izotermiczną kinetyką utleniania w określonej temperaturze  $T_1$  reakcja zachodząca pomiędzy odtleniaczem (M) oraz tlenem (O) rozpuszczonym w ciekłym jeziorku prowadzi do powstania tlenkowego wtrącenia  $M_x O_y$ , a zakres  $\xi$  tej reakcji wynosi [1]:

$$\xi = 1 - \exp\left\{-\left((8\pi / 15)I_v(\alpha_3^*)^3 t^{5/2} / \Omega\right)\right\} \quad (1)$$

gdzie:

- $I_v$  – szybkość homogenicznego zarodkowania tlenków Mx Oy w jednostce objętości w czasie 1 s,
- $\alpha_3^*$  – szybkość stężenia parabolicznego tlenków w ciekłej stali,
- $t$  – czas reakcji w temperaturze  $T_1$ ,
- $\Omega$  – zrównoważona część objętości Mx Oy w temperaturze  $T_1$

Parametr  $\Omega$  określimy ze związku:

$$\Omega = \left(C_M^I - C_M^{II}\right) / \left(C_M^I - C_M^{II}\right) \quad (2)$$

gdzie:

- $C_M^I$  – przeciętna koncentracja odtleniaczy,
- $C_M^{II}$  – koncentracja odtleniaczy we wtrąceniach w równowadze z wtrąceniami,
- $C_M^I$  – koncentracja odtleniaczy we wtrąceniach w równowadze z ciekłym metalem.

Powyższy model jest użyteczny do przewidywania następstw reakcji utleniania jako funkcji temperatury i składu chemicznego. Powyższe rozwiązanie zostało również zmodyfikowane na warunki ciągłego chłodzenia, bardziej adekwatnego do warunków spawania, poprzez wprowadzenie liczby gęstości wtrąceń (ND) [1]:

$$ND = \sum_{i=T_{\text{start}}}^{i=T_{\text{end}}} I_v^{\text{oxidel}} \Delta t_i \quad (3)$$

gdzie:

- $I_v^{\text{oxidel}}$  – szybkość zarodkowania pierwszych tlenków jako funkcji temperatury,
- $\Delta t_i$  – czas zużyty od każdej temperatury zarodkowania pierwszych tlenków  $T_{\text{start}}$  do temperatury końcowej  $T_{\text{end}}$ , dla której zakres reakcji  $\xi$  dla pierwszych tlenków osiąga wartość 0,9.

Umożliwia to ostatecznie, przy znajomości finalnej części objętościowej wtrąceń ( $V_f$ ) oraz liczby gęstości wtrąceń (ND), ocenę przeciętnej wartości promienia  $r$  wtrącenia ze wzoru:

$$V_f = ND \times 4 / 3 \pi r^3 \quad (4)$$

Jak uprzednio stwierdzono, dla większości stali konstrukcyjnych, początek procesu krystalizacji ma charakter wzrostu epitaksjalnego  $\delta$ -ferrytu, w którym istotną rolę odgrywają wtrącenia, od powierzchni granicznej ciecz / faza stała. Dla stali niskostopowych produktami pierwotnej krystalizacji może być  $\delta$ -ferryt ( $\delta_{Fe}$ ), austenit  $\gamma_{Fe}$  bądź mieszanina  $\delta_{Fe}$  i  $\gamma_{Fe}$ . Kształt i wielkość ziaren austenitu ma decydujący wpływ na końcową mikrostrukturę spoiny. Obecny stan wiedzy nie pozwala przewidywać w sposób jednoznaczny wielkość ziaren austenitu. Empiryczna charakterystyka procesu jego wzrostu może być dokonana w oparciu o równanie [3]:

$$G_S^2 = G_{S0}^2 + K \cdot t \exp\left(-\frac{Q_i}{RT}\right) \quad (5)$$

gdzie:

- R – stała gazowa, 8,31 J/K,
- $G_S$  – wymiar ziarna austenitu,  $\mu\text{m}$ ,
- $G_{S0}$  – początkowy wymiar ziarna austenitu,  $\mu\text{m}$ ,
- K – empirycznie wyznaczona stała,
- t – czas, s,
- $Q_i$  – energia aktywacji, J,
- T – temperatura, K.

Z praktycznego punktu widzenia istotnym problemem jest więc umiejętność prognozowania odnośnie rodzaju powstałej struktury. Proces ten może zostać rozpatrzony w oparciu o dekompozycję austenitu zgodnie z zależnością:

$$\frac{dX_i}{dt} = F_T \cdot F_X \cdot F_G \cdot F_C \quad (6)$$

gdzie:

- $X_i$  – część fazy
  - i =  $\alpha$  (ferryt),
  - i = P (perlit),
  - i = B (bainit),
  - i = M (martenzyt),
- $F_T$  – parametr uwzględniający wpływ temperatury T,
- $F_X$  – parametr określający wpływ części formowanej fazy, i,
- $F_G$  – parametr określający wpływ wielkości ziaren austenitu,
- $F_C$  – parametr określający wpływ składu chemicznego.

Dyfuzyjny rozkład austenitu można również określić w formie związku:

$$\frac{dX_i}{dt} = \alpha(G) \cdot D \cdot \Delta T^q \cdot X_i^n \cdot (1 - X_i)^p \quad (7)$$

gdzie:

- $m = \frac{2}{3}(1 - X_i)$  ;  $p = \frac{2}{3}X_i$
- $\alpha(G) = 2^{(G-1)/2}$
- G – wielkość ziarna,
- D – współczynnik dyfuzji,
- T – temperatura,
- $X_i$  – udział objętościowy dla i =  $\alpha$ , P, B, M.

Dotychczas, pomimo znacznego postępu w zrozumieniu morfologii przemian strukturalnych, brak jest jednoznacznej i zwartej teorii ujmującej na przykład morfologię przemian ferrytu, bainitu itp. Stanowi to niewątpliwie pewną barierę w rozwoju technologii spajania. Sytuacja ta w zasadniczy sposób rzutuje na możliwość oceny własności mechanicznych i odporności na pękanie połączeń spajanych. Z danych zawartych powyżej wynika, że o własnościach spoiny decydują zarówno warunki krystalizacji, jak

i przemiany i rozpadu austenitu. Stosowana zwykle procedura wiążąca bezpośrednio wytrzymałość ze składem chemicznym spoiny jest więc niewłaściwa. W związku z powyższym możemy uznać, iż wartość granicy plastyczności dla połączeń spajanych spełnia następujący związek:

$$R_e = R_c(\sigma_0, M_c, d^{-n}, l^{-m}) \quad (8)$$

gdzie:

- $\sigma_0$  – naprężenie tarcia dyslokacji, zależne od temperatury, szybkości odkształcenia oraz wad budowy krystalicznej,
- $M_c$  – wpływ dodatków stopowych w roztworze  $\alpha$ ,
- $d$  – wpływ wielkości ziarna,
- $l$  – odległość dyspersji wydzielen,
- $m, n$  – stałe, zależne od rodzaju materiału.

Ostatnio została zaproponowana rozwinięta zależność, określająca relację pomiędzy wytrzymałością mikrostruktury a jej składnikami, jako [2]:

$$\sigma = \sigma_{Fe} + \sum_i x_i \sigma_{ssi} + x_c \sigma_c + K_L \{\bar{L}\} + K_D \rho_D^{0.5} \quad (9)$$

gdzie:

- $K_L \{\bar{L}\}$  – funkcja wpływu wymiaru ziarna,
- $K_D$  – współczynnik wzmocnienia zależny od gęstości dyslokacji,  $7,34 \times 10^{-6} \text{ MNm}^{-1}$ ,
- $\sigma_{Fe}$  – wytrzymałość czystego, wyżarzonego żelaza,  $219 \text{ MNm}^2$  w temperaturze  $300^\circ\text{K}$ ,
- $\sigma_{ssi}$  – wzmacniający wpływ rozpuszczonych składników (i).
- $\sigma_c$  – wzmacniający wpływ roztworu stałego węgla,
- $\rho_D$  – gęstość dyslokacji, typowa  $10^{16} \text{ m}^{-2}$ ,
- $\bar{L}$  – wymiar płytek ferrytu, typowy  $0,2 \mu\text{m}$ ,
- $x_i$  – koncentracja rozpuszczonych składników (i).

Przedstawiona syntetyczna charakterystyka wybranych zagadnień prognozowania przemian strukturalnych w złączach spawanych stanowi podstawę budowy rozwiniętych systemów ekspertowych.

### 3. NAPRĘŻENIA SPAWALNICZE

Rezultatem pracy energii dostarczonej na sposób ciepła są również naprężenia spawalnicze. Problem ich obecności stanowi istotny przedmiot zainteresowań fizyki spawania metali. Wobec powyższego, uwzględniając zależność (11), naprężenia pozostające w połączeniach spawanych są rezultatem:

- pola temperatur o wysokim gradiencie temperatury,
- niejednorodnych lokalnych odkształceń sprężysto-plastycznych w obrębie tworzącego się złącza oraz utwierdzenia zewnętrznego,
- zmian objętościowych w wyniku przemian fazowych oraz niejednorodnych własności materiału.

W sensie ogólnym ocena mechanicznych skutków jako rezultatu działania cyklu cieplnego w głównej mierze zależy od konstytutywnej relacji natężenie-odkształcenie wraz z warunkami równowagi oraz stosownymi warunkami brzegowymi. Jednym z fundamentalnych założeń jest przyjęcie, iż całkowite odkształcenie  $\varepsilon$  może być rozdzielone na składowe, które są rezultatem różnych procesów fizycznych:

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p + \varepsilon^T + \varepsilon^c + \varepsilon^{ph} \quad (10)$$

gdzie:  $\varepsilon$ ,  $\varepsilon^e$ ,  $\varepsilon^p$ ,  $\varepsilon^T$ ,  $\varepsilon^c$ ,  $\varepsilon^{ph}$  są odpowiednio odkształceniem całkowitym, sprężystym, plastycznym, termicznym oraz spowodowanym pełzaniem i przemianami fazowymi materiału. W przypadku, gdy termiczne odkształcenie  $\varepsilon^T$  zanika, a temperatura elementu, po zakończeniu cyklu cieplnego, powraca do temperatury pokojowej, to równanie (21) przyjmie postać:

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p + \varepsilon^c + \varepsilon^{ph} \quad (11)$$

gdzie sprężyste odkształcenia są wytwarzane przez naprężenia pozostające, a całkowite odkształcenie odpowiada pozostałym odkształceniom. Wobec tego równanie (12) przyjmie postać:

$$\varepsilon^* = \varepsilon - \varepsilon^c \quad (12)$$

gdzie:

$\varepsilon^*$  - niesprężyste odkształcenie.

Z zależności (12) wynika, że pozostające naprężenia i deformacje wytwarzają niesprężyste odkształcenia. Pozwala to również stwierdzić, że pozostające naprężenia i odkształcenia mogą być określone w ramach sprężystej analizy. W przypadku termiczno-sprężysto-plastycznego problemu,  $\varepsilon^*$  jest pozostającym plastycznym odkształceniem. Ostatecznie przy przyjęciu różniczkowej formy zapisu odkształceń  $\varepsilon_{ij}$ , naprężenie występujące w złączu ma postać [4]:

$$\begin{aligned} d\sigma_{ij} = 2G \left( d\varepsilon_{ij} + \frac{\nu}{1-2\nu} \delta_{ij} \right) d\varepsilon_{kk} - \frac{3GS_{kl}d\varepsilon_{kl}S_{ij}}{\sigma_c^2(1+H'/3G)} + \left( \frac{1}{1+H'/3G} - 1 \right) Gd(1/G)S_{ij} + \\ + \frac{(\partial\sigma_y/\partial T)dT}{\sigma_c(1+H'/3G)} S_{ij} - \delta_{ij}K \left[ d(1/3K)\sigma_{kk} + 3d\varepsilon \right] \end{aligned} \quad (13)$$

gdzie:

- $S_{ij}$  – tensor dewiatora naprężeń,
- $\varepsilon_{ij}$  – odkształcenie całkowite,
- $i, j, k$ , – dolny wskaźnik tensora w układzie kartezjańskim,
- $\delta_{ij}$  – wskaźnik Kroneckera,
- $G$  – moduł ścinania,
- $\nu$  – współczynnik Poissona,
- $H'$  – moduł plastyczności,
- $\sigma_y$  – granica plastyczności,
- $T$  – temperatura.

W dalszej kolejności wykorzystamy zasadę pracy wirtualnej i związek pomiędzy przyrostem odkształcenia  $\epsilon$  i przemieszczenia  $u$ :

$$d\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} (du_{i,j} + du_{j,i}) \quad (14)$$

W ten sposób stwarzamy podstawy do zastosowania metody elementów skończonych do oceny stanu naprężenia z użyciem rachunku macierzowego, co umożliwia przedstawienie zależności (13) w następującej postaci:

$$[d\sigma] = [D][d\epsilon] + C[s] - M[d\epsilon^T] \quad (15)$$

Wyrażenia w nawiasach kwadratowych oznaczają macierze, które bliżej scharakteryzowano w [3]. Transformacja zależności (13) w (15) umożliwia przeprowadzenie obliczeń nieliniowych poprzez uzależnienie parametrów fizycznych materiału od temperatury.

#### 4. STOPIEŃ UWRAŻLIWIENIA MATERIAŁU – ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE

Stopień uwrażliwienia materiału jest jego reakcją na lokalne zjawiska: termiczne, ewolucję mikrostruktury w obrębie złącza i jej cech mechanicznych oraz obecność naprężeń pozostających. Stopień uwrażliwienia materiału jest wyrażany praktycznie przez odporność na pęknięcie. W tej sytuacji istotnym problemem jest ilościowa ocena tego złożonego zjawiska fizycznego. Z tego punktu widzenia w najwyższym stopniu do tego celu nadają się parametry i kryteria mechaniki pęknięcia. Podstawowe parametry mechaniki pęknięcia są rezultatem wprowadzenia do ośrodka continuum materialnego nieciągłości w formie szczeliny. O warunkach inicjacji jej rozwoju, pod wpływem zewnętrznego pola siłowego decydują zjawiska zachodzące w sąsiedztwie wierzchołka szczeliny i mają charakter lokalny. Wprowadzenie nowej zmiennej, którą jest wzrastająca długość szczeliny, prowadzi do tzw. kryterium pęknięcia dla szczeliny stacjonarnej. W ramach analizy tego zjawiska fizycznego, przy obciążeniu statycznym, ustalono szereg parametrów, charakteryzujących pola przywierzchołkowe, takie jak:

- K - współczynnik intensywności naprężenia,
- $\delta$  - rozwarcie wierzchołka pęknięcia,
- J - całka J.R.Rice,
- G - parametr, określanany jako siła wydłużająca pęknięcie, związany z wielkością uwalnianej energii.

Wobec powyższego, lokalne kryteria inicjacji wzrostu szczeliny dla szczeliny stacjonarnej oceniamy ze wzorów:

$$K_n(\sigma_{zn}, a, W, H, B, S) = K_{nc} \quad (16)$$

$$\delta(\sigma_z, a, E, \nu, W, H, B, S) = \delta_c \quad (17)$$

$$J(\sigma_{zn}, a, n_w, W, H, B, S) = J_{nc} \quad (18)$$

$$G_n(\sigma_{zn}, a, W, H, B, S) = G_{nc} \quad (19)$$



gdzie:

$\sigma_{zn}$	– naprężenie,
$n = I, II, III$	– uzależnione od sposobu obciążenia,
$E, \nu$	– stałe sprężyste – odpowiednio moduł Younga i współczynnik Poissona,
$a$	– długość szczeliny,
$n_n$	– wykładnik w prawie Ramberga – Osgooda,
$W, H, B$	– geometria elementu (próbki) – długość, wysokość, grubość,
$S$	– odległość między podporami w przypadku zginania.

Parametry  $K_{nc}$ ,  $\delta_c$ ,  $J_{nc}$ ,  $G_{nc}$  oznaczają stałe materiałowe, zwane odpornością na pękanie. Kryteria (16)÷(19) charakteryzują więc stopień wyężenia materiału w obszarze przywierzchołkowym szczeliny. Zasadniczą cechą analizowanego ośrodka materialnego jest izotropowość własności mechanicznych, niezmiennych w czasie  $t$ . Odnosząc powyższe kryteria (16)÷(19) do oceny spajalności, możemy uznać lewe strony równań i parametry  $K_n$ ,  $\delta$ ,  $J$ ,  $G_n$  jako wypadkowe wskaźniki wpływu czynników konstrukcyjno-technologicznych. Prawe strony równań (16)÷(19), określane eksperymentalnie w warunkach laboratoryjnych, możemy uznać za wskaźnik uwrażliwienia materiału na proces spajania. W powyższym kontekście, kryteria (16)÷(19) możemy uznać za miarę użyteczności konstrukcji spajanych. Proces spajania, a zwłaszcza spawania, może prowadzić do:

- lokalnych zmian struktury, o znacznym stopniu heterogeniczności, co zasadniczo prowadzi również do lokalnej zmiany cech wytrzymałościowych,
- niestabilności własności mechanicznych, spowodowanych obecnością wodoru w złączy, bądź zmianą temperatury itp.

Powyższy przykład wskazuje na konieczność korekty modeli wyjściowych, powiązanych z parametrami i kryteriami (16)÷(19), ażeby uczynić powyższą ocenę wiarygodną.

Należy podkreślić, iż w zakresie obciążeń i badań dynamicznych, chętnie stosowanych przy ocenie spajalności, istnieje również możliwość określenia stosownych parametrów i kryteriów w oparciu o filozofię dynamicznej mechaniki pękania. Aktualnie stosowane są zasadniczo dwa kryteria:

$$K_{nd}(t) = K_{nd} \quad (20)$$

$$J_n = J_{nd} \quad (21)$$

gdzie:

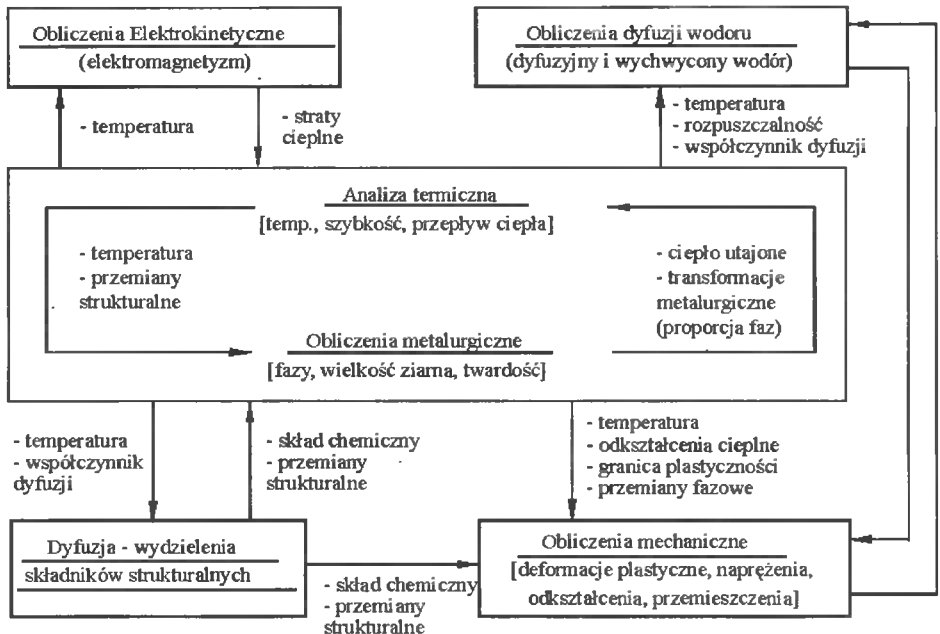
$K_{nd}(t)$	– dynamiczny współczynnik intensywności naprężenia,
$J_n$	– całka J.R.Rice przy dynamicznym obciążeniu,
$K_{nd}$	– dynamiczna odporność na pękanie,
$J_{nd}$	– dynamiczna odporność na pękanie.

W powyższym przypadku istotne jest uwzględnienie efektów bezwładnościowych oraz falowego charakteru transmisji energii w procesie pękania. Ponadto aktualność swoją zachowują również zastrzeżenia do modelu ośrodka materialnego. Kryterium (20) stosowane jest do badania, materiałów kruchych, natomiast kryterium (21) do materiałów sprężysto-plastycznych.

Aplikacja złożonych rozwiązań fizyki spawania metali i jej przełożenie na język praktyki inżynierskiej znajduje zastosowanie w wysoko rozwiniętych systemach ekspertowych, stanowiąc solidną reprezentację wiedzy. Jako przykład przedstawiona zostanie syntetyczna analiza systemu ekspertowego SYSWELD+.

## 5. CHARAKTERYSTYKA SYSTEMU EKSPERTOWEGO SYSWELD+

Budowę systemu ekspertowego SYSWELD+ przedstawiono na rysunku 2.



Rys. 2. Schemat blokowy systemu ekspertowego SYSWELD+

Przedstawiony na rysunku 2 schemat blokowy systemu ekspertowego SYSWELD+ składa się z pięciu modułów. W centrum tego systemu jest moduł termiczno-metalurgiczny sprzężony z modułami: elektrokinetycznym, dyfuzji wodoru, dyfuzji i wydzielania składników strukturalnych, mechanicznym. System ten jest programem opartym na metodzie elementów skończonych i umożliwia z dużą precyzją monitorowanie i analizę ewolucji mikrostruktury w procesie spawania. Rozkład faz jest określony poprzez sprzężoną analizę termiczno-metalurgiczną. Umożliwia to w dalszej kolejności obliczenia pola naprężeń i odkształceń, zależnie od pola temperaturowego i rozkładu faz. Obliczenia mają charakter nieliniowy z uwagi na zależność cech fizycznych i mechanicznych materiału od temperatury. Ponadto utajone ciepło jest brane pod uwagę w przypadku metalurgicznych transformacji. Należy podkreślić dużą użyteczność i jego stosowanie w renomowanych jednostkach przemysłowych jak: Volvo, Renault, Fiat itp., oraz naukowych, jak University of Cambridge w Wielkiej Brytanii.

## 6. WNIOSKI

W syntetyczny sposób scharakteryzowano skutki termicznych oddziaływań w procesie spawania wyrażonych przez:

- analityczną ocenę przemian metalurgicznych i strukturalnych,
- cechy mechaniczne obszaru spoiny i strefy wpływu ciepła,
- stan odkształceń i naprężeń pozostających,
- odporność na pękanie z wykorzystaniem mechaniki pękania.

Stanowi to zarys naukowych ustaleń, będący reprezentacją wiedzy w aktualnie stosowanych systemach ekspertowych, czego konkretnym przykładem jest scharakteryzowany system ekspertowy SYSWELD+. Należy również jednoznacznie stwierdzić, iż aktualny stan wiedzy wymaga dalszych uzupełnień, do których przede wszystkim należy ujednoczenie i uściślenie morfologii przemian strukturalnych, wpływ lokalnej niejednorodności strukturalnej i mechanicznej, mechanizmu pękania w warunkach połączeń spawanych itp.

## LITERATURA

- [1] David S.A., Babu S.S., 1997: Microstructure modelling in weld metal. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3. Ed. by Cejprak H. Book 650. The Institute of Materials London.
- [2] Bhadeshia H., 1997: Models for the elementary mechanical properties of steel welds. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3 Ed. by Cejprak H. Book 650. The Institute of Materials London.
- [3] Ranatowski E., 1999: Elementy fizyki spajania metali. Wyd. Uczeln. ATR w Bydgoszczy.
- [4] Karlsson L., 1986: Thermal stress in welding. Edited by R.B. Hetnarski.

### CHARACTERISTICS OF SELECTED METAL WELDING PHYSICS SOLUTIONS APPLIED IN EXPERT SYSTEMS

#### PART II. METALLURGICAL AND STRUCTURAL CONVERSION, MECHANICAL FEATURES

##### Summary

The first part of the study covers a brief outline of analytical assessment of the metallurgical and microstructural transformation in welding as well as conclusions drawn from the theoretical analysis, including some analytical relationships between the microstructure and mechanical properties in weld joints. The second part presents the basic information on strains, stresses and fraction resistance in weldments. Finally the paper offers some remarks on SYSWELD+ expert system as a practical application of the theory of mechanical engineering.



# WADLIWOŚĆ ZŁĄCZY SPAWANYCH – JEJ SYSTEMATYKA I KLASYFIKACJA RADIOGRAFICZNA WEDŁUG NORM POLSKICH, NORM EUROPEJSKICH ORAZ W UJĘCIU MECHANIKI PĘKANIA

Ryszard Świątkowski

Politechnika Gdańska

Katedra Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa  
ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gdańsk

W referacie przedstawiono analizę porównawczą założeń systemów klasyfikacyjnych wadliwości złączy spawanych Norm Polskich i Norm Europejskich dokonaną na podstawie głównych kryteriów, a także analizę porównawczą wynikającą z porównania praktycznego partii 650 radiogramów spoin. Przedstawiono również podejście mechaniki pęknięcia do wadliwości złączy spawanych.

## 1. WPROWADZENIE

Polska Norma PN-87/M-69808 [1] dzieli konstrukcje spawane na 3 klasy, stosując jako kryteria: z jednej strony rodzaje obciążeń konstrukcji spawanej, metody wymiarowania i stopień wykorzystania wytrzymałości obliczeniowej, z drugiej zaś strony – straty materiału wynikłe z ewentualnej awarii oraz, co najistotniejsze, stopień zagrożenia życia ludzkiego.

W wykonywanych obecnie wielkogabarytowych konstrukcjach spawanych mamy przeważnie do czynienia z konstrukcjami o dużym stopniu odpowiedzialności, gdzie złączom spawanym stawia się wysokie wymagania wytrzymałościowe. Ustalenie więc wadliwości złączy spawanych oraz określenie wadliwości dopuszczalnej ma duże znaczenie dla bezpieczeństwa eksploatacyjnego konstrukcji spawanej. Analizę tych wszystkich czynników przeprowadza konstruktor, ustalając warunki techniczne odbioru konstrukcji (WTWiO).

Związek między klasami konstrukcji spawanych a klasyfikacją wadliwości spoin w tych konstrukcjach jest odzwierciedlony w normach różnych branż przemysłu oraz przepisach odbiorczych instytucji nadzorujących (np. UDT) czy towarzystw klasyfikacyjnych (np. PRS).

Zamierzone wejście Polski do Unii Europejskiej wymaga dostosowania norm krajowych do regionalnych Norm Europejskich (EN) oraz norm światowych (ISO). Stąd tematyka porównania klasyfikacji wadliwości złączy spawanych według norm polskich (PN) i europejskich (EN) staje się bardzo istotną.

Do tego dochodzi jeszcze czynnik ekonomiczny. Pomiędzy jakością wykonywania konstrukcji a kosztami jej wytwarzania powinien istnieć ekonomiczny kompromis. W przypadku konstrukcji spawanej chodzi o ekonomicznie i technicznie uzasadnione wymagania, związane z wadliwością spoin, z takim poziomem dopuszczalnej wadliwości, który stwarzał z jednej strony warunki bezpiecznej eksploatacji, a z drugiej zaś dawał możliwość opłacalnej produkcji. W warunkach gospodarki rynkowej istnienie równowagi pomiędzy jakością wytwarzanego wyrobu i kosztami jego wykonania jest ważnym czynnikiem umożliwiającym prawidłowe funkcjonowanie przedsiębiorstwa zarówno na rynku krajowym jak i poza granicami.

Do ustalania wadliwości złączy spawanych norma PN-EN 12062 [2] zaleca niszczące metody badań: wizualne (VT), radiograficzne (RT), ultradźwiękowe (UT), magnetyczno-proszkowe (MT), penetracyjne (PT) oraz inne, rzadziej używane do badania spoin. Z metod tych, poza badaniami wizualnymi, które wraz z pomiarami spoin stosuje się w odbiorach każdej konstrukcji spawanej, do badań złączy spawanych konstrukcji odpowiedzialnych stosuje się najczęściej metodę radiograficzną, pozwalającą zachować również sprawdzalny dokument z badań.

## 2. SYSTEMATYKA WAD ZŁĄCZY SPAWANYCH W NORMACH POLSKICH I NORMIE EUROPEJSKIEJ EN 26520 (ISO 6520)

W zbiorze Norm Polskich dwie normy ujmują systematykę wad złączy spawanych.

Polska Norma PN-75/M-69703 [3]: Spawalnictwo. Wady złączy spawanych. Nazwy i określenia, jest normą nadrzędną, zawierającą systematykę wszystkich wad wewnętrznych i zewnętrznych występujących w złączach spawanych doczołowych ze spoinami czołowymi, jak również pachwinowymi.

Polska Norma PN-74/M-69771 [4]: Spawalnictwo. Wady złączy doczołowych wykrywane badaniami radiograficznymi. Nazwy i określenia – jest normą zawierającą systematykę wad wewnętrznych oraz tych wad zewnętrznych, które są wykrywane radiograficznie i dotyczy jedynie złączy doczołowych ze spoinami czołowymi, nie uwzględniając spoin pachwinowych.

Obie wyżej wymienione normy systematyzują wady w 6. grupach, nadając im symbolikę literową, przy czym duże litery oznaczają symbol grupy, natomiast małe litery oznaczają podział w grupie:

1. Pęcherze gazowe – A (Aa, Ab, Ac, Ad, Ae)
2. Wtrącenia niemetaliczne i metaliczne – B (Ba, Bb, Bc)
3. Przyklejenia – C (Ca, Cb)
4. Brak przetopienia – D (Da, Db, Dc)
5. Pęknięcia – E (Ea, Eb, Ec)
6. Wady zewnętrzne i kształtu – F (Fa, Fb, Fc, Fd)

Norma Europejska EN 26520 (ISO 6520) [6] systematyzuje wady w innej kolejności i w innej symbolice, która jest prowadzona systemem cyfrowym, przy czym setki oznaczają symbol grupy, a dziesiątki i tysiące oznaczają podział w grupie:

1. Pęknięcia – 100 (np.: 101, 102, 1001, 1011)
2. Pustki – 200 (np.: 201, 202, 2011, 2013)
3. Wtrącenia stałe 300 (np.: 301, 3011)
4. Przyklejenie i brak przetopu 400 (np.: 401, 4011)
5. Niezgodności kształtu 500 (np.: 502, 507)

## 6. Inne niezgodności nie ujęte w grupach 1 ÷ 5 (np.: 601, 602, 603)

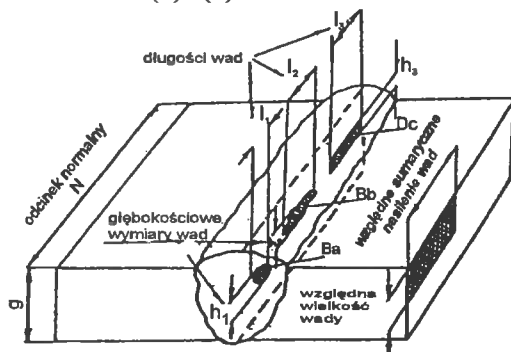
Układy wad w Normach Polskich i normach w systemie EN / ISO przedstawiają się identycznie, gdyż zawierają: oznaczenia wad, określenia, opis i schematyczne szkice.

## 3. ZAŁOŻENIA SYSTEMU KLASYFIKACYJNEGO PN-87/M-69772 [5]

System klasyfikacyjny według Polskich Norm opiera się na dwóch kryteriach:

- **ubytku przekroju złącza** spawanego spowodowanym przez istniejące w złączu wady,
- **oddziaływaniu wad** w złączach spawanych, co odzwierciedla się w końcowej tablicy klasyfikacyjnej.

Założenia 5-klasowego systemu klasyfikacyjnego wadliwości złączy spawanych na podstawie badań radiograficznych ujemuje norma PN-87/M-69772. Ideę ustalania dwóch podstawowych parametrów, branych pod uwagę w tej klasyfikacji przedstawiono na rysunku 1 oraz we wzorach (1) i (2).



Rys. 1. Wymiary przykładowych wad ustalane w klasyfikacji wadliwości złącza spawanego według PN

Parametr **względnej wielkości wady** określa się wzorem:

$$w = h/g \times 100 (\%) \quad (1)$$

gdzie:

$h$  i  $g$  – wymiary jak na rysunku 1.

Wymiar wady  $h$  jest ustalany poprzez określenie tak zwanego wymiaru charakterystycznego wady, bezpośrednio na złączu lub przez pomiar gęstości optycznej na radiogramie złącza spawanego.

Parametr **nasilenia wad** określany jest wzorem:

$$n = \Sigma l/N \times 100 (\%) \quad (2)$$

gdzie:

$N$  – długość odcinka spoiny na radiogramie (odcinek normalny), na którym dokonuje się klasyfikacji wadliwości,

$\Sigma l$  – suma długości wad tego samego rodzaju na długości odcinka normalnego.

Wielkości procentowe, które są względnymi głębokościami i długościami wad, pozwalają ustalić **stopnie wielkości i nasilenia** dla poszczególnych rodzajów wad. Określenie stopnia wielkości i nasilenia dla odpowiednich rodzajów wad pozwala ustalić na podstawie tabeli 1 ostateczną klasyfikację wadliwości złączy spawanych w jednej z pięciu klas wadliwości (R1=R5).

Tabela 1. Klasy wadliwości złączy spawanych wg PN-87/M-69772

Rodzaj wady	Klasa wadliwości złącza				
	R1	R2	R3	R4	R5
	Maksymalne stopnie wielkości i nasilenia wad				
Aa, Ad, Ba, Bc	12	13, 22	14, 23, 32	15, 24, 33, 42	Wady o stopniach wielkości i nasilenia większych niż w klasie R4
Ab, Ac, Ae	11	12, 21	13, 22, 31	14, 23, 32, 41	
Bd, Dc, Fc	-	12	13, 22	14, 23, 32	
Da, Fb, Fd	-	14	15, 22	23, 32	
Db	-	-	12, 21	13, 22, 31	
Ca, Cb	-	-	-	12	
Ea, Eb, Ec	-	-	-	-	
Fa	-	wg warunków technicznych odbioru			

Drugim kryterium, jakie norma uwzględnia, jest istotność w oddziaływaniu wad na pracę złącza spawanego przy różnych rodzajach obciążeń. Kryterium to wynika z analizy tabeli 1, ustalającej dopuszczalne stopnie wielkości i nasilenia wad w poszczególnych klasach wadliwości. Najsilniej oddziałują wady położone u dołu tabeli, najłagodniej wady położone w górnej jej części.

Ważną rolę w klasyfikacji odgrywa klauzula zawarta w punkcie 3.6 normy, która mówi, że „w przypadku występowania trzech lub więcej rodzajów wad (różniących się pod względem typu lub wielkości) należy stosować zasadę, że każde dwie wady należące do tej samej klasy wadliwości są równoważne wadzie w kolejnej gorszej klasie wadliwości.”

Norma ta od 1960 r. uległa zmianom poprzez 2-krotną nowelizację stopni wielkości i nasilenia wad w poszczególnych klasach.

Porównując tabele klasyfikacji wadliwości z lat 1960 i 1987 można ustalić, że procentowe ubytki przekroju dopuszczalne w poszczególnych klasach wyniosły:

Tabela 2. Wadliwość złączy spawanych wg PN-60/M-69772 i PN-87/M-69772

	kl. 1	kl. 2	kl. 3	kl. 4	kl. 5
PN-60/M-69772	0,5 %	1 %	2 %	4 %	> 4 %
PN-87/M-69772	2 %	4 %	6 %	10 %	>10 %

#### 4. ZAŁOŻENIA SYSTEMU KLASYFIKACYJNEGO EN 25817 (ISO 5817)

Norma Europejska EN 25817 [7] dotyczy określania poziomów jakości złączy spawanych na podstawie występujących w nich niezgodności (wad) spawalniczych.



Norma ta ustala **3 poziomy jakości (B-C-D)** złącza spawanego poprzez określenie wymiarów poszczególnych rodzajów niezgodności tak zewnętrznych jak wewnętrznych i nie ustala metod, jakimi badania powinny być przeprowadzone.

W związku z tym, chcąc dokonać porównania klasyfikacji niezgodności złączy spawanych ustalanych na podstawie radiogramów, należało wziąć pod uwagę projekt normy europejskiej, która nosi roboczy symbol CEN/TC 121 N300 [8] i wywodzi się z normy EN 25817, wybierając z niej te typy niezgodności, które są wykrywane metodą radiograficzną. W tabeli 3 zestawione zostały te typy niezgodności spawalniczych, które są wykrywane metodami radiograficznymi, zachowując ich numerację, symbolikę i wielkości w poszczególnych poziomach jakości, jakie posiadają one w normie EN 25817.

Biorąc pod uwagę tabelę 3 można stwierdzić, że zakwalifikowanie do jednego z trzech poziomów jakości opiera się na następujących założeniach:

- odcinkiem podstawowym, na którym dokonuje się oceny niezgodności spawalniczych jest dowolny odcinek o długości 100 mm lub cała długość spoiny, gdy jej wymiar jest mniejszy od 100 mm;
- niezgodności spawalnicze dzieli się na miejscowe (o długości do 25% kontrolowanego odcinka) oraz ciągłe (powyżej 25% kontrolowanego odcinka);
- klasyfikacja spoiny ze względu na pęcherze gazowe (kuliste oraz gniazda) sprowadza się do ustalenia sumarycznej powierzchni pęcherzy wynikającej z rzutu radiograficznego na płaszczyznę kliszy i wyrażonej w procentach;
- wszystkie pozostałe niezgodności spawalnicze wykrywane radiograficznie, łącznie z pęcherzami kanalikowymi, określa się na podstawie dwóch wielkości: maksymalnego wymiaru ich głębokości (h) oraz ustalenia, czy jest to nieciągłość miejscowa czy ciągła.

W tym ostatnim założeniu normy EN 25817 tkwi analogia do obu parametrów w systemie PN, a więc wielkość wady i nasilenia wad. Polska Norma PN-87/M-69772 wielkość wad określa w wartościach względnych (odniesionych do grubości złącza) oraz podaje bezwzględną wielkość wymiaru charakterystycznego. Norma Europejska dla wszystkich rodzajów wad – poza pęcherzami kulistymi i gniazdem pęcherzy kulistych – również określa względny wymiar wysokości (głębokości) wady, podając jednocześnie jej wartość bezwzględną. Jeśli idzie o parametr nasilenia wad w Polskiej Normie, który posiada pięć stopni nasileń, to w Normie Europejskiej odpowiada mu kryterium wady miejscowej o długości do 25% ocenianego odcinka lub ciągłej powyżej 25%, co oznacza dwa stopnie nasilenia.

## 5. PRÓBA PRAKTYCZNEGO PORÓWNIANIA KLASYFIKACJI WADLIWOŚCI WEDŁUG PN-87/M-69772 ORAZ EN 25817

Teoretyczne próby porównania tych norm, jak wspomniano we wstępie, dokonane zostały wcześniej, na podstawie analizy kryteriów poszczególnych systemów klasyfikacyjnych [10] i [11].

Tabela 3. Wymiary graniczne niezgodności w złączach spawanych według EN 25817 w dokumencie CEN/TC 121 N300 [8]

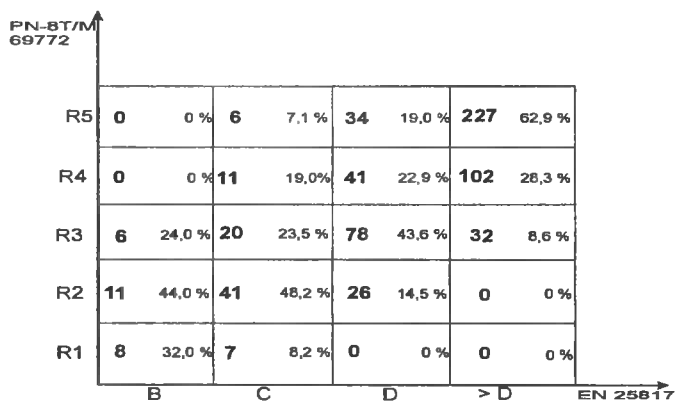
Lp. wg EN.	Określenie niezgodności	Oznaczenia wg ISO 6520	Uwagi	Wymiary graniczne niezgodności		
				Wymagania		
				łagodne D	średnie C	ostre B
1	2	3	4	5	6	7
1.	Pęknięcia	100	Wszystkie rodzaje pęknięć za wyjątkiem mikropęknięć ( $h < 1 \text{ mm}^2$ ) oraz pęknięć w kraterach	Nie dopuszcza się		
2.	Pęknięcia w kraterach	104		Dopuszcza się	Nie dopuszcza się	
3.	Pęcherze i pory	2011 2012 2014 2017	Warunki występowania i wymiary graniczne są następujące: a) powierzchnia całkowita lub rzutowana, b) maksymalny wymiar pęcherza lub pory, c) maksymalny wymiar pojedynczego pęcherza lub pory.	4 % $d \leq 0,5 \text{ s}$  5 mm	2 % $d \leq 0,4 \text{ s}$  4 mm	1 % $d \leq 0,3 \text{ s}$  3 mm
4.	Gniazda pęcherza	2013	Całkowita powierzchnia badania gniazda pęcherzy wyrażona w procentach ograniczona jest do powierzchni obejmującej wszystkie pęcherze lub do koła o średnicy równej szerokości łoża spoiny. Strefę pęcherzy należy zlokalizować. Warunki występowania i wymiary graniczne są następujące: a) maks. powierzchnia lub rzutowana, b) maks. wymiar pojedynczego pęcherza, c) maks. wymiar pęcherzy w gnieździe.	16 % $d \leq 0,5 \text{ s}$  4 mm	8 % $d \leq 0,4 \text{ s}$  3 mm	4 % $d \leq 0,3 \text{ s}$  2 mm
5.	Pustki podłużne pęcherze kanalikowe	2015 2016	Niezgodności ciągłe Maksymalny wymiar pustek podłużnych lub pęcherzy kanalikowych	$h \leq 0,5 \text{ s}$ 2 mm	Nie dopuszcza się	
			Niezgodności miejscowe Maksymalny wymiar pustek podłużnych lub pęcherzy kanalikowych	$h \leq 0,5 \text{ s}$ 4 mm	$h \leq 0,4 \text{ s}$ 3 mm	$h \leq 0,3 \text{ s}$ 2 mm
6.	Wtrącenia stałe (za wyjątkiem miedzi)	300	Niezgodności ciągłe Maksymalny wymiar	$h \leq 0,5 \text{ s}$ 2 mm	Nie dopuszcza się	
			Niezgodności miejscowe Maksymalny wymiar	$h \leq 0,5 \text{ s}$ 4 mm	$h \leq 0,4 \text{ s}$ 3 mm	$h \leq 0,3 \text{ s}$ 2 mm
7.	Wtrącenia miedzi	3042		Nie dopuszcza się		
8.	Brak wtopienia (przyklejenie)	401		Dopuszcza się pojedyncze bez wychodzących na powierzchnię	Nie dopuszcza się	
9.	Brak przetopu	402	Niezgodności ciągłe	Nie dopuszcza się		
			Niezgodności miejscowe Maksymalny wymiar	$h \leq 0,2 \text{ s}$ 2 mm	$h \leq 0,1 \text{ s}$ 1,5 mm	Nie dopuszcza się
11.	Podtopienie lub uszkodzenie	5011 5012	Wymagane łagodne przejście	$h \leq 1,5 \text{ mm}$	$h \leq 1,0 \text{ mm}$	$h \leq 0,5 \text{ mm}$

cd. tabeli 3

1	2	3	4	5	6	7
16.	Nadmierny wyciek od strony grani	504	Wymagane łagodne przejście Maksymalny wymiar	$h \leq 1 \text{ mm}$ +1,2b 5 mm	$h \leq 1 \text{ mm}$ +0,6b 4 mm	$h \leq 1 \text{ mm}$ +0,3b 3 mm
17.	Miejscowe wypukłości	5041		Dopuszcza się	Występujące sporadycznie dopuszcza się	
21.	Wklęsnięcia w grani	515	Wymagane łagodne przejścia	$h \leq 1,5 \text{ mm}$	$h \leq 1,0 \text{ mm}$	$h \leq 0,5 \text{ mm}$
24.	Niewłaściwe zajarzenie łuku	601		Dopuszczenie może być warunkowane obróbką lub zależy od skłonności materiału do pękania		
25.	Rozpryski	602		Dopuszczenie zależy od zastosowania		

Do przeprowadzenia **praktycznych badań porównawczych** klasyfikacji wadliwości według PN-87/M-69772 oraz EN 25817 wzięto partię 650 radiogramów złączy spawanych zawierających różne typy wad, pochodzących z różnych branż przemysłu, głównie z jednostek produkcyjnych branży okrętowej oraz z energetyki.

Klasyfikacje wadliwości przeprowadzono osobno w obu systemach, zgodnie z kryteriami na jakich się one opierają. To praktyczne porównanie przedstawiono poglądowo na rysunku 2.



Rys. 2. Porównanie praktyczne klasyfikacji wadliwości według PN-87/M-69772 i EN 25817

Jednoznaczne porównania klasyfikacji wadliwości złączy spawanych w obu systemach nie można przeprowadzić, głównie ze względu na różnice w ilości klas, jakie te systemy zawierają (PN – 5 klas i EN – 3 klasy) oraz pewne różnice w ustalaniu wadliwości pęcherzy gazowych kulistych (o różnej orientacji) i zgrupowanych w gniazdach.

Jeśli chodzi o różnice w ilościach klas w obu systemach, to w systemie EN istnieją właściwie 4 klasy, gdyż nie ma oznaczenia ani zdefiniowania przypadku wadliwości przekraczającej parametry klasy D. Takie oznaczenie (>D) można jednak spotkać w Atlasie Radiogramów Wzorcowych ISO 5817.

Analizując rysunek 2 w relacjach poziomów jakości EN i klas wadliwości PN można zauważyć ogólną tendencję: klasy o mniejszej i większej wadliwości na ogół sobie odpowiadają, jednakże w porównaniu poszczególnych klas, występują niekiedy istotne różnice i tak:

- poziomowi jakości B wg EN odpowiadają wg PN głównie klasy R1 (32%) i R2 (44%), ale uzyskano również klasę R3 (24%),
- poziomowi jakości C wg EN odpowiadają wg PN głównie klasy R2 (48%), R3 (23%) i R4 (13%), jednak uzyskano również klasę R1 (8%) i R5 (7%),
- poziomowi jakości D wg EN odpowiadają wg PN głównie klasy R3 (43%) i R4 (33%), lecz uzyskano również klasy R2 (14%) i R5 (19%),
- poziomowi jakości >D wg EN odpowiadają wg PN głównie klasy R4 (28%) i R5 (63%), ale uzyskano również klasę R3 (9%).

Jak wykazała szczegółowa analiza klasyfikacji mocno zróżnicowanych, dużą rolę w porównaniu klasyfikacji wadliwości w systemach PN i EN odegrała klauzula zawarta w punkcie 3.6 w Polskiej Normie, dotycząca obniżania klasy wadliwości, gdy w odcinku podlegającym ocenie występują 3 lub więcej rodzajów wad, a dwie z nich mają tę samą klasę wadliwości.

Biorąc pod uwagę statystykę związaną z tą klauzulą, obniżanie klasy wadliwości złączy na skutek takiej oceny wystąpiło w 76 przypadkach, z tego:

- z klasy R2 do R3 – 18 złączy (24%),
- z klasy R3 do R4 – 36 złączy (47%),
- z klasy R4 do R5 – 22 złączy (29%).

Jeżeli bierze się pod uwagę klasyfikację wadliwości w obu przedstawionych systemach, to niestety trzeba stwierdzić, że obie wyżej rozpatrywane normy: PN i EN nie rozwiązują problemu radiograficznego określania wysokości wady, który jest bardzo ważnym parametrem w klasyfikacji według obu norm.

W normie PN-87M/69776 [9] problematykę tę oparto o pomiary densytometryczne. Jednakże nie doczekała się ona zastosowania praktycznego, ze względu na fakt, że pomiary densytometryczne mogą być opatrzone dużym błędem, szczególnie wtedy, gdy wymiar szerokości wady jest bardzo mały, jak np. w przypadku przyklejeń i braków przetopu.

## 6. SYSTEM WERYFIKACYJNY OCENY WADLIWOŚCI SPOIN WEDŁUG MIĘDZYNARODOWEGO INSTYTUTU SPAWALNICTWA

Jest to system, który może być stosowany, gdy wady złączy spawanych wychodzą poza poziom dopuszczalny według określonych norm i przepisów, dyskwalifikując złącze. Z drugiej jednak strony występują obawy co do skutków wycinania tych złączy, szczególnie w układzie dużego usztywnienia.

Kwestie zastosowania ryzykownej naprawy lub dopuszczenia istniejącej wadliwości można rozstrzygnąć na podstawie Krytycznej Oceny Technicznej, jaką podaje dokument MIS-471 [12] opracowany przez Komisję X, a uwzględniający zasady mechaniki pękania.

Ważniejsze elementy tego systemu przedstawiają się następująco:

### 6.1. Ustalenie wymiaru wady krytycznej

Punktem wyjścia w zastosowaniu teorii mechaniki pęknięcia do oceny wadliwości spoin są wzory na wielkość wady krytycznej:

$$a_{\max} = c \times K_{Ic} / \sigma_e \quad (3)$$

$$\text{lub } a_{\max} = c \times \delta_c / \epsilon_e \quad (4)$$

gdzie:

- $K_{Ic}$  – naprężenie krytyczne, powyżej którego powstaje pęknięcie kruche,
- $\delta_c$  – krytyczna wartość rozwarcia szczeliny na dnie karbu w próbie COD,
- $\sigma_e$  – naprężenie na granicy plastyczności,
- $\epsilon_e$  – odkształcenie względne odpowiadające granicy plastyczności,
- $c$  – parametr zależny od warunków obciążenia ustalany z wykresu dla różnych warunków obciążenia.

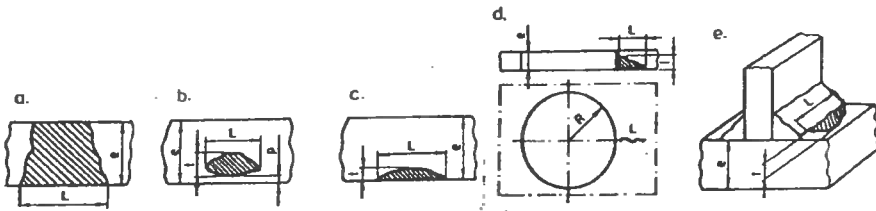
### 6.2. Rodzaje wad

Ogólny podział wad odbiega zasadniczo od stereotypowych podziałów, jakie są stosowane w systematyce wadliwości przedstawionej w punkcie 2. Wady ogólne dzieli się na dwie grupy:

- wady płaskie: pęknięcia, brak przetopu, przyklejenia;
- wady przestrzenne: pęcherze, wtrącenia stałe, wady kształtu oraz podtopienia.

### 6.3. Geometria i orientacja wad

Wady opisuje się prostokątami, obrysowującymi je, jak to pokazano na rysunku 3.

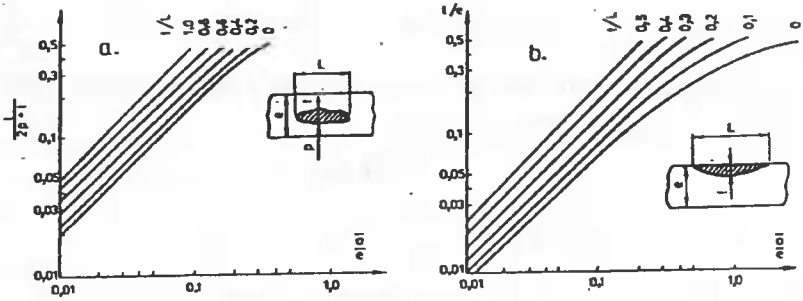


Rys. 3. Wymiary wad: a – wada wskrośna, b – wada ukryta, c – wada odkryta, d – wada w płaszczyźnie otworu, e – wada na krawędzi spoiny pachwinowej

Należy również szczegółowo rozpatrywać interakcje między wadami, to znaczy w jaki sposób ich działanie może się sumować. Przykładowe interakcje wad położonych w jednej płaszczyźnie i różnych płaszczyznach przedstawiono w tabeli 4.

### 6.4. Ustalenie parametru wady zastępczej

Parametr wady zastępczej ustala się na podstawie przeprowadzonych badań niszczących, bez wskazania na zastosowanie określonej metody badań.

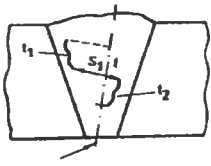
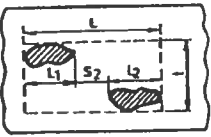
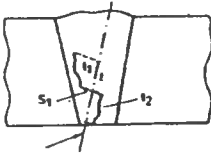
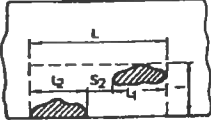
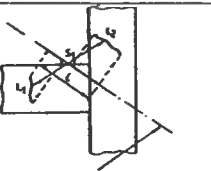
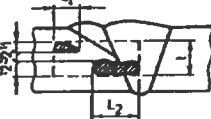


Rys. 4. Zależność między rzeczywistymi wymiarami wad a parametrem  $\bar{a}$ : a – wady ukryte, b – wady odkryte

Po wykonaniu poprawnego zwymiarowania wad oraz uwzględnieniu interakcji między wadami otrzymuje się jedną wadę zredukowaną o długości  $L$  i wysokości  $t$  (jako część grubości) i następnie przekształca ją w parametr wady zastępczej  $\bar{a}$ , np.: za pomocą wykresów dla wad wewnętrznych i wychodzących na powierzchnię według rysunku 4.

Tabela 4. Przykłady interakcji wad płaskich: a – położonych w jednej płaszczyźnie, b – nie położonych w jednej płaszczyźnie

Schemat wad - a	Kryterium interakcji	Wymiary w efekcie interakcji
	$S \leq \frac{L_1 + L_2}{2}$	$t = t_2$ $L = L_1 + L_2 + S$
	$S \leq \frac{t_1 + t_2}{2}$	$t = t_1 + t_2 + S$ $L = L_2$
	$S_1 \leq \frac{L_1 + L_2}{2}$ i $S_2 \leq \frac{t_1 + t_2}{2}$	$t = t_1 + t_2 + S_2$ $L = L_1 + L_2 + S_1$
	$S_1 \leq \frac{L_1 + L_2}{2}$ i $S_2 \leq \frac{t_1 + t_2}{2}$	$t = t_1 + t_2 + S_2$ $L = L_1 + L_2 + S_1$

Schemat wad - b		Kryterium interakcji	Wymiary w efekcie interakcji
		$S_1 \leq \frac{t_1 + t_2}{2} \quad \text{i}$ $S_2 \leq \frac{L_1 + L_2}{2}$ $L_1, L_2 \text{ są długościami w rzucie}$	t – wysokość min. prostokąta, w który wpisują się wady i który jest zbudowany w płaszczyźnie normalnej do maksymalnego naprężenia głównego $L = L_1 + L_2 + S_2$
		$S_1 \leq \frac{t_1 + t_2}{2} \quad \text{i}$ $S_2 \leq \frac{L_1 + L_2}{2}$ $L_1, L_2 \text{ są długościami w rzucie}$	t – wysokość min. prostokąta, w który wpisują się wady i który jest zbudowany w płaszczyźnie normalnej do maksymalnego naprężenia głównego $L = L_1 + L_2 + S_2$
		$S_1 \leq \frac{t_1 + t_2}{2}$ $S_2 \leq \frac{L_1 + L_2}{2}$ $L_1, L_2 \text{ są długościami w rzucie}$	t – wysokość min. prostokąta, w który wpisują się wady i który jest zbudowany w płaszczyźnie normalnej do maksymalnego naprężenia głównego $L = L_1 + L_2 + S_2$

### 6.5. Ustalenie dotyczące dopuszczalności wady

Dopuszczalność wady opiera się na porównaniu parametru wady zastępczej  $\bar{a}$ , ustalonego na podstawie badań nieniszczących z obliczoną wielkością wady krytycznej:

$$\bar{a} < a_{\max} \text{ – wada może pozostać w spoinie,}$$

$$\bar{a} \geq a_{\max} \text{ – wada jest niedopuszczalna.}$$

Ten sposób postępowania dotyczy wad typu płaskiego. Natomiast dla wtrąceń i porowatości ustalone granice dopuszczalne wynoszą:

- wtrącenia: maksymalna wysokości lub szerokość: 3 mm, długości maksymalnej nie określa się;
- porowatość: powierzchnia porowata w rzucie na radiogram: maksimum 5% przy średnicy pojedynczych pęcherzy  $g/4$  lub 6mm.

Osobnym problemem są wartości  $K_{1c}$  i  $\delta_c$ , jakie należy brać do wyznaczania wielkości wady krytycznej  $a_{\max}$ . Wartości te ustala się w drodze dość kosztownych badań. W literaturze spotyka się próby uzyskania zależności korelacyjnej  $K_{1c} = f(T)$  na podstawie krzywej  $KV = f(T)$ .

## 7. PODSUMOWANIE

Biorąc pod uwagę porównanie systemów klasyfikacyjnych według PN i EN, nie można jednoznacznie ustalić relacji między poszczególnymi klasami, chociaż porównania można dokonywać w odniesieniu do poszczególnych typów wad.

Duże rozrzuty w porównaniu systemu oceny złączy spawanych według PN i EN wynikają z podejścia do wyceny wad typu pęcherzy gazowych, szczególnie w ugrupo-

waniach gniazd i łańcuchów pęcherzy. Również brak zróżnicowania klasyfikacji wad typu braku przetopu w EN daje pewien rozrzut w ocenie wg PN.

Największy wpływ na zróżnicowanie klasyfikacji ma klauzula zamieszczona w punkcie 3.6 PN, dotycząca obniżenia klasy wadliwości, która sprawia, że około 11% złączy spawanych mających klasy R2, R3, R4 uzyska klasę obniżoną.

System oceny poziomów jakości według EN jest również trudno porównywalny z systemem wadliwości złączy według PN w odniesieniu do wad typu podtopień ( $F_c$  i  $F_d$ ) oraz wklęśnięć w grani ( $Da$ ). Wynika to z faktu, że w systemie EN nie ma żadnych ograniczeń w nasileniu wad, a brana jest jedynie pod uwagę bezwzględna wysokość wady, podczas gdy w PN uwzględniane jest, oprócz względnej wielkości wady, również nasilenie tych wad w różnych stopniach nasileń.

W zastosowaniu systemu weryfikacyjnego opartego o mechanikę pęknięcia są dosyć istotne trudności:

- konstruktor nie zawsze jest w stanie dokładnie określić naprężenia w węzłach konstrukcji spawanej o skomplikowanych kształtach;
- w większości materiałów stosowanych na konstrukcje spawane brak jest danych dotyczących wielkości  $K_{Ic}$  i  $\delta_c$ ;
- pomimo dużego postępu w ostatnich latach, na obecnym etapie badania nieniszczące nie zawsze mogą sprostac ustalaniu dokładnych wymiarów wad i ich wzajemnych odległościach, potrzebnych do ustalenia interakcji między poszczególnymi rodzajami wad, co nie gwarantuje dokładnego ustalenia wielkości wady zastępczej  $\bar{a}$ .

## LITERATURA

- [1] PN-87/M-69008. Spawalnictwo. Klasyfikacja konstrukcji spawanych.
- [2] PN-EN 12062. Badania nieniszczące złączy spawanych. Zasady ogólne dotyczące metali.
- [3] PN-75/M-69703. Spawalnictwo. Wady złączy spawanych. Nazwy i określenia.
- [4] PN-74/M-69771. Spawalnictwo. Wady złączy doczołowych wykrywane badaniami radiograficznymi. Nazwy i określenia.
- [5] PN-87/M-69772. Spawalnictwo. Klasyfikacja wadliwości złączy spawanych na podstawie radiogramów.
- [6] EN 26520. Klasyfikacja niezgodności spawalniczych w złączach spawanych metali z objaśnieniami.
- [7] EN 25817. Złącza stalowe spawane łukowo. Wytyczne określania poziomów jakości według niezgodności spawalniczych.
- [8] CEN/TC 121 N300. Kryteria dopuszczalności niezgodności spawanych złączy doczołowych na podstawie badań radiograficznych.
- [9] PN-87/M-69776. Określenie wysokości wad spoin na podstawie gęstości optycznej obrazu na radiogramie.
- [10] Szydlik Wł., 1993: Porównanie klasyfikacji wadliwości spoin według PN-85/M-69775 i PN-87/M-69772 z klasyfikacją wg ISO 5817. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 5.



- [11] Czuchryj J., 1994: Klasyfikacja niezgodności złączy doczołowych na podstawie radiogramów według wymagań europejskich. Seminarium Instytutu Spawalnictwa Gliwice.
- [12] MIS-471-74. Dokument Komisji X ECA – Engineering Critical Assessment (Krytycznej Oceny Technicznej).

WELDED JOINTS DEFECTIVENESS – X-RAY SYSTEMATICS  
AND CLASSIFICATION COMPLIANT WITH THE POLISH  
AND EUROPEAN STANDARDS AND IN FRACTURE MECHANICS

Summary

The present paper offers a comparative analysis of assumptions of classification of defectiveness of welded joints compliant with the Polish and European standards based on the main criteria and a practical comparative analysis of 650 radiographs. Finally the study covers fracture mechanics criteria for assessing the defectiveness of welded joints.



## WSPOMAGANIE KOMPUTEROWE W PROCESACH WYTŁACZANIA

Klaudiusz Lenik, Barbara Drankowska

Politechnika Lubelska. Wydział Zarządzania i Podstaw Techniki, Katedra Podstaw Techniki  
ul. Nadbystrzycka 38, Lublin

W pracy przedstawiono wykorzystanie dwóch różnych programów komputerowych do obliczeń procesów wytłaczania. Uwzględniono w obliczeniach rzeczywiste opory tarcia układów narzędzie – materiał odkształcany. Podano przykłady takiego rozwiązania problemu.

Wyroby metalowe otrzymane metodą wytłaczania stosowane są w wielu gałęziach przemysłu, zaczynając od mało skomplikowanych wytłoczek osiowosymetrycznych, np. blaszanych garnków, kubków, a kończąc na skomplikowanych elementach stosowanych w przemyśle samochodowym i lotniczym, np. elementy karoserii samochodów oraz kadłubów samolotów.

Zarówno te najprostsze, jak i bardziej skomplikowane elementy pozyskiwane metodą wytłaczania wymagają zaplanowania procesu wytwórczego. Wiąże się to z odpowiednim dla danego wyrobu dobraniem parametrów niezbędnych do prawidłowego przebiegu wytłaczania.

Projektowanie procesów obróbki plastycznej jest zadaniem bardzo trudnym i wymagającym od technologa posiadania dużej wiedzy na ten temat. Zachowanie się materiału w różnych operacjach zależy od wielu czynników, takich jak:

- rodzaj operacji i związana z nią kinematyka płynięcia materiału,
- plastyczne własności materiału,
- warunki kształtowania, a w tym sił tarcia na powierzchni kontaktu materiał – narzędzie,
- własności warstwy wierzchniej narzędzi.

Ze względu na dużą ilość wymienionych powyżej czynników oraz konieczność uzyskania własności użytkowych wyrobów zgodnie z wymaganiami, projektowanie procesów obróbki plastycznej jest zadaniem bardzo trudnym. Większość nowych opracowań bardzo często realizowane jest w praktyce metodą prób i błędów, co poważnie podraża i wydłuża czas uruchomienia produkcji.

Zastosowanie systemów komputerowych ma za zadanie ułatwić projektowanie procesów technologicznych oraz ogranicza w znacznym stopniu możliwości popełniania błędów.

Opracowane dotychczas dla potrzeb projektowania systemy wspomagania komputerowego można podzielić na następujące grupy:

- 1) wspomaganie komputerowe systemów projektowania operacji i procesów technologicznych CAE (Computer Aided Engineering). Algorytmy programów wykorzystują

- wyniki analizy teoretycznej poszczególnych operacji, reguły empiryczne będące rezultatem doświadczeń pokoleń inżynierów, banki danych, procedury optymalizujące oraz modele symulujące,
- 2) wspomagane komputerowo systemy projektowania narzędzi i oprzyrządowania CAD (Computer Aided Design). Zastosowane tu metody obliczeniowe oraz systemy graficzne umożliwiają automatyczne sporządzanie trójwymiarowych projektów oraz rysunków wykonawczych,
  - 3) komputerowe sterowanie procesami technologicznymi CAM. Systemy te służą do koordynacji danych dotyczących geometrii i własności wyrobów, technologii oraz organizacji produkcji,
  - 4) zautomatyzowana kontrola techniczna międzyoperacyjna i wyrobów gotowych CAQ. Systemy te pracują w układzie sprzężenia zwrotnego z systemami CAE, CAD, CAM.

Większość rozwijających się prac w zakresie komputerowego wspomaganie projektowania procesów tłoczenia koncentruje się na systemach projektowania operacji i procesów technologicznych CAE z elementami projektowania narzędzi i oprzyrządowania CAD. Algorytmny programów systemu CAE opierają się w większości na analizie układu materiał – narzędzie – maszyna, prowadzonej najczęściej na poziomie globalnym. Zakładanym ich rezultatem jest uzyskanie informacji na temat wartości odkształceń odnoszących się do kształtowanego materiału, uwzględniając współoddziaływanie narzędzi i urządzeń.

Opracowane programy komputerowe dla potrzeb technologii są bardzo rozbudowane, uwzględniają szereg funkcji potrzebnych dla różnych procesów wytwórczych, wymagają wprowadzenia bardzo dużo różnorodnych danych wstępnych tak teoretycznych, jak i znajomości praktycznej zagadnienia. Wiąże się to wszystko ze skomplikowaną obsługą takiego programu, a także z dużymi kosztami. Zarówno sam program jest bardzo drogi, jak i posiada z reguły wysokie wymagania sprzętowe, a otrzymywane rozwiązania dotyczą typowo teoretycznych warunków przebiegu procesów.

Programy użytkowe dla praktyki powinny być proste w użyciu, aby mógł z niego korzystać pracownik, który zna technologię tłoczenia, a niekoniecznie musi być dobrze przygotowany do pracy z komputerem. Drugą podstawową cechą tych programów powinna być przystępna cena.

Większość obecnie dostępnych prostszych programów traktuje wąsko zasięg badanego problemu, co prowadzi do tego, że łączy się działanie i wyniki takich programów komputerowych dla uzyskania poszukiwanych rozwiązań. Połączenie niżej omówionych programów umożliwia opracowanie w bardzo prosty sposób procesu wytłaczania wyrobów złożonych.

Przykładowo podano obliczenia wielkości sił wytłaczania w zależności od zadanych parametrów geometrycznych narzędzia oraz warunków samego procesu uwzględniając opory tarcia występujące w procesie wytłaczania:

- na powierzchni dociskacza i materiału,
- na powierzchni roboczej matrycy,
- na powierzchni styku stempla i odkształconego materiału.

Zastosowany program jest prosty i obsługa jego pozwala na szybki sposób oceny parametrów procesu gwarantujących prawidłowy przebieg wytłaczania. Kolejność i rodzaj wprowadzanych danych, a także uzyskane odpowiedzi przedstawiono poniżej.

## WYMIARY GEOMETRYCZNE

Grubość materiału wyjściowego ( $s_o$ )	1,00	mm
Promień krążka wyjściowego ( $r_{uo}$ )	178,00	mm
Promień stempla ( $r_p$ )	85,00	mm
Wewnętrzna średnica matrycy ( $r_{di}$ )	86,50	mm
Luz roboczy	1,50	mm
Promień zaokrąglenia stempla ( $\rho_p$ )	6,00	mm
Promień zaokrąglenia matrycy ( $\rho_d$ )	8,00	mm

## WŁAŚCIWOŚCI MATERIAŁU

Odształcenia wstępne (stała materiałowa) ( $\epsilon_0$ )	0,06	
Wykładnik potęgowej krzywej umocowania ( $n$ )	0,29	
Współczynnik anizotropowości ( $R_\alpha$ )	1,00	
Opór plastyczny (wytrzymałość na rozciąganie) ( $C$ )	1070,00	N/mm <sup>2</sup>

## WARUNKI TARCIA

Współczynnik tarcia między dociskaczem a materiałem ( $\mu_{fl}$ )	0,10
Współczynnik tarcia między matrycą a materiałem ( $\mu_r$ )	0,20

## WARUNKI PROCESU

Nacisk dociskacza ( $P_{pl}$ )	3.69	N/mm <sup>2</sup>
--------------------------------	------	-------------------

## OBLICZONE SIŁY

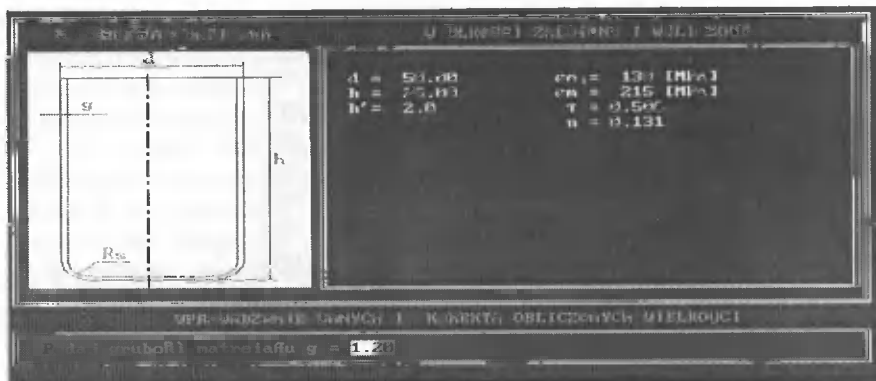
Rzeczywisty współczynnik odkształcenia	$r_{uo}/r_p = 2,09$
Graniczny współczynnik odkształcenia wynosi	$2*r_{uo}/(r_{di} + r_p) = 2,08$
Potrzebna siła	474,691 kN
Wartość siły odkształcenia obwod. ściskania i prom. rozciągania wynosi:	268,489 kN
Wartość tarcia dociskacza o kołnier, siła odkształcenia wynosi:	53,466 kN
Wartość tarcia materiału o matrycę, siła odkształcenia wynosi:	122,510 kN
Wartość siły zginania i prostowania materiału wynosi:	30,226 kN
Wartość krytyczna całkowitej siły odkształcenia wynosi:	332,000 kN
Wartość (dopuszczalna) siły odkształcenia wynosi:	474,691 kN

Wadą tego programu jest możliwość dokonania obliczeń tylko dla wytłoczek cylindrycznych oraz brak możliwości projektowania kompletnych procesów technologicznych, co zmusza technologa do korzystania z pomocy innych programów wspomagających, np. takich jak SAPT opracowany w Politechnice Lubelskiej [1].

Dzięki temu programowi możemy przeprowadzić analizę parametrów procesu wytłaczania z uwzględnieniem zmiennych oporów tarcia.

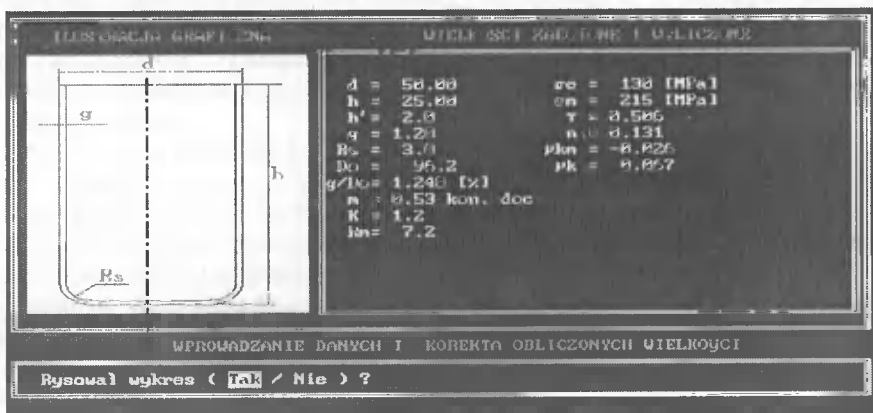
Użytkownik wprowadza kolejno parametry procesu wymagane przez program do wykonania analizy parametrów wytłaczania. Podczas wprowadzania danych program wyświetla w oknie dialogowym parametry podane przez użytkownika oraz funkcje obliczone przez program.

Na rysunku 1 przedstawiono początek pracy z programem przy wprowadzaniu danych.



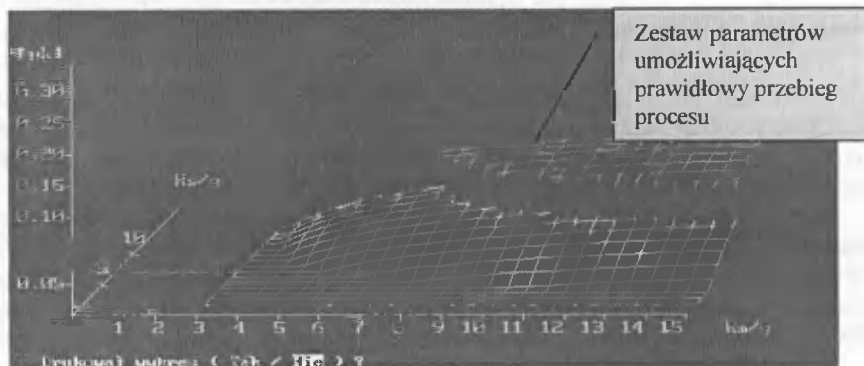
Rys.1. Rozpoczęcie pracy programu, wprowadzanie danych geometrycznych wtyłczki

Na rysunku 2 przedstawiono zestaw możliwych parametrów procesu potrzebnych dla otrzymania wtyłczki.



Rys.2. Dane z rysunkiem wtyłczki uzyskane z obliczeń programem SAPT

Graficzną interpretację analizowanych parametrów procesu wyłaczania przedstawiono na rysunku 3.

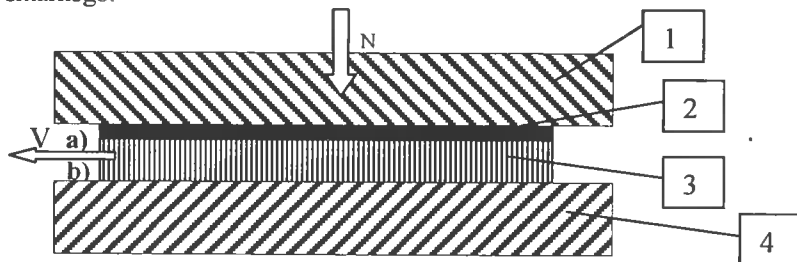


Rys. 3. Okno dialogowe przedstawiające interpretację graficzną procesu

Uzyskanie prawidłowych rezultatów jest uwarunkowane przyjęciem w obliczeniach rzeczywistych oporów tarcia a urządzeniem do badań właściwości trybologicznych może być trybometr, dzięki któremu możemy dokonać:

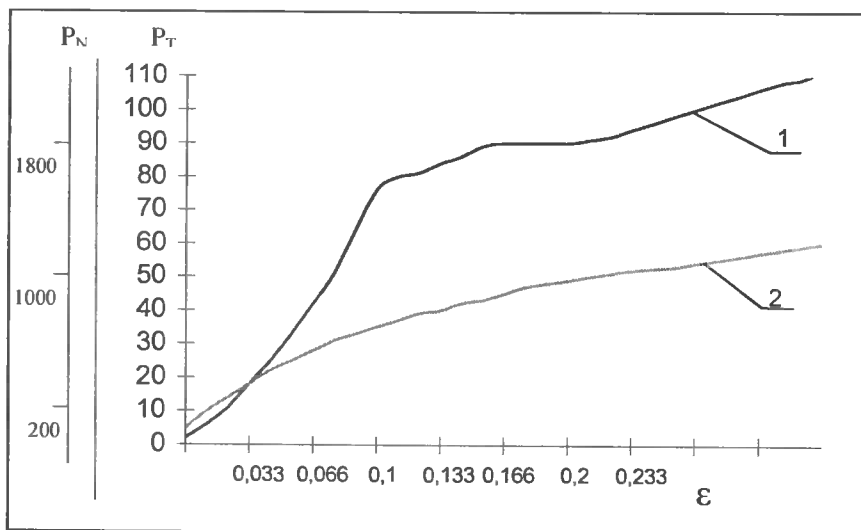
- 1) oceny oporów tarcia przy stosowanych określonych substancjach smarowych, na powierzchni materiał odkształcany – matryca oraz przy tarcii suchym układzie materiał odkształcany – stempel,
- 2) oceny oddziaływania substancji smarowych z uwzględnieniem właściwości powierzchni badanego układu,
- 3) badania oporów tarcia z udziałem substancji smarnej przy możliwościach:
  - zmiany w zakresie obciążenia normalnego,
  - zmiany w zakresie prędkości względnej,
  - pomiaru temperatury strefy tarcia.

Na rysunku 4 przedstawiono schemat warunków tarcia ze środkiem smarnym i bez środka smarnego.



Rys. 4. Schemat warunków tarcia (1 – narzędzie – matryca, 2 – środek smarny, 3 – materiał odkształcany, 4 – narzędzie – stempel): a) materiał odkształcany – środek smarny – narzędzie, b) materiał odkształcany – narzędzie

Rysunek 5 obrazuje przykład uzyskiwanych danych zależności siły nacisku i siły tarcia od wartości względnej odkształcenia.



Rys. 5. Wykres zależności zmian siły normalnej ( $P_N$ ) i siły stycznej ( $P_T$ ) od wielkości odkształcenia ( $\epsilon$ ) w warunkach tarcia suchego (1 – siła nacisku, 2 – siła tarcia)

Przedstawione programy i sposób ich wykorzystania obrazują jedno z możliwych rozwiązań szybkich obliczeń doboru parametrów procesu wytłaczania nowego wyrobu lub możliwość korekty istniejących procesów. Pozwalają na powiązanie obliczeń z danymi rzeczywistymi oporów tarcia i wielkościami współczynnika tarcia dla danych warunków procesu (skutków działania różnych środków smarnych w układzie narzędzie – materiał odkształcany).

## LITERATURA

- [1] Lenik K., 2000: Możliwości powiązania parametrów procesu wytłaczania z oceną stanu warstwy wierzchniej wyrobów tłoczonych. *Archiwum Technologii Maszyn i Automatykacji* 20 (1), 183-191.

## COMPUTER-AIDED EXPRESSION PROCESSES

### Summary

The present paper presents the application of two different computer programs for calculating the emboss processing. The calculations accounted for the real friction resistance of the tool - deformed material systems and were provided with possible solutions to that problem.



# WPLYW KĄTA ZUKOSOWANIA, ŚREDNICY ZEWNĘTRZNEJ I WYSUNIĘCIA GŁÓWKI DZIURUJĄCEJ NA PARAMETRY SKRĘCAJĄCE W PROCESIE DZIUROWANIA - ROZSZERZANIA W WALCARCE SKOŚNEJ Z PROWADNICAMI TYPU DIESCHERA

Tomasz Dyl, Jan Kazanecki\*

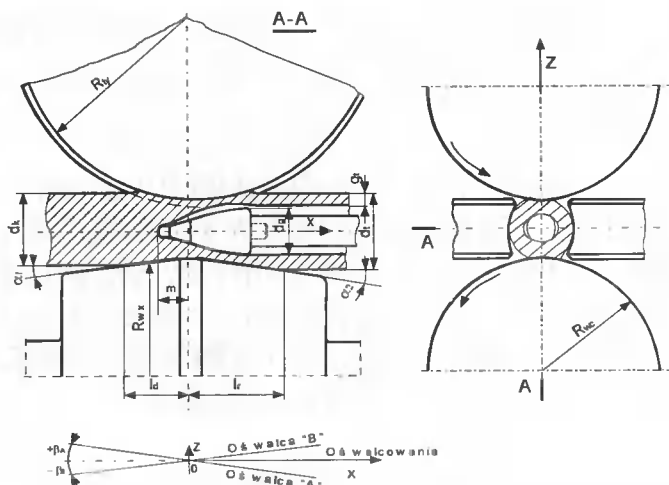
Politechnika Częstochowska, Wydział Metalurgii i Inżynierii Materiałowej  
al. Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa

\*Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Metalurgii i Inżynierii Materiałowej  
al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

W pracy przedstawiono wpływ kąta zukosowania  $\beta$ , średnicy zewnętrznej  $d_g$  i wysunięcia  $m$  główki dziurującej na skręcanie warstw zewnętrznych metalu w procesie dziurowania - rozszerzania tulei w walcierce skośnej typu Dieschera. Podczas tego procesu następuje specyficzne odkształcenie warstw zewnętrznych w postaci ich skręcenia. Skręcenie warstw metalu charakteryzowane jest podanyymi parametrami: całkowitym liniowym skręceniem  $t_k$ , kątem skręcenia poprzecznego  $\omega_k$  i wzdłużnego  $\psi_k$ .

## 1. CHARAKTERYSTYKA PROCESU DZIUROWANIA – ROZSZERZANIA

W procesie dziurowania - rozszerzenia tuleje wytwarzane są pomiędzy dwoma walcami beczkowymi na główce dziurującej w wyniku ruchu postępowo-obrotowego. Osiągają one większe średnice zewnętrzne od średnic prętów wsadowych. Proces walcowania skośnego zachodzi przy dużej nierównomierności przepływu materiału w strefie odkształcenia. Spowodowane to jest tarciem na powierzchniach styku pasma z narzędziami roboczymi. Wzajemne położenie narzędzi roboczych wywiera wpływ na kształt tworzonego obszaru odkształcenia (rys.1), ale również narzuca warunki dla przepływu materiału wzdłuż linii walcowania, uzależniając je od wielkości i kształtu szczeliny walcowniczej. W konsekwencji powoduje to więc poślizgi metalu w kierunkach: osiowym i stycznym [1].



Rys. 1. Schemat obszaru odkształcenia przy dziurowaniu-rozszerzaniu prętów w walcu skośnej z prowadnicami tarczowymi typu Dieschera [1]

## 2. OPIS SKRĘCENIA WARSTW METALU

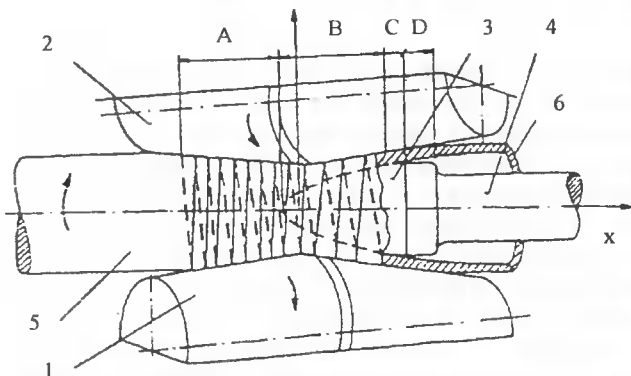
W procesie skośnego dziurowania ważne jest odpowiednie ustawienie narzędzi roboczych względem siebie. Wpływa ono na kształt tworzonej szczeliny między walcami, główką dziurującą i prowadnicami tarczowymi, który narzuca warunki dla przepływu metalu wzdłuż linii walcowania. Kalibrowanie podstawowych narzędzi roboczych, tak samo jak zastosowane parametry walcownicze, ma znaczny wpływ na rzeczywiste warunki geometryczno-kinematyczne w strefie odkształcenia [2].

Metodykę obliczenia parametrów skręcania oparto o znajomość rzeczywistych parametrów technologicznych tego procesu, panujących w tworzonej strefie odkształcenia. Proces odkształcenia pręta między walcami roboczymi a główką dziurującą zachodzi poprzez zginięcie w kierunku poprzecznym, które następuje według linii spiralnej (rys.2).

W strefie odkształcenia dany punkt na powierzchni materiału od momentu utraty kontaktu z jednym walcem do momentu styku z drugim walcem, przemieszcza się w kierunku osiowym o wielkość podania metalu w walce  $l_{sx}$ :

$$l_{sx} = \frac{2\pi}{k} r_x \xi_x \frac{R_{wy} \lambda_x \eta_{ox}}{R_{wx} \lambda_c \eta_{tx}} \operatorname{tg} \beta \quad (1)$$

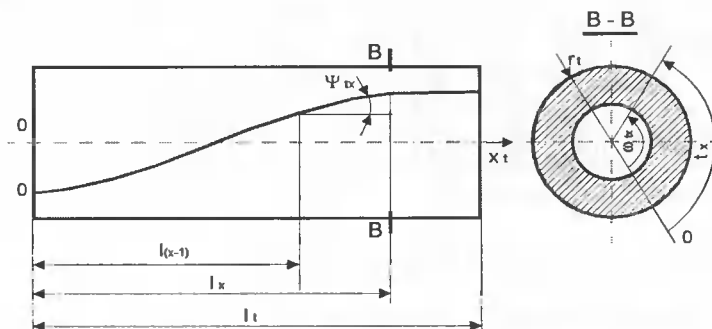
gdzie:  $k$  - ilość walców;  $r_x$  - promień pręta w  $x$ -tym przekroju strefy odkształcenia;  $\xi_x$  - współczynnik owalizacji;  $R_{wx}$ ,  $R_{wy}$  - promień walca w dowolnym przekroju strefy odkształcenia i w płaszczyźnie wyjścia;  $\lambda_c$ ,  $\lambda_x$  - współczynnik wydłużenia całkowity i w  $x$ -tym przekroju strefy odkształcenia;  $\eta_{ox}$ ,  $\eta_{tx}$  - współczynnik prędkości osiowej i prędkości stycznej.



Rys. 2. Schemat kolejnych podań materiału w walcarki w różnych odcinkach (A, B, C i D) strefy odkształcenia przy dziurowaniu w dwuwalcowej walcarkie skośnej: 1, 2 – walce robocze, 3 – główka dziurująca, 4 – trzpień, 5 – pręt, 6 – tuleja [3]

### 3. PARAMETRY SKRĘCANIA W PROCESIE DZIUROWANIA – ROZSZERZANIA

Podczas procesu dziurowania z równoczesnym rozszerzaniem można zauważyć skręcenia warstw na gotowej tulei. Zmiany te charakteryzują rzeczywisty kształt krzywej skręcenia dla bieżącej długości  $x_t$ , zmiennej w przedziale  $0 \leq x_t \leq l_t$ , kiedy proces odkształceń plastycznych zachodzi w nieustalonych warunkach walcowania. Na podstawie uzyskanych doświadczalnie wyników stwierdza się, że kierunek skręcenia jest zgodny z kierunkiem obrotu tulei (tzw. kierunek dodatni). Zmiany kąta skręcenia poprzecznego  $\omega_{tx}$  oraz kąta skręcenia podłużnego  $\psi_{tx}$  pokazano na rysunku 3.



Rys. 3. Schemat kształtowania się linii skręcenia w zewnętrznych warstwach tulei

#### 4. WYNIKI I ANALIZA BADAŃ

Badania laboratoryjne procesu dziurowania - rozszerzania wykonano symulując zmienne warunki w strefie odkształcenia przez zadawanie położenia walca roboczego w przestrzeni, narzucając kąt zukosowania jego osi w zakresie  $\beta = 8 \div 12^\circ$  oraz zmieniając wysunięcie  $m = 16 \div 40$  mm i średnicę zewnętrzną  $d_g = 44 \div 50$  mm główki dziurującej. Pręt wsadowy o średnicy  $d_k = 60$  mm i o długości  $l_k = 170$  mm ze stali węglowej 45 wprowadzono do dwuwalcowej walcarki skośnej z prowadnicami tarczowymi typu Dieschera. W wyniku ruchu postępowo-obrotowego dziurowane były tuleje na główkach o różnych średnicach zewnętrznych i wysunięciach w strefie odkształcenia. Badania te wykonano w laboratorium Plastycznej Przeróbki Metali Akademii Górniczo-Hutniczej w Krakowie. Wyniki pomiarów parametrów geometrycznych pręta wsadowego i gotowej tulei, nastaw narzędzi walcowniczych oraz parametrów skręcających zestawiono w tabeli 1.

Tabela 1. Wyniki pomiarów tulei dla zmiennych wartości wysunięcia  $m$ , średnicy zewnętrznej główki  $d_g$  dziurującej i kąta zukosowania  $\beta$  dla wsadu o średnicy  $d_k = 60$  mm i długości  $l_k = 170$  mm

$d_g$ , mm	46					44	46	48	50	48		
$\beta$ , °	10					10				8	10	12
$m$ , mm	16	22	28	34	40	16				16		
$d_t$ , mm	70,2	68,2	65,8	64,5	62,5	69,0	70,2	72,0	72,5	73,0	72,0	71,3
$g_t$ , mm	10,2	9,6	8,8	8,2	7,3	10,7	10,2	9,5	9,0	9,1	9,5	9,7
$l_t$ , mm	245	260	290	320	365	240	245	255	265	265	255	248
$\lambda_c$	1,47	1,60	1,79	1,95	2,23	1,44	1,47	1,52	1,57	1,55	1,52	1,50
$x_t$ , mm	$t_x$ , mm											
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
30	1	1	1	1	1	1	1	1	0	0	1	0
60	17	10	4	3	2	9	17	10	6	6	1	6
90	43	27	15	11	5	36	37	32	46	32	32	21
120	69	47	29	18	12	60	65	67	88	68	67	44
150	97	66	43	30	21	82	95	105	131	122	105	70
180	118	88	60	49	33	99	118	151	174	180	143	97
210	127	103	80	66	49	112	124	185	210	222	185	112
240	125	105	85	68	52	97	125	190	227	245	190	113
270	-	-	-	-	-	-	-	-	230	244	-	-

#### 5. METODYKA OPISU LINII SKRĘCANIA

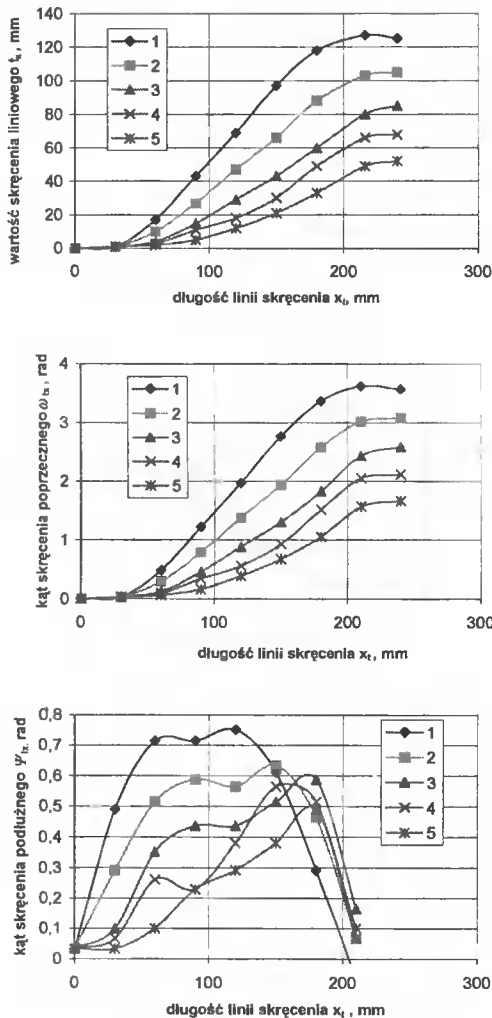
W oparciu o rzeczywiste pomiary wielkości bezwzględnego skręcenia liniowego  $t_x$  zmierzonego w przekrojach o współrzędnych  $l_x = x_{ti}$  oblicza się parametry kątowe, opisujące jego wielkości:

- kąt skręcenia poprzecznego

$$\omega_{txi} = \frac{2t_{xi}}{d_t}, \text{ rad} \quad (2)$$

– kąt skręcenia podłużnego

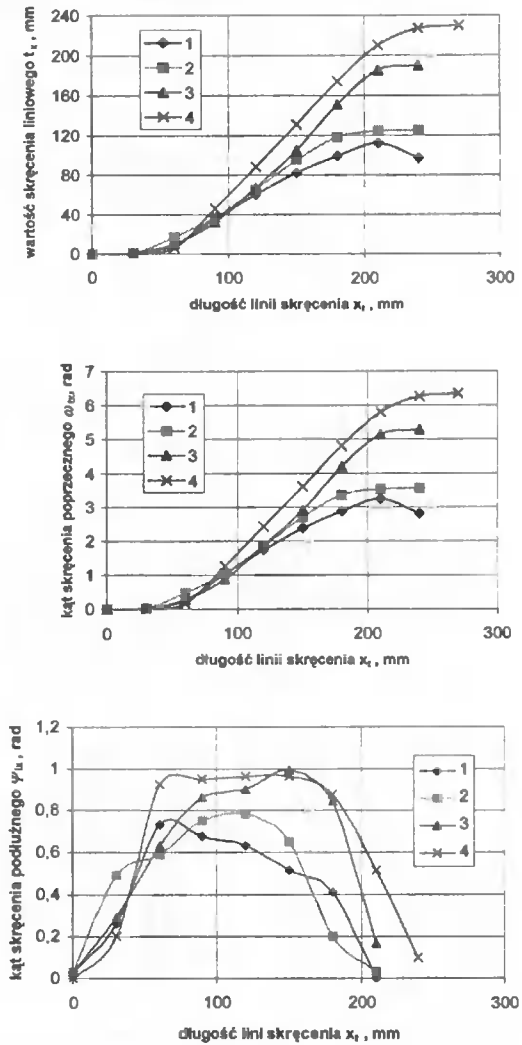
$$\Psi_{lx(i-1)} = \arctg \frac{t_{xi} - t_{x(i-1)}}{x_{ti} - x_{t(i-1)}}, \text{ rad} \quad (3)$$



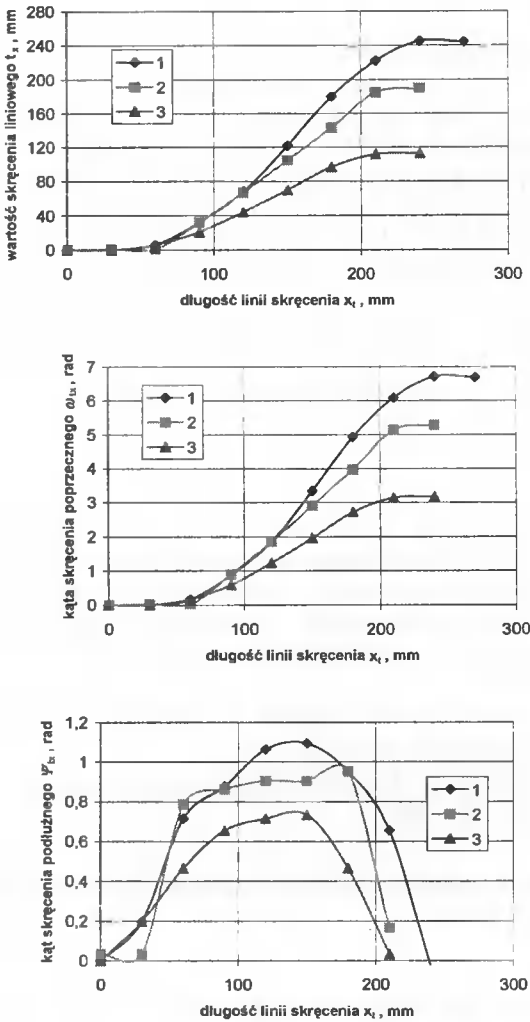
Rys. 4. Zależność całkowitego skręcenia liniowego  $t_x$ , kąta skręcenia poprzecznego  $\omega_{tx}$  i kąta skręcenia podłużnego  $\psi_{lx}$  od bieżącej długości tulei  $x_t$  dla średnicy główki dziurującej  $d_g = 46$  mm i przy kącie zukosowania  $\beta = 10^\circ$  dla zmiennego wysunięcia  $m$ : 1 – 16 mm, 2 – 22 mm, 3 – 28 mm, 4 – 34 mm, 5 – 40 mm

Wyniki tych obliczeń, uzyskanych z opracowania danych pomiarowych przy walcowaniu skośnym – przy zmianie kąta zukosowania walca  $\beta$ , zmieniając wysunięcie i średnicę zewnętrzną główki dziurującej zebrano w formie wykresów rozkładu tych parametrów na długości tulei, otrzymanych podczas procesu dziurowania - rozszerzania.

Na podstawie danych zamieszczonych w tabeli 1 przedstawiono zależności skręcenia liniowego  $t_x$ , kąta skręcenia poprzecznego  $\omega_x$  oraz kąta skręcenia podłużnego  $\psi_x$  w funkcji bieżącej długości  $x_t$  (rys. 4÷6).



Rys. 5. Zależność całkowitego skręcenia liniowego  $t_x$ , kąta skręcenia poprzecznego  $\omega_x$  i kąta skręcenia podłużnego  $\psi_x$  od bieżącej długości tulei  $x_t$  dla wysunięcia  $m = 16$  mm, przy kącie zukosowania  $\beta = 10^\circ$  dla zmiennej średnicy główki dziurującej  $d_g$ : 1 – 44 mm, 2 – 46 mm, 3 – 48 mm, 4 – 50 mm



Rys. 6. Zależność całkowitego skręcenia liniowego  $t_x$ , kąta skręcenia poprzecznego  $\omega_{tx}$  i kąta skręcenia podłużnego  $\psi_{tx}$  od bieżącej długości tulei  $x_t$  dla wysunięcia  $m = 16$  mm i średnicy główki dziurującej  $d_g = 48$  mm przy zmiennym kącie zukosowania  $\beta$ : 1 –  $8^\circ$ , 2 –  $10^\circ$ , 3 –  $12^\circ$

Na powyższych wykresach można zauważyć, że wysunięcie  $m$  i średnica zewnętrzna główki dziurującej  $d_g$  oraz kąt zukosowania walca  $\beta$  mają znaczny wpływ na parametry skręcające w procesie dziurowania - rozszerzania. Całkowite skręcenie liniowe  $t_x$ , kąt skręcenia poprzecznego  $\omega_{tx}$  oraz kąt skręcenia podłużnego  $\psi_{tx}$  osiągają najmniejsze wartości dla wysunięcia  $m = 40$  mm, dla zewnętrznej średnicy główki  $d_g = 44$  mm i dla kąta zukosowania  $\beta = 12^\circ$ . Uzyskane przebiegi zmian skręcenia na tulei charakteryzują rzeczywisty kształt krzywej skręcenia dla bieżącej długości  $x_t$ .

## 6. PODSUMOWANIE

Przedstawione przebiegi zmian skręcania na tulei, określone podczas procesu dziurowania - rozszerzania umożliwiają sprecyzowanie szeregu wniosków. Analizując dane, można stwierdzić, że kierunek skręcania jest dodatni (zgodny z kierunkiem obrotu tulei). Poziom skręcania zewnętrznych warstw metalu wzrasta przy wzroście stopnia przerobu plastycznego, co ujawnia się zmianą kąta skręcania poprzecznego  $\omega_{\perp}$ , oraz kąta skręcania podłużnego  $\psi_{\parallel}$ . Zaleca się stosowanie większych wartości kąta zukosowania walców w celu zmniejszenia występowania skręcania warstw zewnętrznych tulei. Należy także stosować optymalne wartości wysunięcia, ponieważ przy dużym cofnięciu główki ( $m = 16$  mm) występują największe skręcania. Natomiast przy zbyt dużych średnicach główek dziurujących wartości parametrów skręcających są maksymalne co świadczy o dużym skręceniu warstw zewnętrznych tulei. Zatem korzystne jest, aby stosować kąty zukosowania o większych wartościach, wysunięcie nie może być zbyt małe jak i średnica główki nie może być zbyt duża.

## LITERATURA

- [1] Kazanecki J., Dyl T., 2000: Wpływ wysunięcia główki i jej średnicy na rozszerzenie tulei w procesie dziurowania - rozszerzania w walcierce skośnej z prowadnicami typu Dieschera. Konferencja naukowo-techniczna „Kierunki rozwoju produkcji rur stalowych i kształtowników zamkniętych - osiągnięcia i problemy”. Mat. konf., 44-48.
- [2] Kazanecki J., 1991: Rozwój procesów produkcji rur z zastosowaniem walcerek Dieschera. Problemy Projektowe 2, 33-44.
- [3] Kajtoch J., Urbański S., 1994: Distribution of metal torsion in rotary piercing mill. Steel Research 9, 382-389.

**Praca wykonywana w ramach projektu badawczego promotorskiego KBN nr 7 T08B 036 18**

### INFLUENCE OF FEED ANGLE, EXTERNAL DIAMETER AND ADVANCE PLUG PIERCING ON TWISTING PARAMETERS IN EXPANSION PIERCING IN THE DIESCHER'S ROLLING MILL

#### Summary

This paper presents the influence of feed angle  $\beta$ , external diameter  $d_g$  and advance  $m$  plug piercing on the twisting of external metal layer in the expansion piercing process in the Diescher's mill. The strain twist is produced here on the external layer pipes in the rotary piercing process. The twisting parameters include: total linear twist  $t_{\perp}$ , lateral twisting  $\omega_{\perp}$  and longitudinal  $\psi_{\parallel}$  angles.



## WPLYW ZRÓŻNICOWANYCH NACISKÓW JEDNOSTKOWYCH DOCISKACZA NA PROCES WYTŁACZANIA WYROBÓW CYLINDRYCZNYCH Z KWADRATOWYCH WYKROJÓW BLACHY

Stefan Gadziński

Politechnika Łódzka Filia w Bielsku-Białej  
Katedra Technologii Bezwiórowych  
ul. Willowa 2, 43-309 Bielsko-Biała

W opracowaniu przedstawiono proces wytłaczania wyrobów cylindrycznych z kwadratowych płytek blachy, przy zastosowaniu dociskacza segmentowego wywierającego zróżnicowane naciski jednostkowe. Określono zależności pomiędzy naciskami jednostkowymi segmentów i płyty dociskacza.

### 1. WSTĘP

Jednym z istotnych czynników podczas wytłaczania cienkościennych wyrobów cylindrycznych jest wielkość docisku, z jakim oddziałuje się na wykrojkę. Wielkość tego docisku zależy od naprężeń w obszarze odkształcenia. Obwodowe naprężenia ściskające, wywołane przemieszczaniem się materiału wykrojki podczas wytłaczania, mogą doprowadzić do utraty stateczności kołnierza i utworzenia się fałd na obwodzie wytłoczki. Przeciwdziałać temu można przez wywarcie odpowiedniego docisku wykrojki do matrycy ciągowej.

Siła dociskania nie może być zbyt mała, ponieważ nie spełni swego zadania, z drugiej strony nie może być zbyt duża, gdyż prowadzi to do nadmiernego wzrostu siły tłoczenia i pęknięcia wytłoczki. Siłę wywieraną przez dociskacz określamy z zależności:

$$P_d = F \cdot q \quad (1)$$

gdzie:

F – czynna powierzchnia dociskacza w mm,

q – nacisk jednostkowy dociskacza w MPa.

### 2. RODZAJE DOCISKACZY

W operacjach wytłaczania stosuje się dociskacze różniące się między sobą konstrukcją. Wśród nich można wyróżnić:

-- dociskacze sztywne,

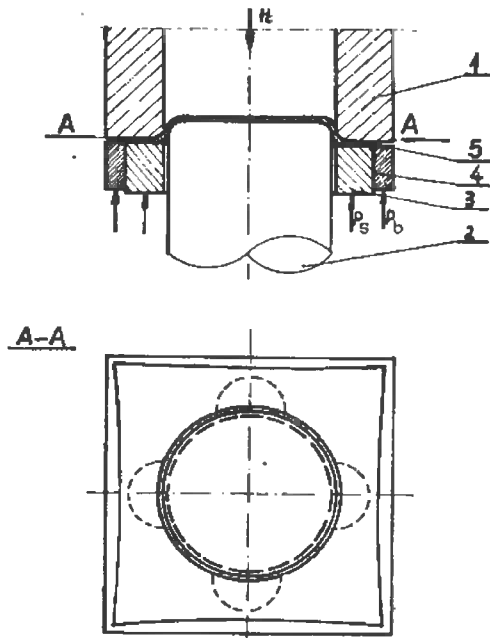
- dociskacze sprężyste, gdzie docisk wywierają sprężyny lub poduszki gumowe ściskane w czasie pracy; wielkość docisku wzrasta wraz ze wzrostem ugięcia elementów sprężynujących,
- dociskacze pneumatyczne, umożliwiające regulację docisku i zapewniające jego stałość w czasie pracy.

Zastosowanie dociskacza o odpowiedniej konstrukcji umożliwia kierowanie płynięciem materiału podczas wytłaczania. Polega to na wytworzeniu w różnych miejscach materiału i w odpowiednich fazach operacji określonego stanu naprężeń i odkształceń. Uzyskuje się to poprzez:

- regulację nacisku dociskacza,
- miejscowe zwiększenie lub zmniejszenie wykoju wytłaczanej płytki,
- intensywne miejscowe smarowanie,
- stosowanie progów i żeber ciągowych,
- zróżnicowanie nacisków jednostkowych dociskacza, np. przez zastosowanie dociskacza segmentowego.

### 3. PROCES WYTŁACZANIA

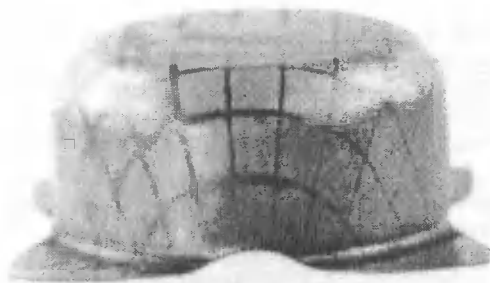
Większość badań dotyczących wytłaczania wyrobów cylindrycznych obejmuje kształtowanie ich z wykojów okrągłych. Gdy się zmieni kształt wykoju wyjściowego z okrągłego na kwadratowy i zastosuje dociskacz segmentowy (rys.1), to można zróżnicować naciski jednostkowe dociskacza.



Rys. 1. Schemat procesu wytłaczania: 1 – matryca, 2 – stempel, 3 – segment dociskacza, 4 – płyta dociskacza, 5 – kształtowana wytłoczka

Powoduje to wystąpienie w kołnierzu kształtowanej wytłoczki zróżnicowanych naprężeń i odkształceń, co daje możliwość zwiększenia płynięcia materiału z naroży wykroju. Na rysunku 1 przedstawiono schemat ciągnięcia wytłoczki cylindrycznej z wykrojki kwadratowej z zastosowanym dociskacza segmentowego. Cztery suwliwe segmenty rozmieszczone są co  $90^\circ$  w jednakowej odległości od środka otworu dociskacza i wywierają nacisk niezależnie od płyty dociskacza. Pozwala to wywierać w trakcie wytłaczania zróżnicowane jednostkowe naciski na wykrojkę. Pod wpływem nacisku matrycy ciągnawej półfabrykat stopniowo wtlaczany jest do jej otworu przez stempel, przekształcając się w miseczkę z płaskim kołnierzem, którego zarys zewnętrzny zmienia się w miarę wzrostu walcowej części miseczki. Materiał położony w środkowych częściach boków wykrojki jest hamowany przez segmenty dociskacza wywierające znacznie większe naciski jednostkowe niż płyta dociskacza.

Na rysunku 2 przedstawiono przykładowo wytłoczoną miseczkę, na powierzchni której naniesiono wcześniej siatkę prostokątną w celu określenia przebiegu odkształceń materiału. Po wytłoczeniu miseczka posiada kołnierz technologiczny utworzony z 4 naroży. W miejscach dociskania segmentami dociskacza, pomiędzy narożami kołnierza, miseczka posiada zaplanowane ubytki materiału. Wielkość tych ubytków związana jest z wartością nacisków segmentów dociskacza oraz z całkowitą wysokością tłoczonego wyrobu. Likwidacja planowanych ubytków materiału następuje w kolejnych przetłoczeniach co przedstawiono na rysunku 4.



Rys. 2. Miseczka po wytłoczeniu

#### 4. WYZNACZENIE JEDNOSTKOWYCH NACISKÓW SEGMENTÓW DOCISKACZA

Suma sił docisku segmentów i części bezsegmentowej dociskacza powinna być równa minimalnej sile docisku, niezbędnej dla zapewnienia stateczności kołnierza wytłoczki podczas wytłaczania z użyciem bezsegmentowego dociskacza elastycznego

$$P_s + P_b = P_d \quad (2)$$

czyli

$$4q_s \cdot F_s + q_b (F - 4 F_s) = q \cdot F \quad (3)$$

gdzie:

- $q_s$  - wstępny nacisk jednostkowy segmentów w MPa,
- $q_b$  - wstępny nacisk jednostkowy bezsegmentowej części dociskacza w MPa,
- $q$  - wstępny nacisk jednostkowy, wyznaczony dla tej samej wytłoczki w przypadku, gdy się stosuje dociskacz bezsegmentowy, zapewniający wymaganą stateczność kołnierza w czasie wytłaczania w MPa,
- $P_s$  - łączna siła docisku wstępnego wszystkich segmentów w N,
- $P_b$  - siła docisku wstępnego bezsegmentowej części dociskacza w N,
- $P_d$  - siła wstępnego docisku dociskacza bezsegmentowego w N,
- $F_{s_s}$  - odpowiednio czynna powierzchnia jednego segmentu oraz czynna
- $4F_s$  powierzchnia 4 segmentów w mm<sup>2</sup>,
- $F$  - całkowita czynna powierzchnia dociskacza (zarówno segmentowego jak i bezsegmentowego) w mm<sup>2</sup>.

Naciski jednostkowe segmentów  $q_s$  powinny być większe od nacisków bezsegmentowej części dociskacza  $q_b$ . Stosunek tych dwóch wielkości określono mianem współczynnika nacisku segmentów:

$$\lambda = \frac{q_s}{q_b} > 1 \quad (4)$$

Po przekształceniu wyrażenia (4) otrzymuje się wzór na obliczenie wstępnych nacisków jednostkowych bezsegmentowej części dociskacza:

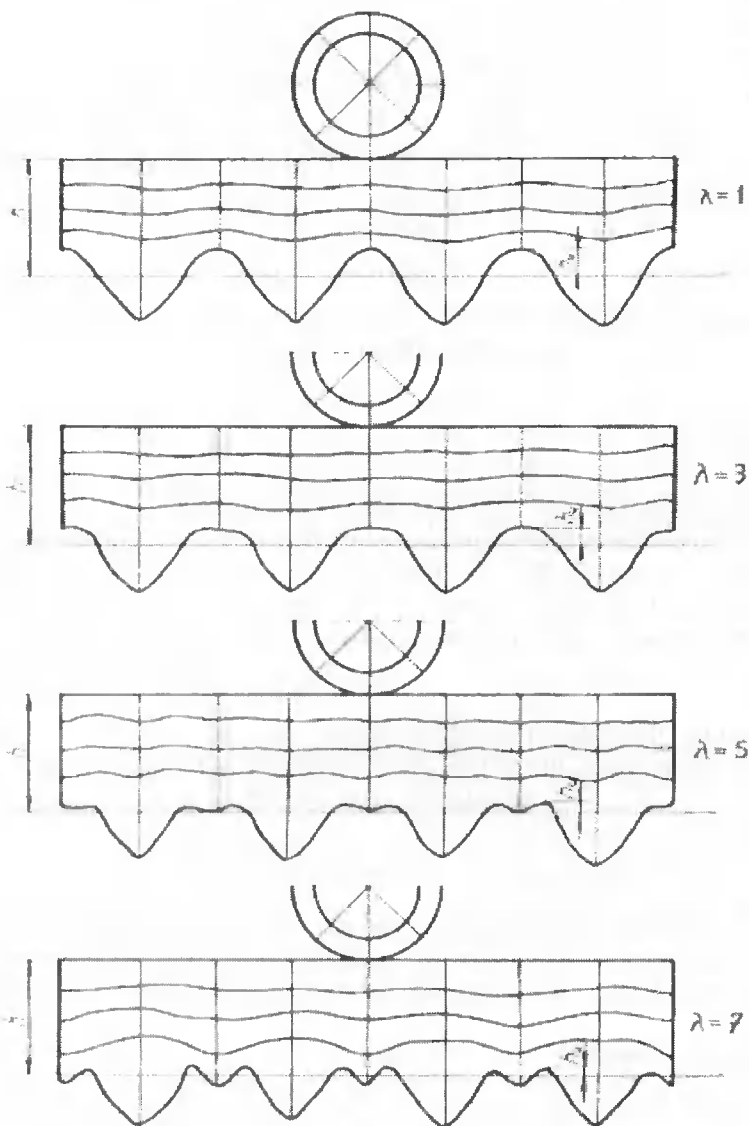
$$q_b = \frac{q_s}{\lambda} \quad (5)$$

Powyższe wyrażenie podstawiono do wzoru (3) otrzymując użyteczny wzór na wstępny nacisk jednostkowy segmentów dociskacza:

$$q_s = \frac{\lambda \cdot q \cdot F}{4F_s(\lambda - 1) + F} \quad (6)$$

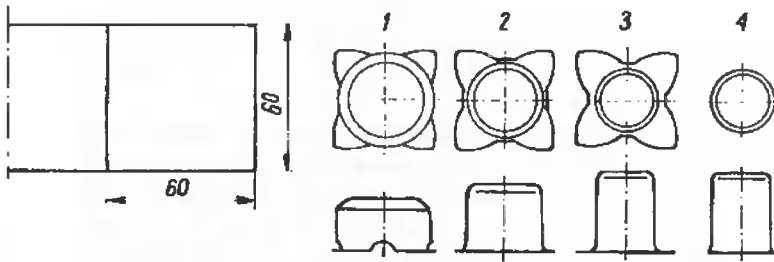
## 5. PODSUMOWANIE

Wyniki badań potwierdzają, że wzrost nacisków segmentów powoduje wyraźne zwiększenie odkształceń wytłoczki w kierunku jej wysokości. Na rysunku 3 przedstawiono rozwinięcia powierzchni wytłoczek z zastosowaniem współczynników nacisku segmentów równych kolejno  $\lambda = 1, 3, 5$  oraz  $7$ . Na rozwinięciach ścianek wytłoczki zaznaczono linie powstałe z odkształconych współśrodkowych okręgów, które nanie-siono na wykrojki.



Rys. 3. Rozwinięcia pobocznic wyłoczek ciągniętych z zastosowaniem różnych współczynników nacisku segmentów

Przy odpowiednio dużych naciskach segmentów ( $\lambda \geq 5$ ), obserwuje się powstawanie charakterystycznych „języczków” w miejscach planowanych ubytków  $h_0$  na poboczniczy wyłoczki. Likwidacja tych ubytków następuje w kolejnych przetłoczeniach, co przedstawiono na rysunku 4.



Rys. 4. Schemat procesu tłoczenia: 1 – wytłaczanie, 2 – przetłaczanie I, 3 – przetłaczanie II, 4 – okrawanie kołnierza technologicznego

## LITERATURA

- [1] Gadziński S., 2000: Tłoczenie cienkościennych wytłoczek cylindrycznych z płytek kwadratowych. Wyd. Politechniki Łódzkiej – Filia w Bielsku-Białej.
- [2] Czudek J., Czarnecki R., Gadziński S., Wasilewski P.: Tłocznik. Patent nr 93 188.
- [3] Czudek J., Gadziński S., Konior A., Wasilewski P.: Urządzenie do wywierania zróżnicowanego nacisku podczas wytłaczania. Patenty nr 125 140, 125 715, 125 716.

## EFFECT OF DIFFERENT UNIT PRESSURE OF BLANKHOLDER ON THE DRAWING PROCESS OF CYLINDRICAL PRODUCTS FROM SQUARE PLATES

### Summary

The paper presents the drawing process of cylindrical products from square plates with the use of segment blankholder with a different exert unit pressure. It also defines the relationships between the unit pressure of segments and the blankholder plate.

## KONCEPCJA RÓWNANIA KONSTITUTYWNEGO Z UWZGLĘDNIENIEM NIEJEDNORODNOŚCI

Bogusław Koszła

Politechnika Poznańska. Instytut Technologii Materiałów  
ul. Piotrowo 3, 60-965 Poznań

Nie zawsze zwiększenie dokładności pomiaru czyni wyniki powtarzalnymi, nawet w obszarze ufności. Zdarza się to nawet przy zastosowaniu najnowocześniejszej techniki pomiarowej i stanowi poważny problem w opisie matematycznym właściwości materiału. Z drugiej strony badana własność zależy od miejsca w próbce, choć zazwyczaj brak korelacji pomiędzy współrzędną miejsca i badaną własnością. Niniejsza praca prowadzi do utworzenia numerycznego modelu niejednorodności badanego materiału.

### 1. RÓWNANIE KONSTITUTYWNE

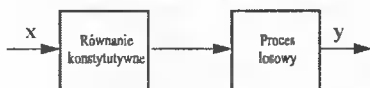
Równanie konstytutywne określa własności plastyczne materiałów jako wzajemną zależność tensora naprężeń i odkształceń z uwzględnieniem temperatury i czasu. Są to tak zwane parametry materiałowe. Początkowo równanie konstytutywne było rozumiane jako równanie równowagi stanu materiałów elastoplastycznych [5], następnie materiałów elasto-lepko-wiskoplastycznych [10]. Obecnie przeważa koncepcja termodynamiczna [7], czemu dano wyraz w pracy [14]. Dyskusję pojęcia równania konstytutywnego w różnych aspektach podał T.Z. Błażyński [12], a rozszerzyli W. Johnson i T.X. Yu w opracowaniu [15]. Z uwagi na to, że równanie konstytutywne polega na porównywaniu dwóch wielkości tensorowych, brak jest postaci algebraicznej tego równania.

Można natomiast rozważać równanie konstytutywne w postaciach zdegenerowanych lub uproszczonych transformując je do przestrzeni dających się zapisać algebraicznie wykorzystując niezmienniki odpowiednich tensorów. Dla celów inżynierskich równania konstytutywne często więc sprowadzane są do form prostszych, aż do krzywej umocnienia co proponują prace [5], lub [12]. W każdym przypadku zmienne występujące w odnośnych zapisach traktowane są jako zmienne stochastycznie niezależne.

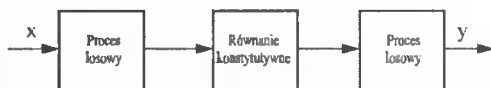
Prezentowane nowe podejście polega na traktowaniu niejednorodności w całkowitym oderwaniu od błędów pomiaru. Idea pochodzi z pracy [11].

## 2. BADANIA DOŚWIADCZALNE RÓWNAŃ KONSTITUTYWNYCH

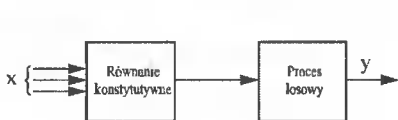
Z tych właśnie przyczyn niejednorodność w badaniach doświadczalnych równań konstytutywnych jest traktowana na równi z zakłóceniami spowodowanymi błędami pomiaru, jak to pokazuje rysunek 1. Niewiele zmienia traktowanie doświadczenia jak układ automatycznej regulacji ze zmiennymi wejściowymi „x” i wyjściowymi „y”, jeśli błąd spowodowany czynnikami losowymi jest przypisywany zarówno parametrom wejściowym, i wyjściowym, jak to pokazuje rysunek 2. Zdarza się również, że niejednorodność jest traktowana jak jeden z parametrów wejścia do układu automatycznej regulacji, a wynikiem działania równania konstytutywnego oraz czynnika losowego jest rozrzut wyników wielkości traktowanych jako wyjściowe z modelu (rys.3). Podejście takie prezentują klasyczne metody regresji [2], traktując zmienne wyjścia jako obarczone błędem. W pracy [8] dopuszcza się wiele zmiennych wyjściowych, każdą ze swoim rozkładem losowym.



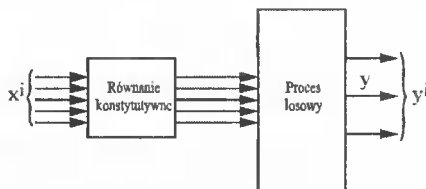
Rys. 1. Niejednorodność jako zakłócenie



Rys. 2. Niejednorodność jako błędy wejścia i wyjścia



Rys. 3. Niejednorodność jako jeden z parametrów wejścia



Rys. 4. Niejednorodność jako zakłócenie wyjścia

Choć prezentowana metoda określania równań konstytutywnych uwzględnia ich stochastyczny charakter, jednak zakłada pomijalnie mały błąd pomiarów. Stąd uważa się za niesłuszne podejścia prezentowane na rysunkach 1-4.

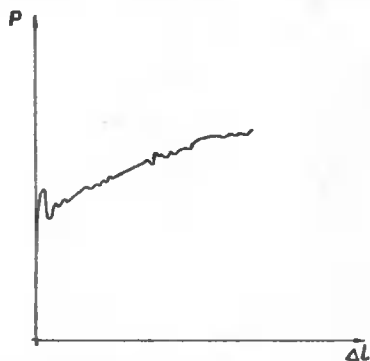
## 3. NIEJEDNORODNOŚĆ

Pojęcie równania konstytutywnego w sensie teorii plastyczności odnosi się do stanu plastycznego ciała idealnie jednorodnego. W praktyce inżynierskiej stosowanie takiego założenia powoduje nieporozumienia, ponieważ dla spożytkowania wzorów teorii plastyczności albo zapomina się o niejednorodności, albo stosuje metody regresji dla sprowadzania wyników badań inżynierskich do prostszych form. Jednakże tradycyjne [2] metody badań niejednorodność traktują wyłącznie jako błąd pomiaru lub zakłócenia losowe prawdziwej informacji.

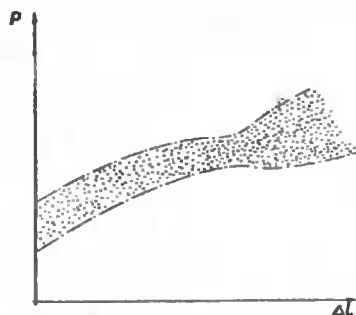
Na rysunku 5 podano przykład pomiaru zmian siły w trakcie procesu odkształcania nieodwracalnego. Zmiany wielkości siły w trakcie odkształcania nie zawsze są spowodowane błędem pomiaru. W szczególności mogą być spowodowane budową komórkową (ziarnistą) badanego tworzywa oraz mikroszczelinami w strukturze wewnętrznej.



Odrzucając falowanie wykresu jako błąd pomiaru zatracą się istotną informację o własności badanego tworzywa lub o wpływie nowego czynnika na tę własność. Jeszcze większe zakłamanie wyników badań powoduje nie uwzględnienie naturalnego rozrzutu wyników badań wielu próbek wykonanych z tego samego materiału.



Rys. 5. Przykład pomiaru ciągłego



Rys. 6. Przykład pomiarów wielokrotnych

Rozrzut wyników może być ważną cechą właściwą dla badanego materiału i charakterystyczny dla poszczególnych materiałów. Odrzucając ten fakt jako niepożądane zakłócenie traci się niekiedy istotną informację o czynnikach dodatkowych nie uwzględnionych, co np. dowodzą prace [1] i [3]. Dla przykładu lina wykonana z tego samego materiału co pręt posiada większą wytrzymałość, ponieważ druciki o wytrzymałości zerowej są machinalnie odrzucane w procesie technologicznym wykonania liny. Dobrze więc w wynikach badań podawać całą populację próby.

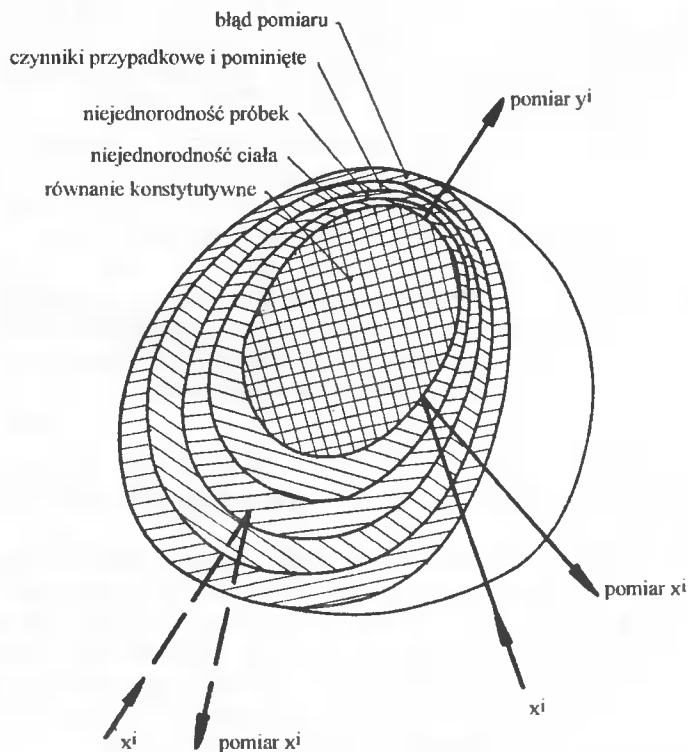
Ogólnie przyjąć można niejednorodność wybranej próbki lub niejednorodność całej populacji próby.

#### 4. RÓWNANIE KONSTYTUTYWNE JAKO OBIEKT STOCHASTYCZNY

Po przeprowadzeniu badań zbiorów wyników traktować można zgodnie z określeniem K. Sobczyka [9] jako obiekt stochastyczny. Po konsultacji z autorem opracowań [6] oraz [13] postanowiono dla potrzeb inżynierskich podzielić zmienne występujące w doświadczeniu na dwie kategorie: zmienne zdeterminowane i niezeterminowane.

Jest to nazewnictwo podobne do przyjmowanym niekiedy podziałem na zmienne stochastycznie niezależne i zależne zgodnie z [8]. Jednak niekiedy oba te pojęcia są mylone i dla przykładu podział na zmienne stochastycznie zależne i niezależne w programie komputerowym „Excel” lub „Mapple” są traktowane tak, jak algebraiczny podział na zmienne zależne i niezależne.

Podobnie z nowo przyjętymi oznaczeniami. Odchylenia punktu uzyskanego z pomiarów od wartości oczekiwanej będą więc liczone w kierunku ortonormalnym do zmiennych zdeterminowanych (wyłącznie losowych). Zakłada się brak błędów pomiarów, a odchylenia powoduje jedynie niejednorodność. Problem ten będzie jeszcze omówiony w punkcie 6 niniejszego opracowania.

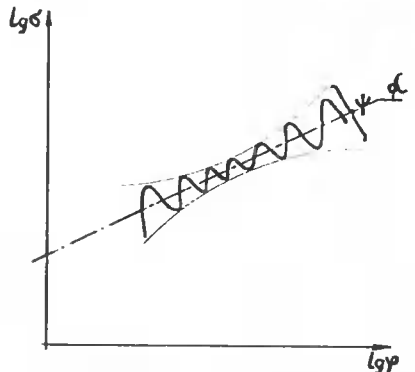
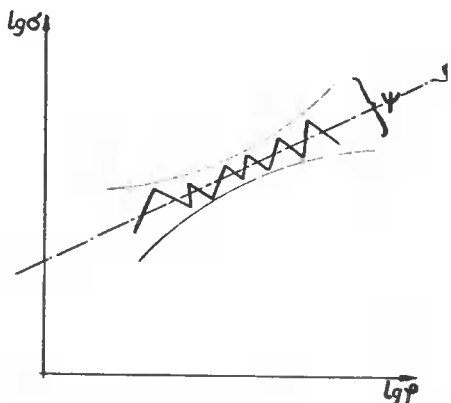


Rys. 7. Różne zdeterminowanie zmiennych i odpowiedzi modelu z uwzględnieniem niejednorodności. Linia przerywana obrazuje przykład informacji o zmiennej niezdeteterminowanej (tej, która nie dotarła do równania konstytutywnego)

Rozdzielenie informacji o przyczynach odchylenia od wartości oczekiwanych wymaga decyzji, którą podejmuje się po wielu symulacjach realizowanych przy różnych założeniach o zdeterminowaniu zmiennych i doskonaleniu techniki pomiarowej. Najogólniej równanie konstytutywne przedstawia rysunek 7. Z rysunku widać, że dla dotarcia do „czystego” równania konstytutywnego znanego z teorii plastyczności należy się przedrzeć przez otoczkę różnych czynników, które deformują odbiór informacji o parametrach stanu. Najlepiej, jeśli błędy pomiaru byłyby w ogóle wyeliminowane.

## 5. TRANSFORMACJE WYNIKÓW DOŚWIADCZENIA

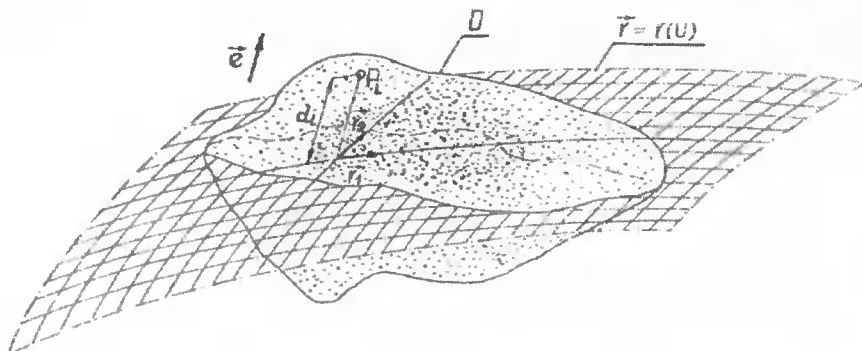
Obok transformacji wyników badań doświadczenia do przestrzeni stochastycznej celem dalszej ich obróbki stosuje się transformację do przestrzeni, w której są uprawnione działania dotyczące obiektów geometrycznych [4]. W szczególności chodzi o takie dobranie wektorów jednostkowych współrzędnych, aby odległość pomiędzy punktami nie zależała od tych wektorów. Dobrym wyjściem byłoby takie dobranie poszczególnych jednostek pomiarowych, aby były one równe odpowiednim błędom pomiaru. Można także poszczególne współrzędne wyrazić przez współrzędne logarytmiczne.



Rys. 8. Pomiary transformowane

Rys. 9. Pomiary ciągłe transformowane

Jest to dodatkową zaletą, ponieważ odkształcenia rzeczywiste we współrzędnych logarytmicznych – zgodnie z pracą [5] – wyrażają zależności liniowe prędkości odkształcenia. Tak więc po dokonaniu niezbędnych transformacji dochodzi się do zbioru punktów, które traktować można jak obiekt geometryczny dający się transformować do pożądanej przestrzeni.

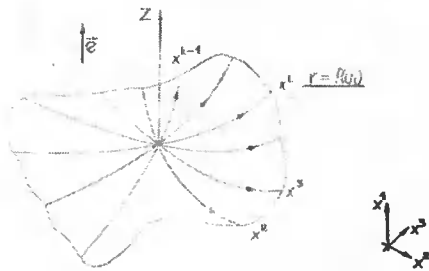


Rys. 9. Doświadczenie jako obiekt geometryczny

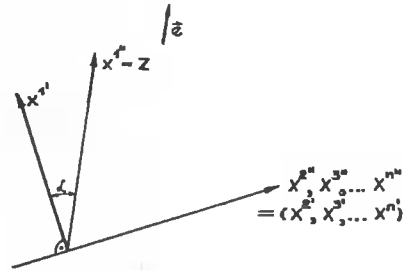
## 6. POWIERZCHNIE CHARAKTERYSTYCZNE

Biorąc pod uwagę przedstawione przesłanki postuluje się włączyć niejednorodność do równania konstytutywnego jako jego integralny element. W tym celu całe doświadczenie po jego zapisaniu w odpowiedniej tabeli transformuje się do przestrzeni, w której każdy punkt posiada współrzędne odpowiadające przyjętym zmiennym zdefiniowanym i niezdefiniowanym. Ten zbiór punktów stanowiący wynik doświadczenia podzielić można na dwoje uogólnioną powierzchnią charakterystyczną. Powierzchnia ta powinna mieć tę właściwość, że suma kwadratów odchyleń od niej stanowi minimum, tak jak to się dzieje przy metodzie najmniejszych kwadratów. Choć na pozór wydaje się to niemożliwe, można transformować doświadczenie do przestrze-

ni normalnej do powierzchni charakterystycznej (podobnie nie znanej jak niewiadoma w równaniu algebraicznym), co obrazuje rysunek 10.

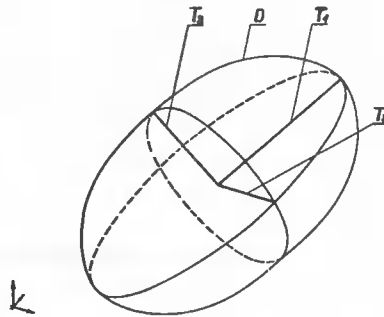


Rys. 10. Odchylenie od powierzchni charakterystycznej



Rys. 11. Określenie kierunku obliczania odchyłań

W tym celu zakłada się kierunek liczenia odchyłań od powierzchni charakterystycznej jako kierunek normalny do wszystkich zmiennych niezdeteterminowanych, co obrazuje kąt  $\alpha$  na rysunku 11. Kąt ten jest tak przyjęty, że wszystkie składowe wektora odchylenia od płaszczyzny charakterystycznej są zerowe względem każdej zmiennej niezdeteterminowanej. Tak więc, odchylenia nie będą liczone w kierunkach zmiennych niezdeteterminowanych. Powierzchnia charakterystyczna może być hiperpłaszczyzną uwzględniając szczególne warunki transformacji, o których mowa w punkcie 5 niniejszego opracowania.



Rys. 12. Uogólniona elipsoida odchyłań pomiarów od powierzchni charakterystycznych (zmiennych niezdeteterminowanych nie zaznaczono)

Tym sposobem dochodzi się do przedstawionej na rysunku 12 uogólnionej elipsoidy odchyłań punktów pomiarowych od różnych hiperpowierzchni (które mogą być hiperpłaszczyznami) charakterystycznych. Elipsoida ta może posłużyć do badania składowych niejednorodności. Natomiast równanie konstytutywne w przestrzeni uogólnionej może przedstawiać hiperpowierzchnię lub hiperlinię (albo prostą przy odpowiedniej transformacji), albo inną figurę trudną do wyobrażenia w przestrzeni uogólnionej zmiennych zdeteterminowanych i niezdeteterminowanych..

## 7. WNIOSEK

Równanie konstytutywne we współrzędnych  $x^l$  w postaci algebraicznej wraz z krzywymi ufności można zapisać wyznacznikiem:

$$\mathbf{K} = \begin{vmatrix} (x^1 - \bar{x}^1) & (R_{11} - T\delta_1^r) & R_{12} & \dots & R_{1k} \\ (x^2 - \bar{x}^2) & R_{21} & (R_{22} - T\delta_2^r) & \dots & R_{2k} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \dots & \vdots \\ (x^k - \bar{x}^k) & R_{k1} & R_{k2} & \dots & (R_{kk} - T\delta_k^r) \\ -\frac{1}{n} & (x^1 - \bar{x}^1) & (x^2 - \bar{x}^2) & \dots & (x^k - \bar{x}^k) \end{vmatrix} = 0$$

Powyższy zapis wykorzystać można do identyfikacji niejednorodności materiału w badaniach nieniszczących zgodnie z publikacją [16].

## LITERATURA

- [1] Klasyfikacja przypadków odkształcania prętów metalowych poddanych działaniu sił rozciągających. Archiwum hutnictwa. T.V (1/1960), IPPT PAN, PWN Kraków, 61.
- [2] Linnik J., 1962: Metoda najmniejszych kwadratów i teoria opracowywania obserwacji (tłumaczenie z rosyjskiego). PWN Warszawa.
- [3] Niezgodziński M.E., 1962: Wpływ wielkości próbki na wytrzymałość na rozciąganie stali niskowęglowych. Archiwum hutnictwa. T.VII (2/1962), IPPT PAN, PWN Kraków, 197.
- [4] Karaśkiewicz E., 1964: Zarys teorii wektorów i tensorów. PWN Warszawa.
- [5] Klepaczek J., 1965: O potęgowej postaci mechanicznego równania stanu z uwzględnieniem temperatury. Rozprawy inżynierskie 3 (13), PAN Warszawa.
- [6] Bobrowski D., 1967: Elementy teorii prawdopodobieństwa w zagadnieniach technicznych. WUPP Poznań.
- [7] Perzyna P., 1966: Termodynamiczna teoria materiałów o własnościach reologicznych. PAN Ossolineum Wrocław-Warszawa-Kraków.
- [8] Draper N.R., Smith H., 1969: Applied regression analysis. John Willey New York-Toronto-London.
- [9] Praca zbiorowa, 1971: Poradnik Inżyniera – Matematyka. Procesy stochastyczne. WNT Warszawa, 1124.
- [10] Perzyna P., Klepaczek J., Bejda J., Nowacki W.K., Wierzbicki T., 1971: Zastosowania lepkoplastyczności. IPPT PAN Jabłonna Ossolineum.
- [11] Koszła B., 1976: Próba określenia równania konstytutywnego czystego tantalu. Rozprawa doktorska, WBM Politechniki Poznańskiej.
- [12] Błażyński T.Z., 1983: Applied Elasto Plasticity of Solids. Macmilan Press London.
- [13] Bobrowski D., 1980: Probabilistyka w zastosowaniach technicznych. WNT Warszawa.

- [14] Kobajashi S., Oh S., Altan T., 1989: Metal forming and the finite element method. Oxford Univ. Press.
- [15] Błażynski T.Z., 1989: Plasticity and modern metal-forming technology. Elsevier Applied Science London-New York.
- [16] Koszła B., 1996: Identyfikacja niejednorodności właściwości materiału w badaniach nieniszczących. Zesz. Nauk. Politechniki Poznańskiej, Mechanika 42, 35-47.

## CONSTITUTIVE EQUATION, ACCOUNTING FOR HETEROGENEITY

### Summary

Material heterogeneity remains an important material property yet generally the experiment results do not account for it. A conventional regression analysis, therefore, supported by a partial correlation only is not sufficient. The present work has made it possible to develop a numerical heterogeneity model.

## INFLUENCE OF LOADING-CYCLE ASYMMETRY ON THE POSITION OF LOW-CYCLE FATIGUE CURVES

Jan Kohout

Department of Physics, Military Technology Faculty, Military Academy in Brno  
Kounicova St. 65, CZ-612 00 Brno, Czech Republic

Increasing values of the parameter of loading-cycle asymmetry cause a shift of fatigue curves towards higher values of fatigue strength, which was quantitatively described by Walker in the high-cycle region. The aim of the presented paper consists in deriving the relations describing the shift of fatigue curves also in the low-cycle region where the shift is usually smaller than that in the high-cycle region and all low-cycle fatigue curves for various parameters of cycle asymmetry converge on the one value of ultimate tensile strength. Two new relations are derived and successfully verified in the paper.

### 1. INTRODUCTION

The asymmetry of loading cycle during fatigue loading can be expressed using the parameter of loading-cycle asymmetry  $R$ , defined by ratio

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

where  $\sigma_{\min}$  is the minimum stress and  $\sigma_{\max} \equiv \sigma_u$  is the maximum or upper stress of loading cycle. It is generally known that fatigue (Wöhler's or S-N) curves shift towards higher values of fatigue strength with increasing values of parameter  $R$ . In the high-cycle region this phenomenon was quantitatively described by Walker [1] introducing so-called effective stress  $\bar{\sigma}$

$$\bar{\sigma} = \sigma_{\max} (1 - R)^m , \quad (2)$$

where exponent  $m$  is a material constant describing the shift of fatigue curves. From geometrical point of view, the result of Walker's approach consists in the fusion of a family of fatigue curves  $\sigma_{\max} = f(N, R)$  for various values of parameter  $R$  into one common fatigue curve  $\bar{\sigma} = f(N)$ . On the contrary, Walker's access can be used for the expression of the dependence of maximum fatigue stress  $\sigma_{\max}$  on parameter  $R$

$$\sigma_{\max}(R) = \frac{\sigma_{\max}(0)}{(1 - R)^m} , \quad \text{or more strictly} \quad \sigma_{\max}(N, R) = \frac{\sigma_{\max}(N, 0)}{(1 - R)^m} , \quad (3)$$

where (0) means zero value of the parameter of loading-cycle asymmetry  $R$ , i.e.  $R = 0$ . Eq. (3) means that the position of a fatigue curve for a chosen value of parameter  $R$  shifts towards stress values  $(1 - R)^{-m}$  times higher with respect to the fatigue curve for  $R = 0$  (i.e. repeated tension). From geometrical point of view, the value of the shift is equal to  $-m \log(1 - R)$  on logarithmic scale of stress.

As mentioned above, Walker's approach can be directly used only in the high-cycle region of fatigue curves. In the low-cycle region the shift is generally lower and the fatigue curves for all values of parameter  $R$  meet in the value of ultimate tensile strength (UTS). The aim of the paper consists in the derivation of a relation describing the dependence of fatigue curve position on the value of parameter  $R$  in the low-cycle region down to UTS.

## 2. WALKER'S APPROACH MODIFIED FOR LOW-CYCLE REGION

For the low-cycle region of fatigue curves the relation introduced by Weibull [2]

$$\sigma(N) = a(N + B)^b \quad (4)$$

is usually used, which is valid for one given value of the parameter of loading-cycle asymmetry  $R$ . In  $\log N - \log \sigma$  fit Eq. (4) represents a line with a horizontal asymptote given by the value of UTS and with an oblique asymptote describing the range of finite lifetime. As their intersection lies in a point with abscissa value  $N = B$  (see [3]), parameter  $B$  describes the position of the bend of curve (4).

Extending the validity of Eq. (4) for various values of parameter  $R$ , all parameters  $a$ ,  $b$ , and  $B$  in this equation are considered to be dependent on the parameter, i.e.

$$\sigma_{\max}(N, R) = a(R)[N + B(R)]^{b(R)}. \quad (5)$$

Substituting this relation into Eq. (3), an equation

$$a(R)[N + B(R)]^{b(R)} = \frac{a(0)[N + B(0)]^{b(0)}}{(1 - R)^m} \quad (6)$$

is obtained, which must be valid in the whole low-cycle region, i.e. both

$$\text{for } N \ll B(R): a(R)B(R)^{b(R)} = a(0)B(0)^{b(0)}(1 - R)^{-m} \quad (7)$$

and

$$\text{for } N \gg B(R): a(R)N^{b(R)} = a(0)N^{b(0)}(1 - R)^{-m}. \quad (8)$$

Considering the validity of Eq. (8) for a relatively wide range of number of cycles, Eqs (7) and (8) can be valid only if

$$a(R) = a(0)(1 - R)^{-m}, \quad b(R) = b(0), \quad \text{and} \quad B(R) = B(0)(1 - R)^{m/b}. \quad (9)$$

As fatigue curves for all values of parameter  $R$  meet in the value of UTS determined by tensile test and the tensile test is usually considered as a fatigue test with half a cycle (sometimes only a quarter of a cycle), relation

$$\text{UTS} \equiv \sigma_1 = \sigma_{\max}(0.5; R) \doteq a(R)[B(R)]^b \quad (10)$$



can be written with respect to inequality  $0.5 \ll B(R)$  which is mostly valid. Using Eqs (9) and (10), Eq. (6) can be written in the resulting form

$$\sigma_{\max}(N, R) = \sigma_1(1 - R)^{-m} [N/B(0) + (1 - R)^{m/b}]^b \quad (11)$$

if the tetrad of parameters  $b$ ,  $B(0)$ ,  $m$ , and  $\sigma_1$  is used and

$$\sigma_{\max}(N, R) = \sigma_1(1 - R)^{-m} [Na(0)^{1/b} \sigma_1^{-1/b} + (1 - R)^{m/b}]^b \quad (12)$$

if the tetrad of parameters  $a(0)$ ,  $b$ ,  $m$ , and  $\sigma_1$  is used. As all regression calculations show that the variance (i.e. the quotient of standard deviation and mean value) of parameter  $a(0)$  is substantially less than the variance of parameter  $B(0)$ , it is better to use Eq. (12).

### 3. VERIFICATION OF DERIVED RELATION

The verification of derived relation (Eqs (11) and (12) represent only different forms of its record) needs the results of fatigue tests performed especially at very low numbers of loading cycles. Having no own results fulfilling this demand, suitable results were found in other person's publications. The results obtained by fatigue tests of VT9 alloy and 15Ch2NMFA steel and published in paper [4] were found and used for the verification.

VT9 alloy is a titanium alloy with UTS equal to 1160 MPa which is used for the production of compressor blades subjected to cyclic loading with alternating sign. 15Ch2NMFA steel is a structural steel with UTS = 760 MPa designed for higher temperatures which is used above all for thick-walled pressure vessels. Their behaviour during cyclic loading is different: VT9 alloy shows cyclic softening but 15Ch2NMFA steel shows cyclic hardening. The choice of these metals with such different fatigue properties allows for studying both specifics and general laws of their behaviour.

Both materials were loaded at five different values of the parameter of loading-cycle asymmetry  $R = 0$  to  $-1$  (repeating tension to symmetrical tension-compression). Specimens of 10 mm in diameter were loaded by triangular cycles with a frequency of 2 cycles per minute at force control (for further specification of tests, see paper [4]).

The results of the titanium alloy are shown in Fig. 1 together with their regression function (12). UTS is plotted for  $N = 0.5$  and all regression curves are drawn down to  $N = 0.3$  to express more explicitly their positions and their slopes near UTS. The family of curves is described with only three parameters  $a(0)$ ,  $b$ , and  $m$  because the value of parameter  $\sigma_1$  is determined by UTS. Considering such low number of regression parameters, the regression can be regarded as very successful.

The results of fatigue tests of the structural steel for higher temperatures are shown in Fig. 2 together with their regression using Eq. (12). At first sight it is clear that the regression is not successful in this case. Notice two of the faults of the fit: the stress values of fatigue stress for value  $R = 0$  of the parameter of asymmetry in the range of  $10$  to  $10^4$  cycles lie deep below corresponding regression line and the regression line for value  $R = -1$  runs deep below UTS. The latter fault is the consequence of unfulfilled inequality  $0.5 \ll B(R)$  whose validity was presumed above. On the other hand, this fault can be formally removed by so-called normalization

$$\sigma_{\max}^{\text{norm}}(N, R) = \frac{\sigma_1}{\sigma_{\max}(0.5; R)} \sigma_{\max}(N, R), \tag{13}$$

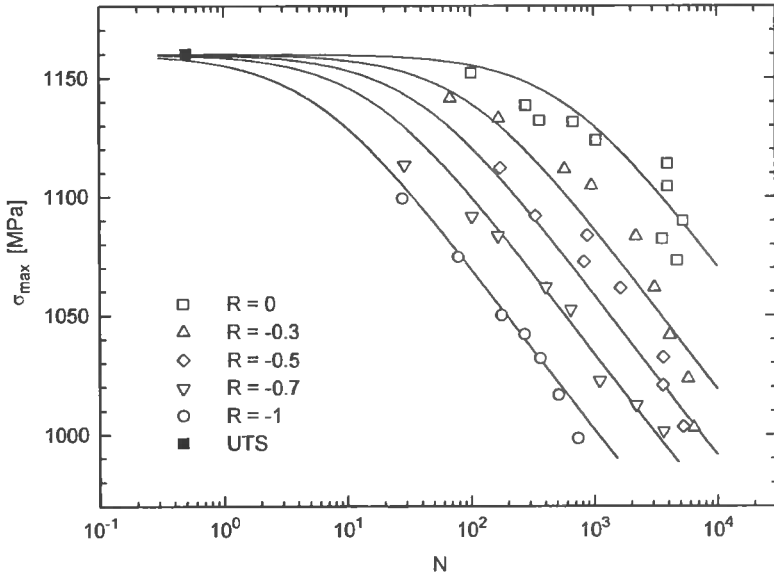


Fig. 1. Results of low-cycle fatigue tests of VT9 titanium alloy [4] for various values of the parameter of loading-cycle asymmetry  $R$  and their regression using Eq. (12)

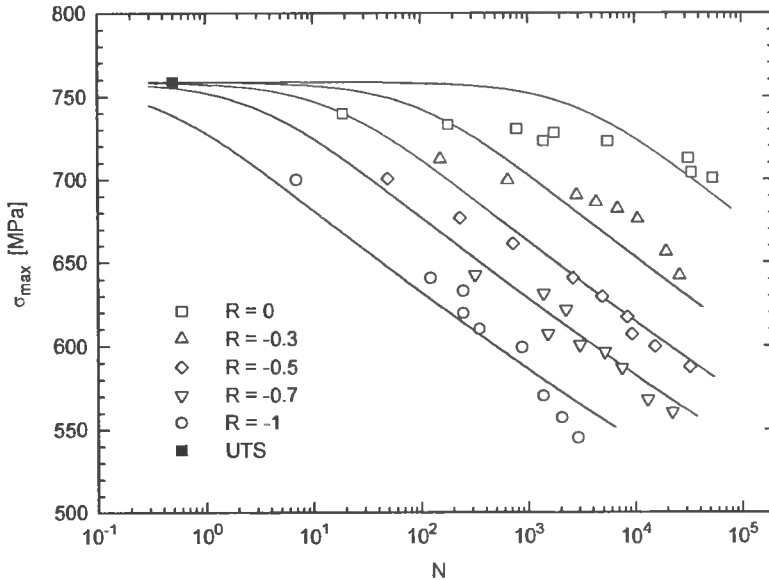


Fig. 2. Results of low-cycle fatigue tests of 15Ch2NMFA structural steel for higher temperatures [4] for various values of the parameter of loading-cycle asymmetry  $R$  and their regression using Eq. (12)

where the right side of Eq. (12) is substituted for  $\sigma_{\max}(N, R)$ . The result of the normalization is that the curves for all values of parameters  $R$  run exactly through UTS. It is not necessary in the case of titanium alloy (see Fig. 1) where the largest deviation from UTS value (see line for  $R = -1$ ) is substantially lower than a typical distance between experimental points and corresponding regression curves. On the other hand, in the case of the structural steel nor normalized regression leads to a better fit (the decrease in squares sum is wholly negligible due to the normalization) and some other relation must be found which is not dependent on the validity of inequality  $0.5 \ll B(R)$ .

#### 4. ANOTHER RELATION AND ITS VERIFICATION

As  $\log N - \log \sigma$  co-ordinates are used, the curves in Fig. 1 fitting the fatigue test results of the titanium alloy can be described as a family of parallel lines which relatively sharply bend (in the range less than two orders of the number of cycles) toward UTS. But the results of the structural steel need less sharp bend in the range of three or even better four orders of the number of cycles. This demand cannot be fulfilled by Eq. (12) and another relation must be found. On the basis of the author's rich experience in phenomenological regression a function of  $\tanh x$  type was chosen for this purpose.

The dependence of fatigue strength on the number of cycles is described by the Basquin function in the range of finite lifetime [2]

$$\sigma(N) = a N^b, \quad (14)$$

which is valid for one chosen value of the parameter of loading-cycle asymmetry  $R$ . The extension of this relation for various values of parameter  $R$  can be done using Walker's approach, i.e. Eq. (3)

$$\sigma_{\max}(N, R) = \frac{a(0)N^b}{(1-R)^m}. \quad (15)$$

This relation is represented by a family of straight lines in  $\log N - \log \sigma$  fit. Now the family must be bent towards UTS which can be done using chosen function  $\tanh x$

$$\sigma_{\max}(N, R) = \sigma_1 \tanh \frac{a(0)N^b}{\sigma_1(1-R)^m}. \quad (16)$$

In the dependence on the value of the argument in this relation it can convert into Eq. (15) for arguments substantially less than 1 or it converts into simple relation  $\sigma_{\max}(N, R) = \sigma_1$  (i.e. UTS) for arguments substantially greater than 1, in agreement with the intention.

The fit of the data of the structural steel using Eq. (16) is drawn in Fig. 3. Although the fit is better than all the previous fits (see Fig. 2 and the fit with the normalization, which was not drawn), the regression curves for the values of parameter  $R = -0.7$  and  $-1$  run far below UTS. But this fault of fit can be removed by normalization (13), see Fig. 4. In this case the fit can be considered to be successful.

Now a quite natural question appears whether the fit with Eq. (16) and the normalization is suitable for the titanium alloy, too. A positive answer is given by regression calculations and their drawings (not presented in the paper) not only for normalized, but also for non-normalized fit.

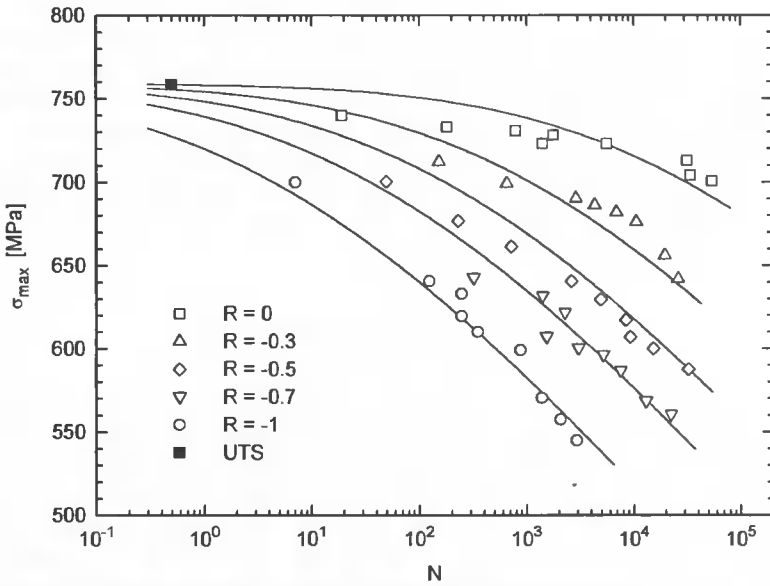


Fig. 3. Results of low-cycle fatigue tests of 15Ch2NMFA structural steel [4] for various values of parameter R and their regression using Eq. (16).

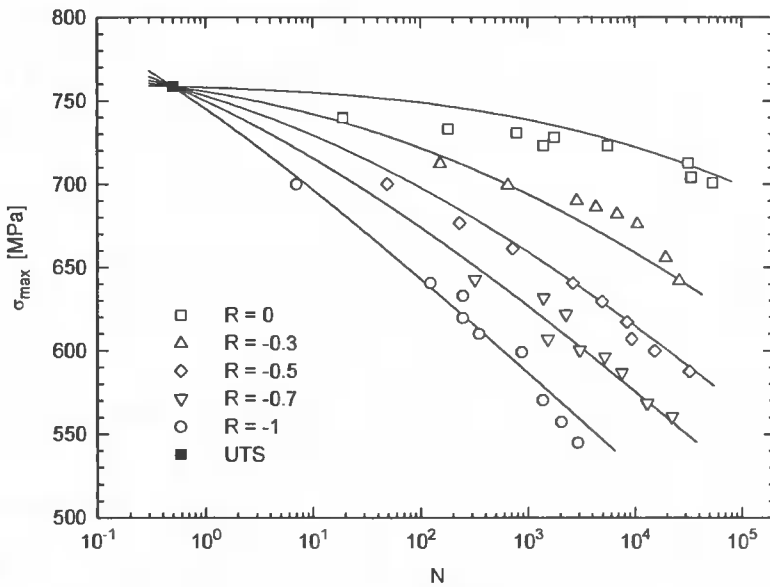


Fig. 4. Results of low-cycle fatigue tests of 15Ch2NMFA structural steel [4] for various values of parameter R and their regression using Eq. (16) together with normalization (13) which arranges running all curves through UTS.

## 5. DISCUSSION

### 5.1. Universality of tanh x function supplied by normalization

The fit of the titanium alloy is practically independent of the regression function no matter if the normalization is used or not. This is the case when inequality  $0.5 \ll B(R)$  is fulfilled and the linear extrapolations of the fatigue data covering the range of finite lifetime run high above UTS. This shape of fatigue curves is typical for materials with cyclic softening (and sometimes with weak cyclic hardening, too).

On the other hand, the fit of fatigue test results of the structural steel can be done successfully only if tanh x type of regression function is used together with the normalization. In this case inequality  $0.5 \ll B(R)$  is not fulfilled and the linear extrapolations of the fatigue data covering the range of finite lifetime run near UTS. This shape of fatigue curves is typical for material with considerable cyclic hardening.

From the point of view of phenomenological fit, interpolation, prediction etc., the function of tanh x type seems to be an universal regression function for different experimental results of fatigue tests covering the range of finite lifetime down to UTS no matter if the studied material shows cyclic hardening or softening.

### 5.2. Limitations of tanh x function

While function (12) derived on the basis of the Weibull relation expresses certain continuity with the function describing fatigue crack growth curves, for the regression function of tanh x type, see Eq. (16), this continuity is lost as it will be shown below.

Fatigue crack growth curve is usually described by the Paris law in the region far from threshold and critical regions. The extension of the Paris law for various values of the parameter of loading-cycle asymmetry  $R$  can be also done on the basis of Walker's approach [5]. In this extension exponent  $\gamma$  occurs which fulfils together with exponent  $m$  in Eq. (3) relation  $\gamma = 1 - m$ . As the fatigue curves are shifted towards higher stresses and fatigue crack growth curves are shifted towards higher growth rates (only a range of  $-\infty < R < 1$  is considered), parameters  $m$  i  $\gamma$  can have only positive values. Both together means that  $0 < m < 1$  and  $0 < \gamma < 1$ . But in contrast to these conditions some values of parameter  $m$  greater than 1 were obtained for the regression of the results of structural steel when the regression functions of tanh x type are used: in case without the normalization only slightly higher but in case with the normalization - quite substantially higher than 1. It means that regression function (16) can be used only for a phenomenological description of fatigue curves and the value of parameter  $m$  determined by the fit using this regression function is inapplicable in the description of fatigue crack growth.

## 6. CONCLUSIONS

On the basis of presented derivations, regression results and general considerations, the following conclusions can be drawn:

1. For materials whose linear extrapolations of fatigue curves from the range of finite lifetime run high above UTS value, the dependence of fatigue strength on the number of cycles and the parameter of loading-cycle asymmetry can be described by the equations derived on the basis of the Weibull relation for fatigue curves with one value of asymmetry parameter and modified Walker's approach embracing the influence of cycle asymmetry. These materials usually show cyclic softening.
2. For materials whose linear extrapolations of fatigue curves from the range of finite lifetime run near UTS value, the dependence of fatigue strength on the number of cycles and asymmetry parameter can be described by the equations derived on the basis of the Basquin relation for one value of asymmetry parameter, Walker's approach and the function of  $\tanh x$  type bending the curves towards UTS. Mostly the normalization must be used to arrange running all curves through UTS. These materials usually show cyclic hardening. But this description is applicable also for softening materials and then the normalization is usually unnecessary.
3. The values of parameter  $m$  describing the shift of fatigue curves with varying parameter of loading-cycle asymmetry can be determined in coherence with the values of parameter  $\gamma$  describing the shift of fatigue crack growth curves only if the regression function presented in item 1 is used (not in the case of the regression function from item 2).
4. The regression function based on the function of  $\tanh x$  type is a universal function which can be used for phenomenological fit, interpolation, prediction etc. of low-cycle fatigue curves of all types of materials. On the other hand, the other regression function with less universality has a direct connection with the description of fatigue crack growth.

#### ACKNOWLEDGEMENT

Financial support of the Ministry of Defence of the Czech Republic within project MO 83171199106 is gratefully acknowledged.

#### REFERENCES

- [1] Walker K., 1970: The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminium. In: *Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life*, ASTM STP 462, American Society for Testing and Materials, 1-14.
- [2] Weibull W., 1961: *Fatigue Testing and Analysis of Results*. Pergamon Press London (Russian translation: Moscow, Mashinostroenie 1964).
- [3] Kohout J., Věchet S., 2001: A new function for description of fatigue curves and its multiple merits. *International Journal of Fatigue* 2 (23), 175-183.
- [4] Troshkhenko V.T., Strizhalo V.A., Sinjavskij D.P., Ivakhnenko V.V., 1982: About the influence of the parameter of loading-cycle asymmetry on the progress of fatigue and quasi-static failure at low-cycle loading. *Problemy prochnosti* 3, 14-21 (in Russian)
- [5] Kohout J., 1999: A new function describing fatigue crack growth curves. *International Journal of Fatigue* 8 (21), 813-821.

## UDZIAŁ ELASTOMERU POLIETYLENOWEGO W KSZTAŁTOWANIU MIKROSTRUKTURY POLIACETALU

Wiesław Dziadur

Politechnika Krakowska. Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
Al. Jana Pawła II 37, 30-864 Kraków

Celem niniejszej pracy było poznanie wpływu modyfikacji za pomocą elastomeru E/VA (typu Elvax) na cechy mikrostruktury poliacetalu. Zbadano wpływ różnych ilości Elvaxu (10 do 30 %), zarówno na jakościowe, jak i ilościowe zmiany mikrostruktury badanego polimeru. Badania te przeprowadzono na zgładach, jaki przełomach poliacetalu, otrzymanych w temperaturach ciekłego azotu.

### 1. WPROWADZENIE

Korzystne własności mechaniczne i technologiczne szeregu polimerów można dodatkowo optymalizować za pomocą modyfikacji ich mikrostruktury (tzw. modyfikacji fizycznej). Ten sposób postępowania pozwala – szczególnie w przypadku polimerów o dużym stopniu krystaliczności – nadawać im pożądane własności mechaniczne w szerokim zakresie temperatur (głównie dotyczy to ich ciągliwości i odporności na kruche pękanie), dokładne odtworzenie kształtów i zapewnienie wymiarów, jak i zachowanie ich stałości.

Poliacetal (POM) znalazł szerokie zastosowanie jako tworzywo konstrukcyjne wybranych elementów maszyn i urządzeń (np. armatura, wirniki pomp i wentylatorów, koła zębate itp.), dzięki odpowiednim jego własnościom mechanicznym, które to są odzwierciedleniem cech mikrostruktury, w szczególności wysokiego stopnia krystaliczności (sięgającego 70 %). Stwierdzono, że modyfikacja POM za pomocą termoplastycznych elastomerów oddziałuje na jego własności mechaniczne w sposób charakterystyczny dla plastyfikatorów słabo homogenizujących z polimerem bazowym. Wpływ ten często objawia się nieznacznym spadkiem własności mechanicznych modyfikowanego tworzywa. Jest to na ogół spowodowane tym, że modyfikator – w wyniku słabej jego rozpuszczalności – nie zmienia w sposób istotny morfologii agregatów krystaliczności polimeru bazowego lub wywołuje międzypaczkową jego plastyfikację. W ostatnim przypadku plastyfikator wydziela się w postaci cząstek odrębnej fazy o małej adhezji obu składników. Wymienione wyżej zjawiska na ogół powodują wspomniany wcześniej spadek własności mechanicznych POM [1÷5]. Mimo tego niekorzystnego efektu POM jest często modyfikowany za pomocą termoplastycznych elastomerów lub tworzyw konstrukcyjnych o wysokiej podatności i odkształcalności. Powodem takiej modyfikacji POM są najczęściej: poprawa własności ślizgowych, podwyższenie podat-

ności w zakresie quasisprężystym, zwiększenie zdolności do lekkosprężystego rozpraszania energii oraz polepszenie zdolności przetwórczych oryginalnego polimeru [6].

Celem niniejszej pracy jest poznanie wpływu działania kopolimeru E/VA – typu Elvax – na zmiany jakościowe i ilościowe mikrostruktury modyfikowanego POM, ze szczególnym uwzględnieniem dyspersji modyfikatora.

## 2. ZAKRES I METODYKA BADAŃ

Do badań jako bazowe tworzywo użyto poliacetal o odmianie handlowej Tarnoform 300, produkowany w Zakładach Azotowych w Tarnowie.

Kształtki próbek przeznaczonych do badań, otrzymano przez wtryskiwanie – w Katedrze Mechaniki Doświadczalnej i Biomechaniki Politechniki Krakowskiej – z tworzyw dziewiczych oraz modyfikowanych kopolimerem E/VA typu Elvax. Próbkę tworzyw modyfikowanych wtryskiwano z granulatów mieszanin. Mieszaniny te otrzymywano wcześniej w wyniku wytlączania zmieszanych granulatów Elvaxu oraz tworzyw bazowych.

Zgodnie z przyjętym celem pracy zakres badań obejmował ocenę mikrostruktury badanych tworzyw, oryginalnych jak i modyfikowanych. Badania mikrostrukturalne przeprowadzono na zglądach poprzecznych (do osi wtryskiwania) oraz na przelomach, uzyskanych w temperaturze ciekłego azotu (oznaczane w tekście jako przelom N<sub>2</sub>).

Mając na uwadze poważne trudności z przygotowaniem zglądów z badanych tworzyw opracowano – wzorując się na technikach stosowanych w metalografii, specjalną metodykę ich przygotowywania, pozwalającą na maksymalną eliminację artefaktów [1]. W celu ujawnienia mikrostruktury badanych tworzyw, przeprowadzono proces ich trawienia w stężonym HNO<sub>3</sub> (przez okres od kilku do kilkunastu minut – w zależności od ilości zastosowanego modyfikatora).

Tak otrzymane zglądy oraz ww. przelomy, po uprzednim napyleniu ich warstwami węgla i złota, obserwowano za pomocą mikroskopu skaningowego Tesla BS300 (prod. czeskiej). Do tworzenia kontrastu obrazów skaningowych, wykorzystywano sygnał elektronów wtórnych.

Ocenę jakościową mikrostruktury analizowanych tworzyw przeprowadzono w zakresie powiększeń mikroskopu od 500 do 10000x, dokonując jednocześnie rejestracji fotograficznej typowych jej cech. Na podstawie przeprowadzonych badań, stwierdzono m. in., występowanie – w każdym przypadku modyfikacji – modyfikatora jako oddzielnej fazy.

Ocenę ilościową modyfikatora – z uwagi na drobnodyspersyjność i słaby kontrast zglądów (obserwowanych za pomocą mikroskopu optycznego jak i skaningowego) wykonano na przelomach uzyskanych w ciekłym azocie wg metodyki opisanej w pracy [4]. Do ilościowej oceny efektów modyfikacji struktur poliacetalu, zastosowano metodę liniową [7]. Oznaczano takie cechy zbiorowe modyfikatora, jak: ułamek objętościowy  $V_v$ , liczbę jego cząstek na jednostkę powierzchni –  $N_A$  oraz cechę lokalną w postaci średniej cięciwy –  $l_{sr}$ .

Celem pełniejszego poznania udziału zastosowanego modyfikatora w kształtowaniu mikrostruktury POM, wprowadzono zespół dodatkowych wskaźników:



$$V_z = \frac{g_z \cdot \rho_p}{\rho_c + g_z \cdot (\rho_p - \rho_c)} \quad (1)$$

$$X_d = \frac{V_v}{V_z} \quad (2)$$

$$X_1 = 1 - X_d \quad (3)$$

gdzie:

- $V_z$  - zadany udział objętościowy modyfikatora,
- $g_z$  - zadany udział masowy modyfikatora (przy tworzeniu mieszaniny),
- $\rho_p, \rho_c$  - odpowiednio gęstość POM i Elvaxu,
- $V_v$  - udział objętościowy fazy zdyspergowanej modyfikatora (oznaczona stereologicznie),
- $X_d$  - wskaźnik dyspersji modyfikatora w osnowie POM,
- $X_1$  - wskaźnik „rozpuszczalności” modyfikatora (w osnowie lub wydzie leniach submikroskopowych fazy zhomogenizowanej modyfikatora).

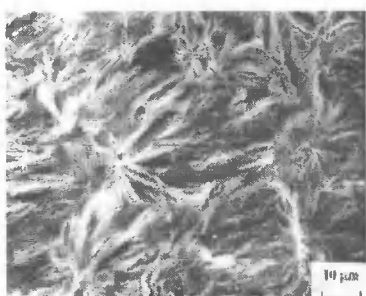
Dodatkowo przeprowadzone badania rentgenograficzne – na dyfraktometrze typu TUR M 62 – nie wykazały istotnych różnic w nadmolekularnej budowie tworzywa niemodyfikowanego, jak i próbek tworzywa poddanych opisanym uprzednio procesom modyfikacji.

### 3. WYNIKI BADAŃ

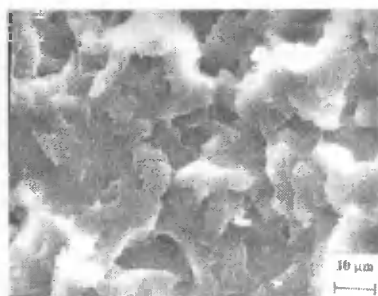
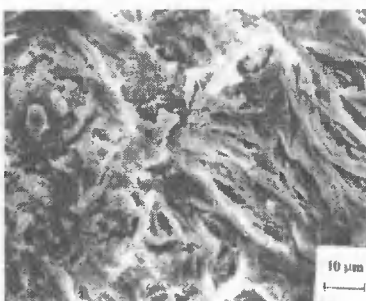
Przeprowadzona analiza jakościowa mikrostruktury bazowego POM potwierdza fakt, że jest to polimer o wysokim stopniu krystaliczności (rys.1 i 2). Podstawowymi elementami jego mikrostruktury są gruboziarniste agregaty krystaliczne – sferolity, których rozgałęzienia wypełnione są fazą amorficzną (rys.1). Przełomy niemodyfikowanego POM wyraźnie ujawniają warstwową ich budowę, co potwierdza ustalony pogląd, że są one zbudowane z płaskich, lamelarnie ułożonych elementów zwanych fibrylami (rys.2).

Obrazy mikrostruktury POM z dodatkiem E/VA wskazują, że te polimery ulegają homogenizacji się tylko w ograniczonym stopniu. Zdyspergowana faza modyfikatora ujawnia się w postaci sferoidopodobnych oraz wydłużonych cząstek. Obserwowane typowe postacie pojedynczych wydzielen E/VA przedstawiono na rysunkach 3÷6.

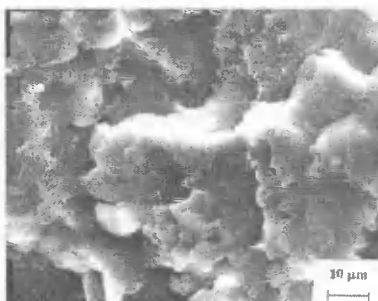
Opisane powyżej cechy badanych mikrostruktur świadczą o tym, że zastosowany modyfikator powoduje głównie tzw. zewnątrzpaczkową plastyfikację POM z pewnymi efektami plastyfikacji wewnątrzpaczkowej. Oznacza to, że część plastyfikatora wydziela się w postaci oddzielnej fazy o wyraźnie zaznaczonych powierzchniach granicznych, a część lokalizuje się w mikroobszarach pomiędzy agregatami krystaliczności POM.



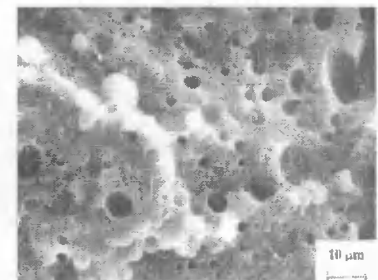
Rys. 1. POM niemodyfikowany, zgład

Rys. 2. POM niemodyfikowany, przełom N<sub>2</sub>

Rys. 3. POM + 10% E/VA, zgład

Rys. 4. POM + 10% E/VA, przełom N<sub>2</sub>

Rys. 5. POM + 30% E/VA, zgład

Rys. 6. POM+30% E/VA, przełom N<sub>2</sub>

Ilościowe wyniki obecności i stopnia zdyspersgowania plastyfikatora oznaczone – dla poszczególnej modyfikacji – metodami stereologicznymi przedstawiono w tabeli 1.

Tabela 1. Wyniki oznaczanych parametrów stereologicznych POM modyfikowanego Elvaxem

Tworzywo	$V_v, \%$	$l_{sr}, \text{mm} \cdot 10^{-3}$	$N_A, \text{mm}^{-2}$
POM+10 % E/VA	1,81	1,076	10023
POM+20 % E/VA	5,43	1,273	19527
POM+30 % E/VA	11,88	2,418	17218

Najbardziej istotne kontrowersje i spostrzeżenia dotyczą ułamka objętościowego modyfikatora  $V_v$ , czyli objętościowego udziału Elvaxu w polimerowej osnowie, wyznaczonego stereologicznie. Poprawna interpretacja tego parametru, wymaga przeanalizowania zespołu ww. wskaźników (równania 1 do 3), których wartości zebrano w tabeli 2.

Tabela 2. Zestawienie wskaźników udziału fazy Elwaxu w strukturze POM

Lp.	$g_{z_2}$ %	$V_{z_2}$ %	$V_{v_2}$ %	$X_d$	$X_l$
1	10	13,7	1,81	0,138	0,862
2	20	26,3	5,43	0,206	0,794
3	30	38	11,88	0,313	0,687

Najważniejsze spostrzeżenie, jakie wynika z zestawień – przedstawionych w tabeli 1 i 2 - dotyczy faktu, że oznaczany stereologicznie ułamek objętościowy udziału E/VA osiąga wartości od 14 % do 31 % jego wskaźnika zadanego udziału objętościowego  $V_{z_2}$ . Wynika stąd wniosek, że tylko mniejsza część plastyfikatora wytrąca się w postaci obserwowanych ziarnopodobnych wtrąceń, czyli ulega zdyspergowaniu w matrycy POM. Pozostała część wprowadzonego plastyfikatora ulega rozprowadzeniu w postaci płaskich mikroobszarów, trudno wykrywalnych mikroskopowo. Za potwierdzeniem przyjętej hipotezy przemawia fakt, że mikrowarstwy E/VA wydzielają się również na powierzchni próbek, których przełomy przy rozciąganiu również wykazują efekt rozwarstwiania się. Wzmiankowany efekt można nazwać plastyfikacją mikrowarstwową albo lameryzacją fazy plastyfikatora – w odróżnieniu do mikrowtrąceń ziarnistych (obserwowanych na rys. 3÷6), uzyskiwanych w wyniku tzw. plastyfikacji dyspersyjnej.

Z przeprowadzonych pomiarów ilościowych można dodatkowo wnioskować, że przy niższych zawartościach omawianego plastyfikatora obserwuje się jego dążenie do lameryzacji (niska wartość współczynników  $X_d$  i  $X_l$ ) oraz występuje mała liczba wydzieleń ( $N_A$ ) o niskich rozmiarach ( $l_{sp}$ ). Wraz z wzrastającą ilością plastyfikatora, naturalna jego skłonność do tworzenia mikrowarstw jest hamowana przez efekt jego plastyfikacji wzrastającą liczbę dyspersyjnych cząstek o wzrastających rozmiarach. Prezentowane dane na rysunkach 2÷6 wskazują ponadto, że wzrastającemu udziałowi E/VA towarzyszy spadek wymiarów sferolitów osnowy POM, w wyniku zmniejszania się ich lamelarnych elementów (fibryli). Potwierdza to uprzednio opisaną zdolność omawianego plastyfikatora do powlekania E/VA ziarn krystaliczności mikrowarstwami, utrudniając w ten sposób ich rozrost, przyczyniając się w ten sposób do wzrostu drobnodypersyjności sferolitów w osnowie POM.

## LITERATURA

- [1] Dziadur W., Kuciel S., Litak A., Tomaszewska V., 1997: Zmiany mikrostruktury PA6 i POM w wyniku modyfikacji jonomerem kopolimeru etylenu. Mat. VIII Seminarium „Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn”, Politechnika Krakowska, październik 2-4, 160.
- [2] Dziadur W., Litak A., 1998: Wpływ jonomerycznego kopolimeru na strukturę krystaliczną i własności mechaniczne poliacetalu. Inżynieria Materiałowa XIX (4), 946.
- [3] Dziadur W., Litak A., 1998: Efekty modyfikacji poliacetalu kopolimerem etylenu. Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy, Mechanika 43, 15.
- [4] Dziadur W., Litak A., 2000: Mikrostruktura poliacetalu modyfikowanego elastomerem polietylenowym. Mat. IX Seminarium „Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn”, Politechnika Krakowska, wrzesień 27-29, 85.

- [5] Dziadur W.: The effect of some elastomers on the structures and mechanical properties of polyoxymethylene. *Materials Characterization* (w druku).
- [6] Szlezyngier W., 1996: *Tworzywa sztuczne*. Oficyna Wyd. Politechniki Rzeszowskiej.
- [7] Ryś J., 1995: *Stereologia materiałów*. Fotobit Design Kraków.

## ROLE OF POLYETHYLENE ELASTOMER ON THE STRUCTURE OF THE POLYOXYMETHYLENE

### Summary

The aim of this paper was to define an effect of the polyethylene elastomer on microstructural polyoxymethylene changes. Ethylene copolymer vinyl acetate (E/VA, type Elvax) at concentrations from 10 % to 30 % was used to modify the base polymer. The analysis conducted covered an impact of this modifier on quantitative and qualitative microstructural changes of stereological POM features.

## PEŁNY JEDNOKROTNY RECYKLING FOLII PE-LD I ICH WŁASNOŚCI MATERIAŁOWE

Ryszard Konieczka, Sławomir Miszewski\*

Akademia Techniczno-Rolnicza  
Katedra Maszyn Spożywczych i Ochrony Środowiska  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

\*Instytut Przetwórstwa Tworzyw Sztucznych METALCHEM  
ul. M. Skłodowskiej-Curie 55, 87-100 Toruń

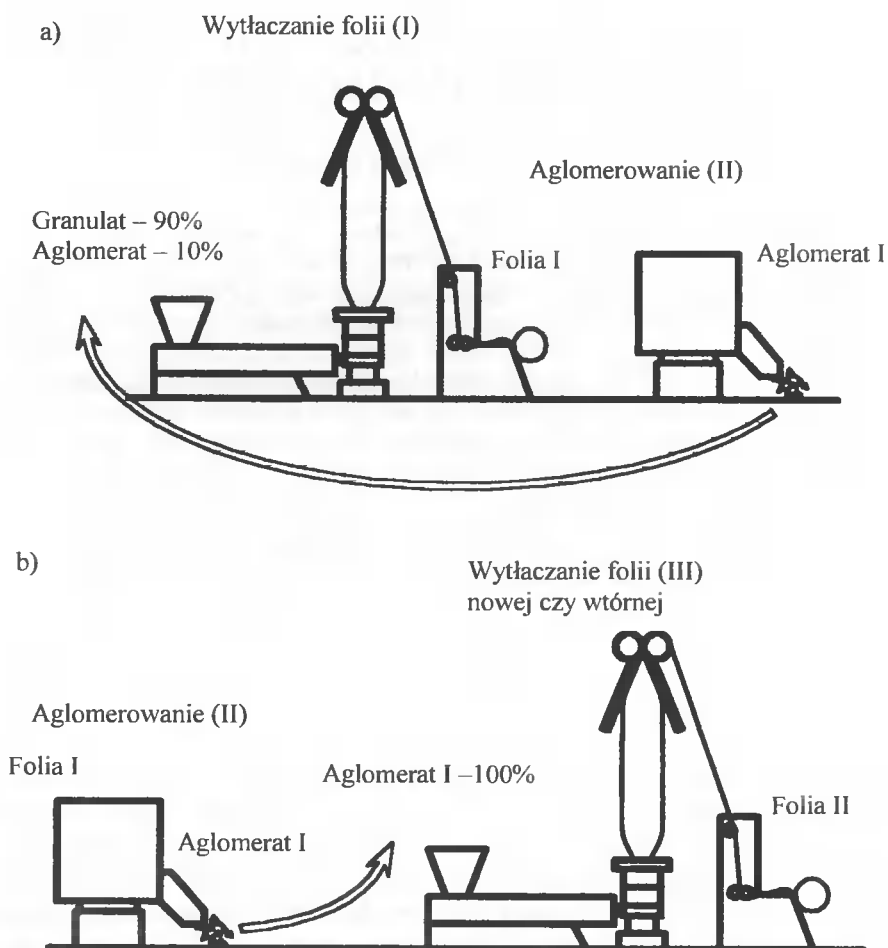
Zużyte folie z PE-LD stanowią istotną część odpadów tworzyw sztucznych. Pomimo to ich utylizacja jest niedostateczna, jeśli chodzi o potrzeby ochrony środowiska. Dzieje się tak dlatego, że recyklaty tych folii wykorzystane są w tradycyjnych procesach produkcji nowych wytworów, zaledwie w kilkunastu procentach. Celowe było więc podjęcie badań nad zwiększeniem udziału recyklatów w nowo produkowanych foliach. W badaniach tych porównano własności materiałowe folii pierwotnych wytworzonych z nowego granulatu PE-LD – z własnościami materiałowymi folii wtórnych – wytworzonych w 100 % z recyklatów ww. folii pierwotnych.

### 1. WPROWADZENIE

Zużyte folie wytwarzane z PE-LD, poddawane są w niezadowalającym stopniu procesom materiałowego recyklingu [1, 2, 3]. Przyczyną tego wydaje się być m.in. fakt, że recyklat (tworzywo wtórne) pozyskiwany z utylizowanych folii, ulega degradacji w procesach recyklingu [4]. W rozprawie [3] zwrócono jednak uwagę na fakt, że standardowe procesy recyklingu folii, mogą być prowadzone różnymi sposobami. Zauważono także, że materiał tworzywowy (wtórny), pozyskany z folii PE-LD poddawanych „niskotemperaturowym” procesom recyklingu (np. w warunkach stosowania metody aglomerowania cyklicznego folii), teoretycznie powinien ulegać mniejszej degradacji niż ten, który został poddany „wysokotemperaturowemu” procesowi ślimakowego regranulowania [3,4]. Jeśli to spostrzeżenie jest zasadne, to implikuje ono potrzebę zwerifikowania zasadności tezy o treści następującej:

**„Recykling „jednorazowych” opakowań z folii PE-LD, realizowany przez racjonalnie prowadzone procesy ich aglomerowania cyklicznego, pozwoli na wytworzenie z pozyskanych recyklatów tych folii utylitarnie przydatnych wtórnych folii opakowaniowych”.**

## 2. SPOSÓB REALIZACJI BADAŃ DOŚWIADCZALNYCH WERYFIKUJĄCYCH TEZĘ OPRACOWANIA



Rys. 1. Wytwarzanie folii metodą wytłaczania z rodmuchiwaniami oraz aglomerowaniuacyklicznego: a) tradycyjny sposób wykorzystania recyklatów z folii użytkowych (10% aglomeratu, 90% granulatu (pierwotnego tworzywa)). b) wytwarzanie nowej folii z recyklatu folii pierwotnej; wytworzenie folii z 100% aglomeratu uzyskanego z folii 130 pierwotnej

Sposób realizacji badań doświadczalnych, które zweryfikować miały tezę niniejszego opracowania, przedstawiono w oparciu o schematyczny rysunek 1.

Analizując ogół informacji zawartych na tym rysunku zauważyć można, że na określonych maszynach skompletowanych ze standardowych maszyn „stanowiska” badawczego prowadzono kolejno trzy (I, II, III) procesy przetwórcze. I tak:

- I. Z nowego granulatu (tzw. tworzywa pierwotnego) wytworzono folię pierwotną z PE-LD, metodą wytłaczania ślimakowego z rozdmuchiowaniem.
- II. Następnie folie wytworzone w procesie I, poddano procesowi aglomerowania cyklicznego otrzymując recyklat w postaci aglomeratu (pozyskano więc tzw. tworzywo wtórne).
- III. Z wytworzonego aglomeratu folii (tworzywa wtórnego) ponownie wytwarzano metodą wytłaczania ślimakowego z rozdmuchiowaniem folię (nową czy wtórną?).

Badania przeprowadzono przy użyciu zestawu standardowych maszyn: wytwarzanie folii metodą wytłaczania z rozdmuchiowaniem – linia foliowa W25; aglomerowanie cykliczne – urządzenie aglomerujące AZ 800.

Tak więc realizując trzy ww. procesy przetwórcze, wyprodukowano dwa rodzaje folii PE-LD, a mianowicie:

folię pierwotną (Folia I) wytworzoną z standardowego, pierwotnego granulatu,

folię wtórną (Folia II), wytworzoną z recyklatów pierwotnych folii, w postaci aglomeratu.

Folie te z założenia wykonywano przy tych samych parametrach wytworzenia oraz jako produkt o tych samych wymiarach. Porównanie standardowych własności materiałowych ww. folii odpowiadało na pytanie, w jakim stopniu realizacja procesów jednokrotnego, pełnego recyklingu folii PE-LD spowoduje zmianę ich własności użytkowych. Własności porównywane [5]:

wytrzymałość na zrywanie folii wg PN-81/C-89092 [6] (wykonywano je na maszynie TIRATEST 2160),

opór przedarcia folii wg PN-76/O-79120 [7] (wykonywano je na przyrządzie ELMENDORF PRO TEAR 60-2200),

wytrzymałość folii na uderzenie spadającego grota wg PN-72/C-89096 (wykonywano je na stanowisku badawczym wg normy).

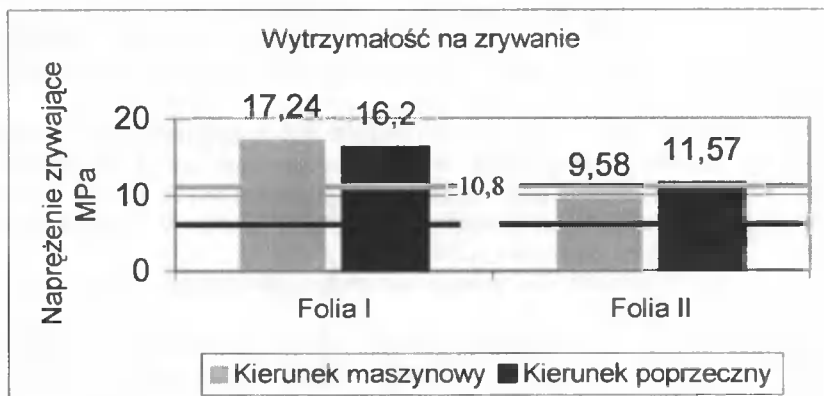
### 3. PORÓWNANIE WŁASNOŚCI MATERIAŁOWYCH FOLII WYTWORZONYCH W CAŁOŚCI Z PIERWOTNEGO PE-LD I Z ICH AGLOMERATÓW

Porównanie wybranych własności materiałowych folii wytworzonych z pierwotnego i wtórnego PE-LD przeprowadzono zestawiając je na jednym rysunku (rys.2). Wyniki odniesiono (tam gdzie było to możliwe) do odpowiednich norm [5]. Ułatwia to, zdaniem autorów, odniesienie uzyskanych rezultatów badań do treści tezy niniejszego opracowania.

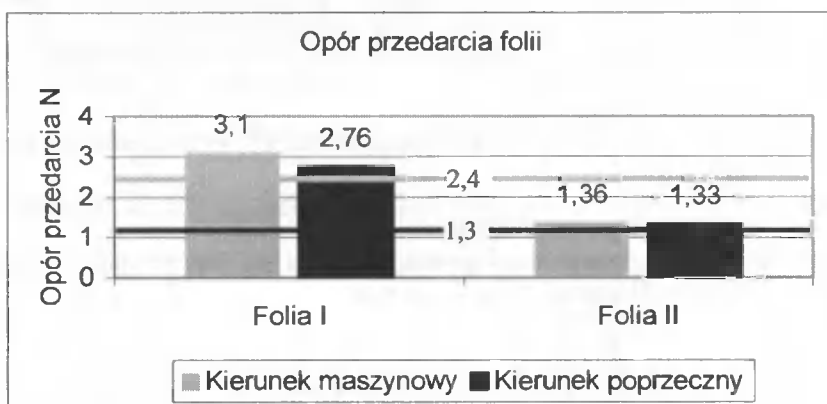
Przedstawione wykresy (rys.2.) obrazują otrzymane wyniki badań. Linie poziome / naniesionymi wartościami podają wymagania fizyko mechaniczne stawiane foliom opakowaniowym gatunku II [5].

Analizując uzyskane wyniki badań wykazano, że w obecnym stanie naszej techniki można z samych tylko recyklatów folii PE-LD (i to na standardowych maszynach do ich produkcji) wyprodukować folię o pewnych własnościach materiałowych.

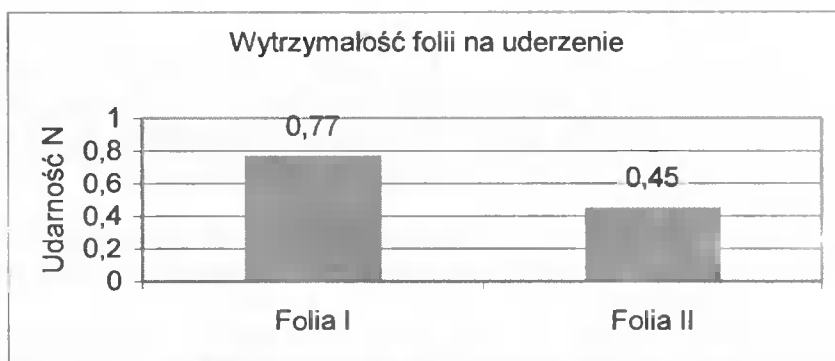
a)



b)



c)



Rys. 2. Porównanie własności materiałowych folii PE-LD wytworzonych w 100 % z tworzyw pierwotnego i wtórnego. Linie poziome oznaczają wymagania podane przez normę dla folii „Gatunek II” [5]. Folia I - wytworzona z nowego granulatu, Folia II - folia wtórna, wytworzona z 100% recyklatów folii pierwotnych



Wydaje się, że folie te, o gorszych w stosunku do folii pierwotnych parametrach mogą jednak spełniać dalej funkcję opakowań (np. jako worki na ziemię ogrodniczą, worki do nawozów, worki na śmieci, worki do pakowania opakowań lekkich). Reasumując można przyjąć, że teza niniejszego opracowania została w zasadniczym swym postulatcie zweryfikowana w sposób pozytywny. Ostateczna weryfikacja tej tezy wymaga jednak realizacji pogłębionych badań nad podjętym w opracowaniu zagadnieniem.

#### 4. KIERUNKI PRZYSZŁYCH, NAJPILNIEJSZYCH BADAŃ

Odnosząc się do uzyskanych wyników badań i uwzględniając wciąż rosnące potrzeby ochrony środowiska wydaje się być celowe ich kontynuowanie. Badania te powinny mieć charakter kompleksowy i usystematyzowany. Powinny w szczególności dotyczyć:

- badań nad jakością wytwarzanych aglomeratów folii,
- badań nad optymalizacją procesów wytwarzania folii (różnych gatunków) z ich aglomeratów,
- badań nad ideą wielokrotnego, pełnego recyklingu folii (różnych gatunków).

#### LITERATURA

- [1] Bieliński M., 1992: Podstawy i badanie podatności termoplastycznych tworzyw wtórnych na wybrane procesy przetwórstwa. Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy, Rozprawy 48.
- [2] Kapko J., 1981: Odpadowe tworzywa sztuczne jako problem energetyczny i ekologiczny. Polimery 5 (18).
- [3] Konieczka R., 1996: Podstawy mechanicznych procesów recyrkulacji folii z polietylenu małej gęstości. Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy, Rozprawy 74.
- [4] Sikora R., 1982: Rozszerzony model matematyczny recyklingu. Polimery 27 (221).
- [5] PN-C-89258-2. Tworzywa sztuczne. Folie opakowaniowe. Folia z polietylenu małej gęstości.
- [6] PN-C-89092:1981(PN-81/C-89092). Oznaczenie cech wytrzymałościowych przy statycznym rozciąganiu.
- [7] PN-0-79120:1976 (PN-76/O-79120). Oznaczenie przedarcia.
- [8] PN-C-89096:1972 (PN-72/C-89096). Badanie wytrzymałości na uderzenie za pomocą spadającego grota.

### ONE FULL-CYCLE RECOVERING OF LDPE FILMS AND THEIR MATERIAL PROPERTIES

#### Summary

The used-up LDPE films are essential part of plastic wastes and their utilization is not sufficient to meet the needs of the environmental protection. Only a dozen percent or so of the material recovered is used in the production of new products, which seems justifiable to take up efforts to enhance the application of recovered material for further processing. The present investigation compares the properties of original and recovered material including primary and secondary (100% recycle) LDPE film testing.



## ANALIZA KONSTYTUOWANIA WŁAŚCIWOŚCI UŻYTKOWYCH POLIMEROWYCH TWORZYW KOMPOZYTOWYCH

Joachim Zimniak, Hannes Michael\*

Akademia Techniczno-Rolnicza, Zakład Przetwórstwa i Recyklingu Tworzyw Sztucznych  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz.

\*Technische Universität Chemnitz, Lehrstuhl für Kunststoffverarbeitungstechnik  
Reichenhainer Str. 70, 09126 Chemnitz/Niemcy

W artykule przedstawiono zagadnienia konstytuowania właściwości użytkowych polimerowych tworzyw kompozytowych. Główną uwagę skupiono na procesach składowych, tj. na rozdrabnianiu oraz mieszaniu składników, mających istotny wpływ na właściwości użytkowe wytworu. Podkreślono rolę i znaczenie poszczególnych procesów składowych na jakość uzyskanego tworzywa kompozytowego. Zaprezentowano niektóre rezultaty pracy oraz wskazano kierunki dalszych badań w zakresie określenia optymalnych warunków przetwórstwa tworzyw kompozytowych.

### 1. WPROWADZENIE

Wytwarzanie wytworów z tworzyw sztucznych, polimerowych o żądanych właściwościach wiąże się głównie z doбором odpowiednich tworzyw (coraz częściej tworzyw kompozytowych) i właściwych metod przetwórstwa. W zastosowaniach technicznych od tworzyw sztucznych oczekuje się odpowiednich właściwości mechanicznych, cieplnych, elektrycznych, chemicznych akustycznych i innych [11]. Jak wiadomo tworzywa kompozytowe znajdują coraz szersze zastosowanie w technice lotniczej, przemyśle motoryzacyjnym, elektromaszynowym i in. W literaturze fachowej opisano stosunkowo szeroko modyfikację tworzyw polimerowych w obszarze stosowania różnych napełniaczy w kompozytach, np. włókien szklanych, metalowych, węglowych [1, 6, 8]. Niektóre właściwości tworzyw wzajemnie się wykluczają, co powoduje, że w praktyce dobór oraz ustalanie warunków przetwórstwa polimerów i ich składników dodatkowych, tj. napełniaczy, stabilizatorów, zmiękczaczy, barwników i in., jest trudne i wymaga szczegółowych badań. Wprowadzanie do wspomnianych procesów przetwórczych dodatkowych czynników w postaci tworzyw kompozytowych (układów wieloskładnikowych) zjawiska te jeszcze bardziej komplikują [3, 8]. Zasadniczym zagadnieniem z punktu widzenia naukowego oraz utylitarnego są poszukiwania warunków konstrukcyjno-technologicznych związanych z konstytuowaniem polimerowych tworzyw kompozytowych, a także określenie warunków przetwarzalności tych kompozytów w aspekcie ich zastosowań w praktyce.

## 2. CEL PRACY

Celem niniejszej pracy jest próba przedstawienia koncepcji pozwalającej na określenie warunków konstituowania tworzyw kompozytowych w procesie technologicznym celem otrzymania wytworów z tych tworzyw o żądanych właściwościach i określonej jakości. Przyjęto tezę, iż istnieje pewien korzystny zbiór procesów składowych konstituujących właściwości tworzyw kompozytowych oraz, że są szczególnie sposoby ich realizacji (np. charakterystyczne warunki procesu rozdrabniania i mieszania), których właściwy dobór decydować będzie o jakości wytworów otrzymanych z tych tworzyw. Na podstawie analizy literatury, przeprowadzonych badań wstępnych - rozpoznawczych oraz wieloletniej współpracy z zagranicą (zwłaszcza z TU Chemnitz – Niemcy) [5,10,12] uznano jako wiodące pewne procesy składowe, które przedstawiono w tabeli 1. Są to:

- procesy rozdrabniania materiałów wejściowych (związane z nimi takie zagadnienia, jak uzyskanie powtarzalnych frakcji, ocena kształtu oraz powierzchni zewnętrznej elementarnych ziaren i inne),
- procesy mieszania materiałów wejściowych (w stanie stałym - o postaci ziarnistej) i składników dodatkowych (często również o postaci ziarnistej) oraz ocena jakości mieszania kompozycji polimerowych metodami pośrednimi i bezpośrednimi,
- procesy przetwórcze uzyskanych kompozycji polimerowych; w zależności od potrzeb będzie to prasowanie albo wytłaczanie lub wtryskiwanie.

Tabela 1. Zbiorcze zestawienie procesów składowych konstituujących właściwości polimerowych tworzyw kompozytowych

Nazwa procesu składowego		Miara określająca efektywność procesu składowego	Czynniki konstrukcyjno-technologiczne istotne dla procesów składowych
I		II	III
<b>A</b> Proces rozdrabniania	OBI	moment obrotowy $M_o$ , siła cięcia: $F_c$	$M_o, F_c = f(a_1, a_2, \dots, a_n)$
<b>B</b> Proces mieszania	OBI	moc $N$ , czas $t_m$ , stopień zmieszania $M_m$	$N, t_m, M_m = f(b_1, b_2, \dots, b_n)$
<b>C</b> Proces prasowania ciśnieniowego	OBI	ciśnienie $p_p$ , czas $t_p$ prasowania	$p_p, t_p = f(c_1, c_2, \dots, c_n)$
<b>D</b> Weryfikacja zadań badawczych	OBI	Wytrzymałość na rozciąganie $R_m$ , stopień zmieszania. $M_m$	$R_m, M_m = f(V_1, \phi_1, \dots, V_n, \phi_n)$
<b>N</b> Inne	OBN	—	$\Psi, \Phi = f(x_1, x_2, \dots, x_n)$

W tabeli 1 (kolumna I) ujęto w sposób syntetyczny te procesy składowe, które w istotny sposób mogą oddziaływać na właściwości użytkowe tworzyw kompozytowych. Z tabeli wynika, że warunkiem racjonalnego opracowania poszukiwanego rozwiązania jest bliższe poznanie wymienionych procesów składowych, które jakościowo określałyby wpływ wybranych czynników konstrukcyjno-technologicznych (oznaczone w kolumnie III, obejmujące np. rodzaj, wymiary materiału rozdrabnianego i mieszanego), opisanych przez funkcje obiektu badań, na wielkości fizyczne określające efektywność odpowiedniego procesu składowego (oznaczone w tabeli 1 w kolumnie II, jako miara). Wymaga to zatem zastosowanie i prowadzenie właściwych metod badawczych.

Jak wynika z analizy literatury, przedstawioną koncepcję konstituowania właściwości tworzyw kompozytowych w ujęciu prezentowanym w tabeli 1, w świetle pracy A. Kaufmanna i in. [2], można uznać za opracowanie oryginalne.

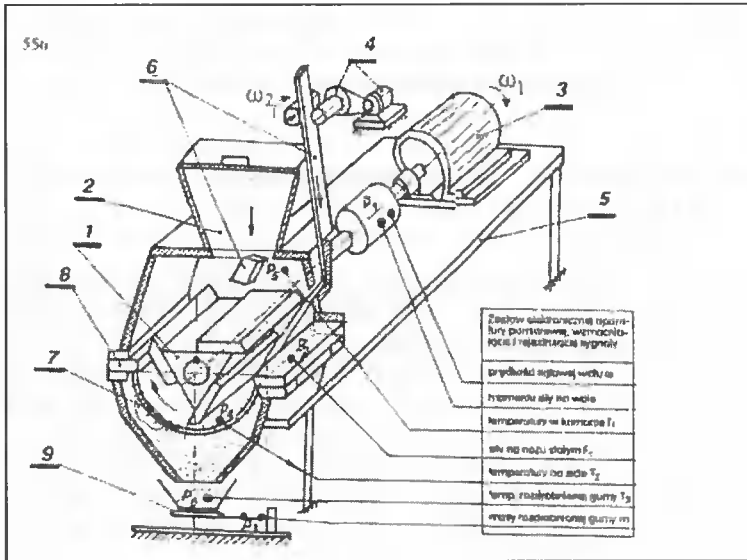
### 3. WARUNKI KONSTITUOWANIA TWORZYWA KOMPOZYTOWEGO

Przetwórstwo tworzyw polimerowych kompozytowych wymaga kompleksowego uwzględnienia w procesach technologicznych poszczególnych procesów składowych, zwłaszcza w odniesieniu do rozdrabniania i mieszania. M.H.Pahl i R.Sommer podkreślają wagę procesu mieszania składników w stanie stałym tworzyw kompozytowych, który nie jest poznany w stopniu wystarczającym [7]. Jako proces przygotowawczy w przetwórstwie metodą wtryskiwania lub wytłaczania nie ma tak istotnego wpływu na jakość końcowa wytworu, natomiast w procesie prasowania ciśnieniowego na jakość wytworu ma znaczenie decydujące, ale ma również znaczenie poznawcze, pozwala bowiem w sposób pośredni określić racjonalnie jakość mieszania składników tworzywa kompozytowego w stanie stałym [13].

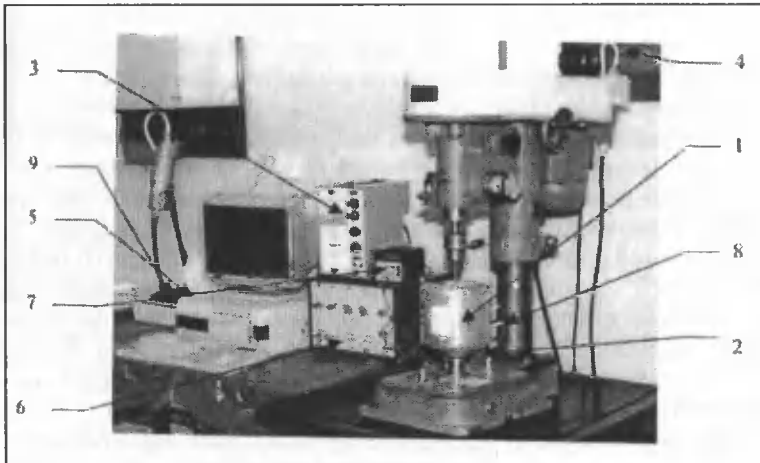
Z przeprowadzonych badań literaturowych oraz ustaleń dokonanych w oparciu o badania własne [4, 7, 10, 14, 15] wynika, że o jakości mieszania w stanie stałym składników tworzyw kompozytowych współdecyduje wiele czynników konstrukcyjno-technologicznych, głównie związki pomiędzy stopniem rozdrobnienia poszczególnych składników tworzyw kompozytowych i określonymi rozwiązaniami procesu ich mieszania (np. periodycznego). W związku z powyższym zmierzając do opracowania własnych rozwiązań konstrukcyjno-technologicznych, autorzy niniejszej pracy proponują przeprowadzenie badań w obszarze następujących procesów składowych (traktowanych jako oddzielne zadania badawcze), które mogą mieć istotne znaczenie podczas konstituowania właściwości użytkowych polimerowych tworzyw kompozytowych:

**A.** Realizacja badań procesów rozdrabniania określonych składników (stopień rozdrobnienia składników - kontrolowany). Badania te można realizować na stanowisku badawczym, którego schemat ideowy z torami pomiarowymi pokazano na rys.1. Stanowisko do badań procesu rozdrabniania zostało skonstruowane w taki sposób, aby umożliwiło realizację wszystkich rodzajów cięcia, tzn. różnych rodzajów współpracy krawędzi tnących noży obrotowych i stałych [9]. Z przeprowadzonych badań modelowych procesu cięcia obrotowego wynika, że spośród wielu możliwych do zrealizowania wariantów konstrukcyjnych na stanowisku badawczym (rys.1), najkorzystniejsze dla rozdrabniania materiałów (składników kompozytu) jest cięcie przy hiperboloidalnej współpracy krawędzi tnących noża obrotowego i stałego, pozwalające na uzyskanie powtarzalnych frakcji [9, 10, 15].

**B.** Przeprowadzenie badań procesu i ocena jakości mieszania kompozycji polimerowych (o różnych stopniach rozdrobnienia), które mogą być realizowane na stanowisku przedstawionym na rysunku 2. Stanowisko do badań procesu mieszania zostało wyposażone w specjalny układ mieszający (zbiornik i mieszadło o zmiennej geometrii). Założono, że w ten sposób zostaną stworzone odpowiednie warunki do zbadania różnych rozwiązań konstrukcyjno-technologicznych układu mieszającego oraz zamierzeń badawczych wskazanych w celu pracy.



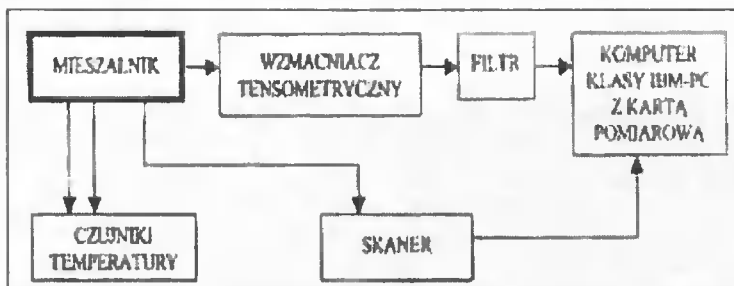
Rys. 1. Schemat ideowy stanowiska badawczego do rozdrabniania: 1 – wirnik młyna, 2 – zasyp, 3 – silnik, 4 – podajnik, 5 – konstrukcja nośna, 6 – materiał rozdrabniany, 7 – sito, 8 – obudowa młyna, 9 – waga tensometryczna, P<sub>1</sub> – przetwornik momentu siły na wale, P<sub>2</sub> – przetwornik siły na nożu stalym, P<sub>3</sub> – przetwornik narastania masy rozdrobnionego materiału, P<sub>4</sub>, P<sub>5</sub>, P<sub>6</sub> – przetworniki temperatury



Rys. 2. Stanowisko badawcze procesu mieszania: 1 – mieszalnik, 2 – tensometry, 3 – mostek tensometryczny TT-4c, 4 – multitachometr PR-9132, 5 – PC-IBM z kartą pomiarową LC i oprogramowaniem MULT, 6 – filtr przeciwzakłóceń, 7 – termometr cyfrowy, 8 – termopary, 9 – drukarka

C. Ocena jakości procesu mieszania składników w stanie stałym tworzyw kompozytowych należy przeprowadzić metodą bezpośrednią, zwłaszcza metodą komputerowej

analizy obrazu (schemat stanowiska na rys. 3) oraz metodą pośrednią, poprzez zastosowanie zwłaszcza prasowania ciśnieniowego oraz określenia właściwości mechanicznych uzyskanych wyprasek [4, 14, 15].



Rys. 3. Schemat ideowy stanowiska do oceny stopnia zmieszania

D. Weryfikacja wymienionych tematycznie zagadnień badawczych w oparciu o ocenę właściwości materiałowych (klasy ziarnowe, rozkład uziarnienia i in.) oraz ocenę jakości uzyskanych metodami tradycyjnymi wytworów z tworzyw kompozytowych, zwłaszcza wytrzymałości na rozciąganie [7, 10].

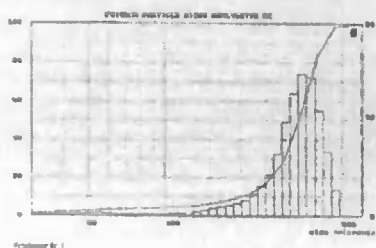
#### 4. CZĘŚĆ EKSPERYMENTALNA

Aby osiągnąć założony cel pracy przeprowadzono badania laboratoryjne program stosując następujące materiały:

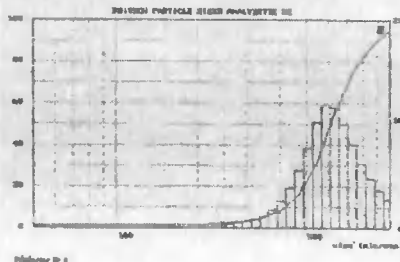
- recyklat (aglomerat) polietylenu (PE-LD) o klasie ziarnowej równej 1,0 mm,
- rozdrobnione odpady gumowe (o właściwościach zbliżonych do stosowanej na opony pojazdów gumy typ SBR) o klasach ziarnowych podanych poniżej.

Na stanowisku badawczym pokazanym na rysunku 1 rozdrabniano odpady gumy, celem uzyskania odpowiednich klas ziarnowych. W wyniku przeprowadzonej analizy sitowej (zgodnie z PN-71/C-04501) uzyskano proszki gumowy o następujących klasach ziarnowych: 0,2; 0,4; 0,6 i 0,8 mm. Na rysunku 4 pokazano przykładowe krzywe rozkładu ziarnowego dla różnych klas ziarnowych gumy. Uzyskane frakcje proszku gumowego dodawano (masowo) odpowiednio do recyklatu w następujących ilościach: 5, 10, 15, 20 i 25%.

a)



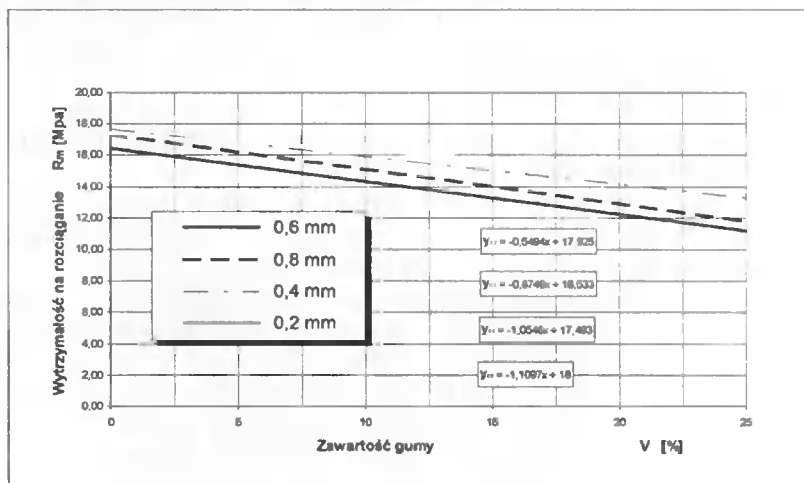
b)



Rys. 4. Przykładowe krzywe rozkładu ziarnowego: dla klasy ziarnowej 0,4 (a) i 0,6 mm (b)

Proces mieszania składników w stanie stałym przeprowadzono na stanowisku pokazanym na rysunku 2, natomiast ocenę jakości procesu mieszania realizowano według procedur przewidzianych w opisie stanowiska badawczego [5, 14, 15] przedstawionego na rysunku 3, z wykorzystaniem programu komputerowego COREL PHOTO-PAINT. Pobrane próbki losowo według zaleceń literaturowych [4, 5, 7], poddano ocenie stopnia zmieszania (metodą bezpośrednią) wykazywały one właściwości mieszaniny dwuskładnikowej zbliżonej do randomowej [7]. Z wymienionych pobranych losowo próbek kompozytowych wykonano metodą prasowania ciśnieniowego – wg C (tab. 1) próbki o znormalizowanych kształtach i wymiarach do badań wytrzymałościowych celem weryfikacji m.in., jakości mieszania – wg D (tab. 1).

Wyniki badań wpływu odpowiedniej klasy ziarnowej (0,2; 0,4; 0,6; 0,8) i zawartości proszku gumowego V [%] w recyklicie PE-LD na wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  [MPa] przedstawiono graficznie na rysunku 4. Analizując bliżej przebiegi poszczególnych funkcji można zauważyć, że istotny wpływ na badaną cechę w przedziale od 0 do 25% ma zarówno stopień rozdrobnienia, jak i zawartość proszku w recyklicie. Jednak spadek wytrzymałości nie jest jednakowy dla wszystkich klas ziarnowych. Interesujące jest to, że najmniejszy spadek można zauważyć dla kompozytu w całym przedziale zawartości proszku gumowego dla klasy ziarnowej równej 0,2 mm. Stworzy to więc możliwość minimalizowania spadku wytrzymałości poprzez zastosowanie proszku gumowego o wymiarach poniżej 0,1 mm.

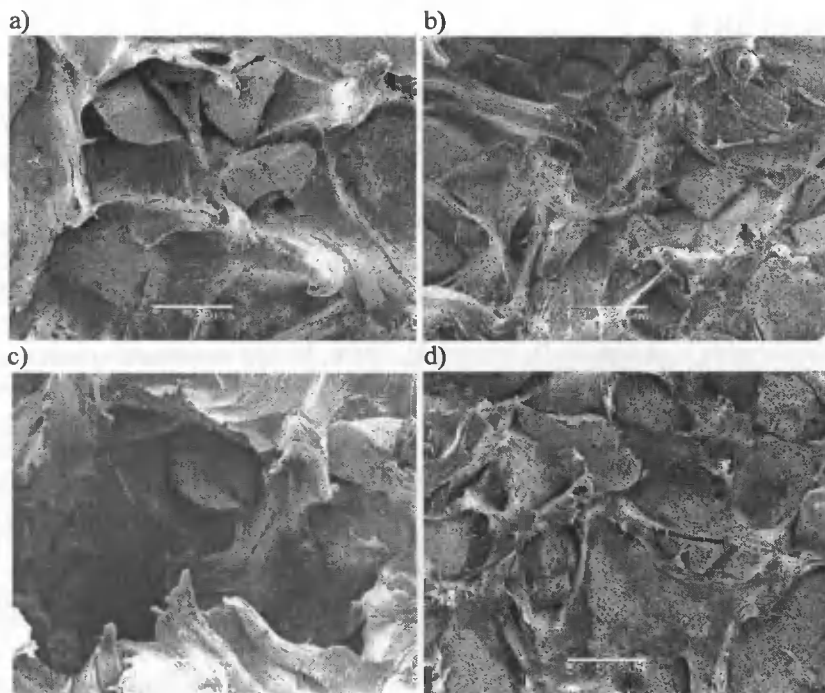


Rys. 4. Wpływ zawartości proszku gumowego V [%] i wielkości jego ziaren ( $\varphi = 0,2; 0,4; 0,6$  i  $0,8$  mm) na wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  [MPa]

Zastosowanie w przyszłościowych badaniach i zastosowaniach proszku gumowego na poziomie submikro ( $10^{-6}$ ) lub najkorzystniej na poziomie nano ( $10^{-9}$ ) pozwoli prawdopodobnie uzyskać kompozyty o niespotykanych do tej pory właściwościach fizykochemicznych [16]. Jeśli chodzi o spadek wytrzymałości na rozciąganie dla pozostałych klas ziarnowych (kompozyty z udziałem proszku o wymiarach 0,4; 0,6 i 0,8 mm) to jest on tym znaczniejszy im większa jest jego zawartość. Na wszystkich obserwowanych mikrostrukturach, w tym także przykładowo pokazanych na rysunku 5 można zauważyć stosunkowo małą adhezję pomiędzy osnową (PE-LD) a wtrąceniami (ziarna



gumy) – dotyczy to zwłaszcza mikrostruktur pokazanych na rysunkach 5c i 5d. Niniejsza obserwacja wymaga jednak dalszych badań zwłaszcza w zakresie pomiaru adhezji na granicy: tworzywo polimerowe – ziarno proszku. Badania powinny być zatem realizowane z uwzględnieniem szerszego przedziału klas ziarnowych oraz większych zawartości proszku gumowego.



Rys. 5. Mikrostruktura przełomów próbek o różnej zawartości i klasie ziarnowej proszku gumowego: a) 10% proszku gumowego o klasie 0,4 mm, b) 20% oraz 0,4 mm, c) 10% i 0,8, d) 20% i 0,8 mm

## 5. PODSUMOWANIE

Przedstawiona koncepcja konstituowania właściwości użytkowych polimerowych tworzyw kompozytowych obejmuje pewną grupę procesów podstawowych, nazwanych w niniejszej pracy procesami składowymi. Oddziaływać one mogą w istotny sposób na określony proces przetwórczy (prasowanie, wytłaczanie i in.), w konsekwencji na właściwości użytkowe wytworów końcowych. Jak wynika z przeprowadzonych badań wstępnych, właściwości mechaniczne tworzyw kompozytowych można konstituować, minimalizując spadek wytrzymałości. Jak wiadomo mieszaniny fizyczne termoplastów z elastomerami (kompozyty), wykazują na ogół znaczne spadki właściwości mechanicznych. Autorzy opracowania przyjęli założenie, że zaproponowana koncepcja realizacji określonego procesu przetwórczego poprzez zastosowanie właściwych metod badawczych w obszarze prezentowanych procesów składowych, może stworzyć nowe możliwości poznawcze i użytkowe. Jak wynika z wcześniejszych badań oraz ze wstęp-

nych rezultatów badań niniejszej pracy prawdopodobnie pozwoli na racjonalne opracowanie efektywnych sposobów realizacji poszczególnych procesów składowych w aspekcie zastosowania ich do grupy tworzyw polimerowych, elastomerów i innych materiałów.

## LITERATURA

- [1] Kurzeja L., Mazurkiewicz S., 2000: Kompozyty polimerowe z włóknem węglowym. Mat. IX Seminarium „Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn”, Kraków.
- [2] Kaufmann A., Fustier M., Drevet A., 1975: Inwentyka. Metody poszukiwania twórczych rozwiązań. WNT Warszawa.
- [3] Mazurkiewicz S., Litak A., 1996: Problemy kształtowania i oceny wytrzymałości elementów z regenerowanych tworzyw sztucznych. II Konferencja Naukowo-Techniczna „Polimery i Kompozyty Konstrukcyjne”, KBM Politechniki Śląskiej i OW SIMP Gliwice.
- [4] Grochowicz J., Andrejko D., Stasiak D., 1996: Pomiar zawartości różnych składników w materiale sypkim metodą komputerowej analizy obrazu. Seminarium „Mieszanie”, Kołobrzeg.
- [5] Mennig G., Michael H., Zimniak J., 1998: Zerkleinerungs- und Mischprozessen für Verarbeitung von Kunststoff- und Gummiabfällen. VIII International conference on machinery recycling ICMR'1998, Bydgoszcz.
- [6] Mennig G., 1998: Concepts for reclaim of rubber waste in Europe. *Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications* 7 (27).
- [7] Pahl M.H., Sommer R., 1993: Mischen von Kunststoffen und Kautschukprodukten. VDI Düsseldorf.
- [8] Scholz H., Michael H., Mennig G., 1997: Wirkung verschiedener Stabilisierungssysteme auf das mechanisch-physikalische und rheologische Eigenschaftsbild von Compounds aus Gummimehl und Polypropylen. XV Internationale Fachtagung TECHNOMER'97, Chemnitz.
- [9] Zimniak J., Konieczka R., 1986: Rozdrabnianie niektórych tworzyw sztucznych w młynie nożowym o różnym wzajemnym usytuowaniu krawędzi tnących. *Prace Wydziału Nauk Technicznych BTN, Seria B, Mechanika XVI*, PWN Warszawa-Poznań.
- [10] Zimniak J., Konieczka R., 1997: Zerkleinerungsgrad,- und Mischprozess für Verbundwerkstoffe. XV Internationale Fachtagung TECHNOMER'97, Chemnitz.
- [11] Zimniak J., Śliwa W., 1998: Tworzywa kompozytowe o specjalnych właściwościach akustycznych. *Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy, Mechanika* 43.
- [12] Zimniak J., Konieczka R., Michael H., 1999: Analyse von Kompositwerkstoffen aus Kunststoffe- und Gummiabfälle. IX International conference on machinery recycling, ICMR'1999, Bydgoszcz.
- [13] Zimniak J., 1999: Aufbereitung von Kompositwerkstoffen aus Kunststofffolien- und Gummiabfällen und deren mechanischen Eigenschaften. XVI Internationale Fachtagung TECHNOMER'99, Chemnitz.

- [14] Zimniak J., Dublański R., 2000: Process investigation of grainy components of composites in recycling conditions. X International conference on machinery recycling, ICMR'2000, Bydgoszcz.
- [15] Zimniak J., 2001: Inżynieria mieszania składników sypkich. Konferencja międzynarodowa „Żywnienie człowieka”, Bydgoszcz.
- [16] Materiały informacyjne firmy Toyota, 1999.

## ANALYSIS OF "TAYLORING" THE PROPERTIES OF POLYMER COMPOSITES

### Summary

The present paper presents some problems of "tayloring" the properties of polymer composites. A special attention has been paid to the constituent operations like pretreatment, agglomerating, grinding and blending having an essential effect on the product final properties as well as to a great role and interaction of the individual operations on the composite quality. Finally the study shows some test results and further directions of research to determine the optimal conditions of composite processing.

### **Podziękowanie**

*Mikrostrukturę przelomów próbek kompozytowych wykonano na elektronowym mikroskopie skaningowym JOEL SCANNING typ JSM 5600, w Katedrze Inżynierii Materiałowej Wydziału Mechanicznego ATR Bydgoszczy. Za pomoc przy wykonaniu zdjęć Pani mgr Zofii Stawickiej oraz Panu Dr inż. Stanisławowi Dymskiemu, autorzy niniejszego artykułu pragną złożyć serdeczne podziękowanie*



## ROLA SITA W PRECYZYJNYM ROZDRABNIANIU GUMY PRZEZ CIĘCIE OBROTOWE

Dariusz Sykutera

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Inżynierii Materiałowej  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Sito w sposób istotny wpływa na pracę młyna nożowego oraz na właściwości uzyskanego produktu. Wielkość powierzchni i otworów sitowych, wartości kąta opasania komory roboczej i współczynnika prześwitu użytecznego decydują o czasie przebywania materiału w komorze roboczej, a więc wywierają istotny wpływ na wydajność i energochłonność procesu rozdrabniania oraz na rozkład uziarnienia i kształt ziaren rozdrobnionego materiału. W pracy przedstawiono wpływ wielkości powierzchni sita i jego umiejscowienia na obwodzie komory roboczej młyna nożowego na efektywność precyzyjnego rozdrabniania gumy.

### 1. WPROWADZENIE

Sita są ważnym elementem konstrukcyjnym, ograniczającym objętość komory roboczej urządzenia rozdrabniającego. W przypadku rozdrabniaczy bijakowych i nożowych rodzaj sita, kształt i wielkość jego otworów decydują o stopniu rozdrobnienia materiału i mają znaczący wpływ na jednostkowe zużycie energii i wydajność procesu [1]. Powierzchnia sit zależy od wymiarów wirnika i zwiększa się wraz ze wzrostem kąta opasania komory urządzenia. Uzyskanie pożądanego stopnia rozdrobnienia w młynie nożowym jest możliwe wskutek podziału materiału w szczelinie, pomiędzy współpracującymi ze sobą nożami ruchomymi i nieruchomymi. Prawdopodobieństwo trafienia pomiędzy krawędzie tnące, cząstki podlegającej ciągłemu podziałowi zależy od długości czasu jej przebywania w komorze roboczej młyna. Pomimo, że na czas rozdrabniania wpływa szereg czynników technologiczno-konstrukcyjnych (między innymi geometria noży tnących, kształt i wielkość szczeliny międzynożowej, prędkość obwodowa noży, kształt komory itp.), jednak wydaje się, że sito, a zwłaszcza wielkość jego otworów jest najistotniejszym elementem konstrukcyjnym młyna, decydującym o szybkości odprowadzenia rozdrobnionego tworzywa do układu odbierającego. Teoretycznie materiał znajdujący się w komorze roboczej będzie w niej krążył i podlegał periodycznie przebiegającym podziałom do czasu, kiedy osiągnie wymaganą wymiarom otworów sita wielkość. W praktyce jednak podział ten zostaje zakończony z chwilą przepchnięcia ziaren przez otwory sitowe. Często zdarza się, że z uwagi na wysoki stopień wypełnienia komory materiałem, cyrkulujące w niej, dostatecznie rozdrobnione ziarna, ulegają dalszemu podziałowi, gdyż nie mogą opuścić komory w odpowiednim czasie (np. na skutek zbyt małej powierzchni oraz prześwitu sit lub z uwagi na intensywne mieszanie

wsadu). W przypadku precyzyjnego rozdrabniania sprężystej gumy za celowe uznano zbadanie wpływu zmian powierzchni sit na wydajność i energochłonność procesu, a także na właściwości produktu. Z punktu widzenia konstrukcji urządzenia rozdrabniającego ważnym było również ustalenie, czy na całej powierzchni roboczej sita przesiewanie materiału odbywa się z taką samą intensywnością?

## 2. METODYKA BADAŃ

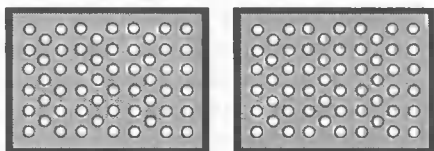
Do badań procesu rozdrabniania użyto gumy butadienowo-styrenowej z dodatkiem chloroprenu SBR/CR, której właściwości zestawiono w tabeli 1. Guma o twardości 72 ShA stanowiła odpad technologiczny w produkcji ZPCh „Stomil” w Bydgoszczy. Z uwagi na dalsze wykorzystanie proszku gumowego w kompozycjach polimerowych wszystkie badania prowadzono przy użyciu sit  $\varnothing$  1 mm [2-6]. Wsad stanowił wstępnie rozdrobniony na sicie  $\varnothing$  10 mm materiał, który był dozowany do układu zasypowego z powtarzalnym natężeniem, nie powodującym przeciążenia i blokowania napędu młynna. Opracowano taki sposób dozowania materiału, aby badany proces rozdrabniania w jak największym stopniu symulował pracę ciągłą młynna, przy względnie stałym dla wszystkich prób poziomie wypełnienia komory [7]. Guma nie posiadała zanieczyszczeń i wzmocnień w postaci tkaniny lub drutu metalowego, dzięki czemu czynnik materiałowy można było uznać przy ocenie uzyskanych wyników badań za stały.

Tabela 1. Właściwości gumy stosowanej w badaniach rozdrabniania

Właściwości gumy	Guma butadienowo-styrenowa z dodatkiem chloroprenu SBR/CR
Gęstość, $\text{kg/m}^3$	1400
Twardość, $^{\circ}\text{Sh A}$	72 $\pm$ 3
Wytrzymałość na rozciąganie, MPa	min. 6
Wydłużenie, %	min. 200
Elastyczność, %	min. 25
Odształcenie przy ściskaniu, %	min. 25
Temperatura kruchości, $^{\circ}\text{C}$	max. -30

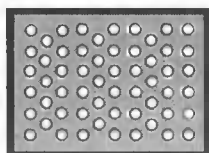
Zmianę powierzchni sitowej oraz jej umiejscowienie na obwodzie komory tnącej realizowano poprzez zaklejanie, znajdujących się w dolnej części komory tnącej fragmentów lub całości sit, zgodnie z następującym programem:

- A. Sita niezaklejone; *prześwit względny*  $S_{se} = 1,0$  - umowne oznaczenie maksymalnej powierzchni sit, jaką można zastosować w badanym młynie tnącym, a ograniczoną wymiarami i konstrukcją jego komory tnącej. Uznano, że wszystkie zmiany w ograniczeniu powierzchni sit będą odnoszone do ich maksymalnych wymiarów.



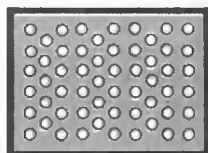
(oznaczenie w tekście - 1,0)

- B. Lewe sito zaklejone; **prześwit względny  $S_{cs}=0,5$**  - przesiewanie materiału następuje wyłącznie przez prawe sito (patrzac na stanowisko od strony młyna nożowego). Wartość współczynnika  $S_{cs}$  określono jako stosunek sumy powierzchni niezaklejonych otworów sitowych do powierzchni całkowitej sit, a następnie uzyskaną wartość odniesiono do rzeczywistego prześwitu sitowego dla sit niezaklejonych. Ten sposób obliczania prześwitu dotyczy również następujących przypadków.



(oznaczenie w tekście - 0,5L)

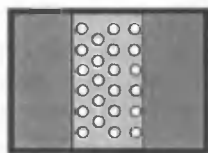
- C. Prawe sito zaklejone; **prześwit względny  $S_{cs}=0,5$**



(oznaczenie w tekście - 0,5P)

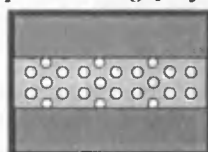
- D. Zaklejenie fragmentów sita;

**prześwit względny  $S_{cs} = 0,16$**  - przy prawym sicie zaklejonym badano, czy przesiewanie materiału na całej powierzchni sita odbywa się z jednakową intensywnością.



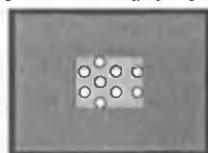
(oznaczenie w tekście - 0,16Pion)

**prześwit względny  $S_{cs} = 0,16$**



(oznaczenie w tekście - 0,16Poziom)

**prześwit względny  $S_{cs} = 0,05$**



(oznaczenie w tekście - 0,05).

Zmiany powierzchni sit dokonywano przy stałej wartości prześwitu użytecznego<sup>1</sup>, wynoszącym 13%. Na podstawie wcześniejszych badań własnych przyjęto wartość prędkości obwodowej noży tnących 9 m/s, natomiast wartość szczeliny międzyżoźowej ustalono na poziomie minimalnym, wynoszącym 0,06 mm [8].

<sup>1</sup> Według PN-88/M-94000 prześwit użyteczny jest to stosunek sumy powierzchni wszystkich otworów sitowych do ogólnej powierzchni sita, wyrażony w procentach.

Ocenę przyjętych wariantów rozdrabniania oparto na podstawie:

- pomiaru energii odniesionej do rozdrabniania 1 kg masy materiału. Energię określono w oparciu o zarejestrowany przebieg zmian wartości momentu na wale wirnika młyna nożowego i czas rozdrobnienia masy 1 kg materiału [8, 9],
- umownej wydajności procesu, określonej masą materiału rozdrobnionego w czasie 1 godziny w ustabilizowanych warunkach pracy młyna [8],
- rozkładu uziarnienia uzyskanych proszków gumowych. Skład ziarnowy proszków określano za pomocą analizy sitowej na sucho w przesiewaczu wibracyjnym zgodnie z PN-71/C-04501. W oparciu o rzeczywiste przebiegi funkcji sumy rozkładu i siatki ziarnowe dokonano opisanie zbioru ziaren za pomocą funkcji dwuparametrowej, poszukując takiego znanego rozkładu matematycznego, którym z największym przybliżeniem można opisać uzyskane krzywe sumy rozkładu. Określono charakterystyczne parametry rozkładu (w przypadku rozkładu normalnego: średnią wielkość ziaren  $d_{p50,3}$ , oraz odchylenie standardowe  $\sigma$ , charakteryzujące równomierność rozkładu) i sporządzono krzywe gęstości i sumy rozkładu.

Badania zrealizowano na stanowisku badawczym do precyzyjnego rozdrabniania tworzyw sztucznych przez hiperboloidalne cięcie nożowe [8, 9].

### 3. WYNIKI BADAŃ

Intensywność przesiewania gumy przez sita w młynie tnącym jest na całej ich powierzchni jednakowa i nie zależy od miejsca zamocowania elementów sitowych w komorze tnącej. Zmiana umiejscowienia sita nie zmienia również ilości energii potrzebnej do rozdrobnienia gumy. Ograniczenie prześwitu sitowego powoduje potężowy spadek wydajności, któremu towarzyszy wzrost zużycia energii o podobnym charakterze przebiegu (rys. 1). Wysokie zużycie energii jest wynikiem intensywnie przebiegających procesów rozdrabniania i mieszania, których czas trwania wydłuża się z powodu ograniczenia możliwości opuszczenia komory roboczej młyna przez dostatecznie rozdrobnione ziarna. Wzrost czasu przebywania cząstki w komorze zwiększa prawdopodobieństwo jej dalszego podziału w minimalnej szczelinie międzynożowej.

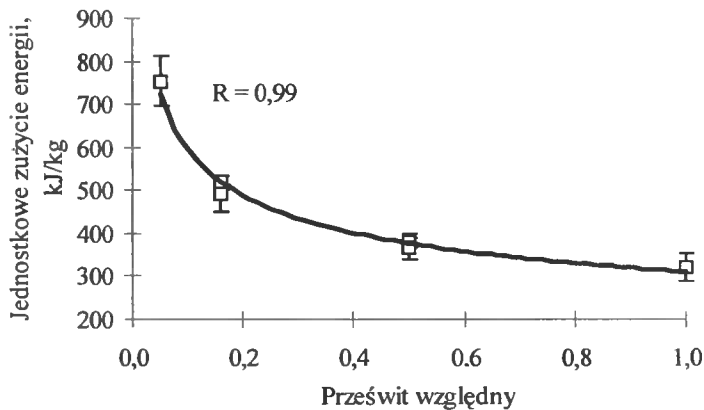
Rzeczywiste rozkłady uziarnienia można z największym przybliżeniem opisać rozkładem normalnym (rys. 2, tab. 2). Nie stwierdzono, aby zmiana miejsca mocowania sita, jak również umiejscowienie okna prześwitu na powierzchni sitowej, miały wpływ na uzyskane rozkłady uziarnienia. Z tego powodu wyniki krzywych uziarnienia uwzględniają już tylko zmiany powierzchni sit, a nie uwzględniają położenia powierzchni sitowej.

Ograniczenie prześwitu sit powoduje istotne obniżenie wartości średnicy medialnej  $d_{50,3}$ , przy zbliżonych wartościach odchyżeń standardowych rozkładów (rys. 2b, tab. 2). Pomimo ograniczenia powierzchni sit o 95% nie zaobserwowano znacznego wzrostu frakcji pylistych. Dłuższy czas przebywania, dostatecznie już rozdrobnionych ziaren gumy powoduje ich dalszy podział. Zauważa się, że wraz ze wzrostem stopnia rozdrobnienia ziaren spada wykorzystanie dostarczonej energii na ich kolejne przecięcie. W skutek intensywnego mieszania wywołującego tarcie gumowych cząstek o siebie i o metalowe elementy wirnika i komory, dochodzi do niepożądanego zamiany energii mechanicznej na ciepło. Wzrost temperatury w komorze jest niekorzystny z powodu większej podatności ziaren na powierzchniową degradację, co w efekcie prowadzi do

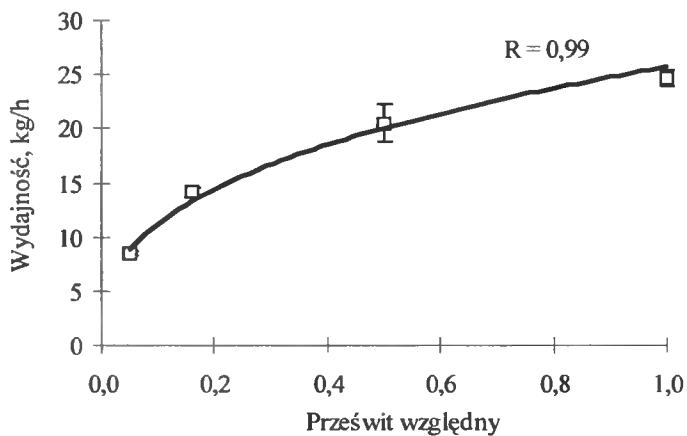


uzyskania produktu o niskiej jakości i zmniejsza jego podatność do dalszego wykorzystania jako napelniacza w kompozycjach polimerowych.

a)

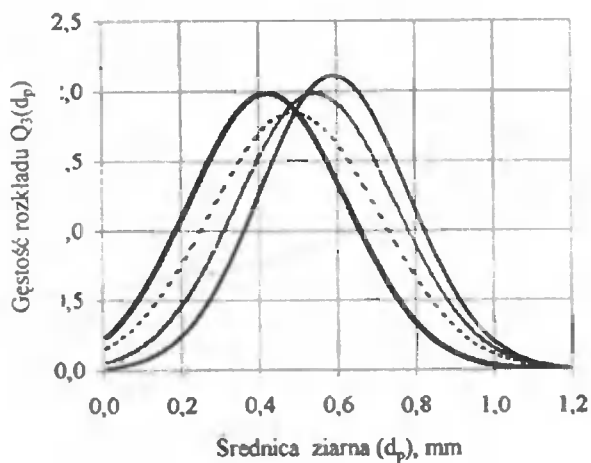


b)

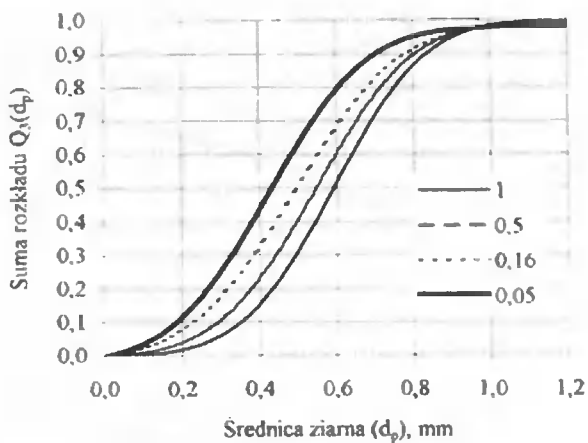


Rys. 1. Wpływ prześwitu względnego sita na jednostkowe zużycie energii i wydajność podczas rozdrabniania gumy SBR/CR w młynie nożowym, przy zastosowaniu sit  $\varnothing$  1mm

a)



b)



Rys. 2. Wpływ prześwitu względnego sit na skład ziarnowy gumy SBR/CR rozdrobnionej na sicie  $\varnothing 1$  mm: a) krzywe gęstości rozkładu, b) krzywe sumy rozkładu

Tabela 2. Stopień dopasowania rzeczywistych krzywych sumy rozkładu  $Q_3(d_p)$ , do rozkładu normalnego oraz charakterystyczne wielkości uzyskanych składów ziarnowych:  $d_{50,3}$  - średnica medialna rozkładu,  $\sigma$  - odchylenie standardowe rozkładu,  $m$  - współczynnik kierunkowy prostej  $Q_3(d_p)$ ,  $b$  - przecięcie z osią rzędnych,  $R$  - współczynnik korelacji

Prześwit względny	Guma SBR/CR				
	$m$	$b$	$R$	$d_{50,3}$	$\sigma$
1,0	5,284	-3,125	0,99	0,59	0,19
0,5L	4,945	-2,778	0,99	0,56	0,20
0,5P	4,987	-2,720	0,99	0,55	0,20
0,16Pion	4,632	-2,269	0,99	0,49	0,22
0,16Poziom	4,803	-2,432	0,99	0,51	0,21
0,05	4,969	-2,104	0,99	0,42	0,20

#### 4. PODSUMOWANIE

Powierzchnia sitowa istotnie wpływa na efektywność procesu precyzyjnego rozdrabniania gumy w młynie nożowym oraz na rozkład uziarnienia otrzymanego produktu. Proszek gumowy uzyskany przy maksymalnie ograniczonym prześwicie sitowym jest zbiorem cząstek o najmniejszych wymiarach i podobnym, w stosunku do pozostałych krzywych, rozrzucie. Zmiany w rozkładzie uziarnienia, pożądane z punktu dalszego wykorzystania gumy w kompozycjach polimerowych, są nieadekwatne do poniesionych na ich uzyskanie nakładów.

Sito w młynie tnącym spełnia ważną rolę separacyjną. Nie stwierdzono, aby jego miejsce zamocowania istotnie wpływało na sprawności procesu rozdrabniania, a także na rozkład uziarnienia. W warunkach wielostopniowego rozdrabniania odpadów gumy, zwłaszcza do rozmiarów proszku o rozkładzie ziarnowym poniżej 1 mm, istotne jest przyjęcie określonych prześwitów sit na poszczególnych stopniach, w celu sprawnego przepływu materiału pomiędzy nimi, a także równomiernego obciążenia układów roboczych maszyny.

Proces przepychania przez otwory sitowe dostatecznie rozdrobnionej gumy zachodzi z podobną intensywnością na całej powierzchni, przy założeniu minimalnej odległości powierzchni wewnętrznej sit od wirujących krawędzi noży ruchomych.

Zbliżone wartości rozrzutu uziarnienia potwierdzają fakt, że dominującą przyczyną podziału gumy w młynie nożowym o hiperboloidalnym ustawieniu noży jest cięcie, bez względu na czas przebywania materiału w komorze roboczej.

#### LITERATURA

- [1] Flizikowski J., 1998: Rozdrabnianie tworzyw sztucznych. Wyd. Uczeln. ATR w Bydgoszczy.
- [2] Konieczka R., Sykutera D., Kałużny W., 1998: Procesy składowe technologii wytwarzania elementów wykładziny z kompozytu PE-LD/proszek gumowy. Zesz. Nauk. ATR w Bydgoszczy, Mechanika 43, 39-46.

- [3] Jurkowska B., Jurkowski B., Sykutera D., 1998: Polyamide 6 modification by ground rubber. International Rubber Conference IRC '98, Paris.
- [4] Sykutera D., Jurkowski B., 1998: Właściwości sorpcyjne kompozycji polimerowej PA 6 /proszek gumowy. VII Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna. Rydzyna, 296-306.
- [5] Mennig G., Michael H., Rzymiski W.M., Scholz H., 1997: Termoplastyczne materiały elastomerowe z mieszanin polipropylenu i rozdrobnionych odpadów gumowych. Polimery 7-8, 491-493.
- [6] Michael H., Scholz H., Mennig G., 1999: Blends from recycled rubber and thermoplastics. Kautschuk Gummi Kunststoffe 7-8, 510-513.
- [7] Konieczka R., Kałużny W., Sykutera D., 1994: Wybrane zagadnienia procesu rozdrabniania gumy. Międzynarodowa Konferencja Naukowa „Recykulacja materiałów i tworzyw konstrukcyjnych”, Bydgoszcz, 91-96.
- [8] Konieczka R., Kałużny W., Sykutera D., 1999: Der Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf den Verlauf der Feinzerkleinerung von Gummi durch Drehschneiden. 16. Fachtagung über Verarbeitung und Anwendung von Polymeren TECHNO-MER '99, T.2, Chemnitz.
- [9] Konieczka R., Kałużny W., Sykutera D., 1997: Feinzerkleinerung von Gummi durch Drehschneiden. Kautschuk Gummi Kunststoffe 9, 641-644.

## FUNCTION OF THE SIEVE IN RUBBER FINE GRINDING BY ROTATIONAL CUTTING

### Summary

Sieve, as a cutting mill construction element, essentially influences both mill running and properties of the obtained rubber powder. The sieve surface size, mesh sieve, wrapping angle of cutting chamber and useful clearance coefficient define the material grinding time in the mill chamber. The sieve parameters show an essential effect on the energy consumption and throughput of grinding as well as on the grain-size distribution, geometrical features and the grain surface state. The present paper presents the influence of sieve surface size and its location at the mill chamber circuit on the effectiveness of rubber fine grinding.

## ROZCIĄGANIE PRÓŻNIOWE TWORZYW TERMOPLASTYCZNYCH – OBLICZENIA NARZĘDZI

Wojciech Śliwa

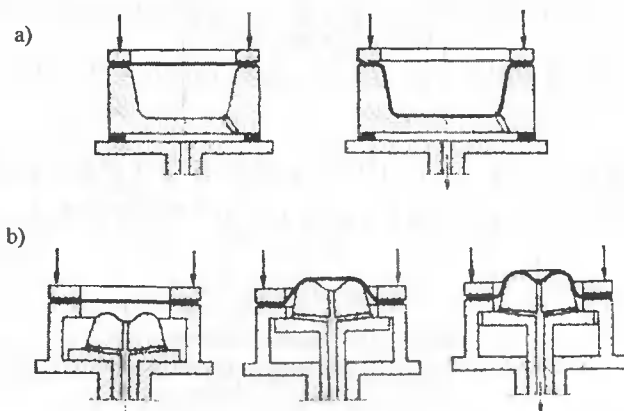
Akademia Techniczno-Rolnicza  
Zakład Przetwórstwa i Recyklingu Tworzyw Sztucznych  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Ważnymi elementami konstrukcyjnymi narzędzi do rozciągania próżniowego są kształt i wymiary gniazd matrycowych oraz kształt, wymiary i rozstaw stempli. Stosując model geometryczny rozciągania folii lub płyty w matrycy i między stemplami można w prosty sposób obliczyć minimalną grubość kształtki.

### 1. WSTĘP

W trakcie wytwarzania przedmiotów metodą rozciągania próżniowego wywołuje się w nich dwuosiowy stan naprężenia związany z przekształceniem przez rozciąganie folii lub płyty w kształtkę o złożonej powierzchni. Podczas rozciągania powstają w materiale wyjściowym naprężenia rozciągające w kierunku obwodowym oraz wzdłużnym. Skutkiem tego jest znaczące zwiększenie powierzchni nominalnej wytworzonego przedmiotu w stosunku do powierzchni nominalnej materiału wyjściowego [1, 2, 3].

Rozciąganie próżniowe (też formowanie próżniowe) jest metodą obróbki tworzyw, w której materiał wyjściowy ma postać arkusza z tworzywa termoplastycznego. Metodą tą wytwarza się przedmioty mające zastosowanie w przemyśle: maszynowym, elektro-technicznym, samochodowym, w rolnictwie, medycynie, gospodarstwie domowym i wielu innych dziedzinach. Wyróżnia się dwa podstawowe sposoby kształtowania przedmiotów (kształtek): rozciąganie matrycowe i rozciąganie stemplowe [2]. Związane jest to z cechami konstrukcyjnymi narzędzia, które może być matrycą (przewaga powierzchni wklęsłych) lub stemplem (przewaga powierzchni wypukłych). Na rysunku 1 pokazano przebieg rozciągania podczas kształtowania matrycowego i stemplowego. Rozciąganie próżniowe ma wiele zalet. Narzędzia charakteryzują się stosunkowo prostą konstrukcją i niskimi kosztami wykonania, co pozwala wytworzyć przedmiot szybko i tanio. Rozciąganie próżniowe jest często konkurencyjne dla wtryskiwania szczególnie przy małych seriach produkcyjnych i kształtkach o dużych powierzchniach. Wadą rozciągania próżniowego jest zmniejszanie i dodatkowo zróżnicowanie grubości ścianek ze wzrostem stopnia rozciągania kształtek. Z kolei wzrost stopnia rozciągania powoduje zmianę własności mechanicznych; rośnie wytrzymałość na rozciąganie i udarność.



Rys. 1. Przebieg rozciągania folii lub płyty podczas rozciągania próżniowego:  
a) matrycowego, b) stemplowego

Przystępując do projektowania narzędzia konstruktor ma najczęściej do dyspozycji rysunek kształtki o jednakowej grubości ścianek, z wymiarami, tolerancjami lub bez tolerancji. Jest to niewystarczające ze względu na specyfikę rozciągania próżniowego. Specyfika ta polega na nieuniknionej redukcji grubości formowanego arkusza oraz dodatkowo na określonym zróżnicowaniu zredukowanej grubości. Praca ma na celu przybliżenie niektórych zagadnień dotyczących rozciągania próżniowego, ważnych zwłaszcza w fazie projektowania narzędzi.

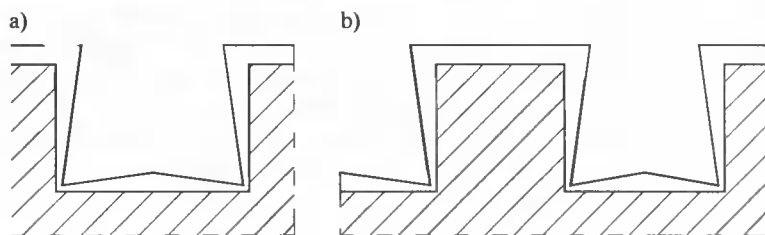
## 2. ISTOTA ROZCIĄGANIA PRÓŻNIOWEGO

Rozciąganie uplastycznionego arkusza połączone z redukcją jego grubości odbywa się w matrycy lub między stemplami. Wyróżnić można dwie fazy rozciągania:

- swobodne, tj. bez styczności tworzywa ze stemplem lub matrycą,
- tłumione, tj. ze stycznością tworzywa z powierzchnią narzędzia.

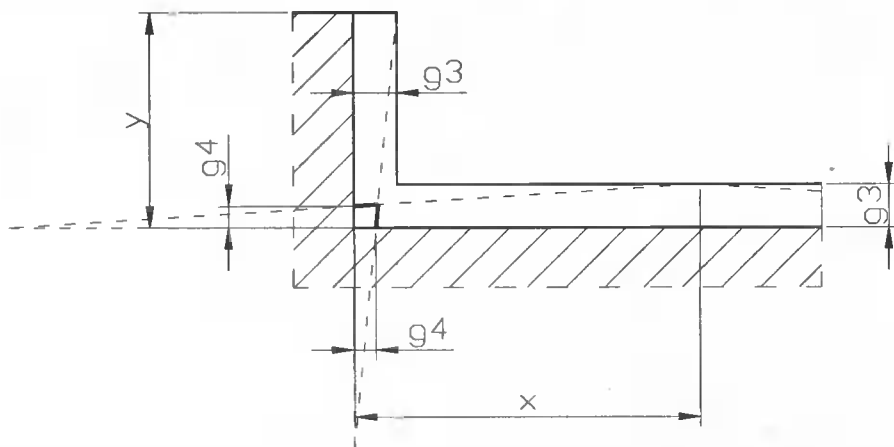
Rozciąganie swobodne wywoływane jest podciśnieniem lub naciśnieniem. Przy nagrzewaniu powierzchni arkusza, z określoną gęstością mocy, rozciąganie i redukcja grubości przebiegają równomiernie.

Rozciąganie tłumione pokazano na rysunku 2. Wywołuje je podciśnienie. W uplastycznionym, rozciągany arkusz, stopniowo stykającym się z powierzchnią narzędzia następuje nieliniowa redukcja jego grubości.



Rys. 2. Schemat rozciągania tłumionego: a) w matrycy, b) na stemple i między stemplami

Dla właściwości kształtki i konstrukcji narzędzia ważna jest minimalna zredukowana grubość. Można ją wyznaczyć stosując rozwiązania analityczne [2] lub wykreślne. Rozwiązaniem wykreślnym jest model geometryczny redukcji grubości [5] utworzony w oparciu o twierdzenie Talesa i funkcje trygonometryczne (np. tg kąta) – rysunek 3.



Rys. 3. Model geometryczny redukcji grubości przy rozciąganiu tłumionym [5]

Wychodząc z założenia [2], że:

$$V_1 = V_2 = V_3 = V_4 \quad (1)$$

gdzie:

- $V_1$  - objętość wejściowa tworzywa,
- $V_2$  - objętość po rozciąganiu swobodnym,
- $V_3$  - objętość po zredukowaniu grubości do wartości średniej,
- $V_4$  - objętość po rozciąganiu tłumionym,

można zapisać nierówność

$$g_1 > g_2 > g_3 > g_4 \quad (2)$$

gdzie:

- $g_1$  - grubość wejściowa tworzywa,
- $g_2$  - grubość po rozciąganiu swobodnym,
- $g_3$  - grubość po zredukowaniu do wartości średniej,
- $g_4$  - grubość minimalna po rozciąganiu tłumionym.

Jak pokazano na rysunku 3, model geometryczny ścianek kształtki utworzono zastępując grubość średnią  $g_3$  grubością zmienną (linia przerywana), wynikającą z przekształcenia przekroju prostokątnego o wymiarach  $x \cdot g_3$  (oraz  $y \cdot g_3$ ) w przekrój trójkątny o takiej samej powierzchni i długości jednego boku  $g_3$ . Długość drugiego boku przekształconego trójkąta wyniesie zatem  $2x$  (oraz odpowiednio  $2y$ ). Minimalna zredukowana grubość występuje zawsze w połowie wysokości trójkąta utworzonego w powyższy sposób.

Jak wynika z przedstawionego na rysunku 3 modelu geometrycznego, minimalna zredukowana grubość wytłoczki  $g_4$  wynosi 0,5 grubości po zredukowaniu do wartości średniej  $g_3$ . Powyższe rozwiązanie zostało pozytywnie zweryfikowane dla gniazd matrycowych i stempli o kształtach walców i prostopadłościów i nie wyklucza stosowania współczynnika głębokości formowania  $H/D$  [1, 2]. Można przyjąć, że przy pomocy współczynnika  $H/D$  proces formowania opisywany jest jakościowo, natomiast przy pomocy rozwiązań analitycznych i modelu geometrycznego ilościowo.

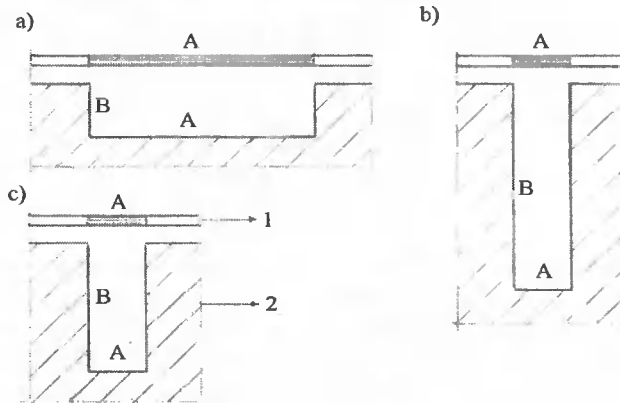
Na jakość wytłoczek mają wpływ: rodzaj maszyny przetwórczej, czynniki konstrukcyjne narzędzi oraz czynniki technologiczne procesu [2, 3, 4]. Ważnymi czynnikami konstrukcyjnymi narzędzi są kształt i wymiary gniazd matrycowych, kształt, wymiary i rozstaw stempli oraz sposób odsysania powietrza [5].

### 3. STOSOWANIE MODELU GEOMETRYCZNEGO

Przystępując do projektowania kształtki rozciąganej próżniowo oraz odpowiedniego narzędzia należy rozważyć przebieg rozciągania uplastycznionego arkusza. Jeżeli przewiduje się występowanie rozciągania tłumionego to można zastosować model geometryczny redukcji grubości.

Rozciąganie tłumione przebiega podobnie w matrycy i między stemplami (rys.2) co pozwala na stosowanie tego samego modelu w obu przypadkach. Dla wyznaczenia minimalnej grubości wytłoczki należy określić grubość średnią  $g_3$  zależną od objętości wejściowej  $V_1$  lub objętości po rozciąganiu swobodnym  $V_2$  i powierzchni roboczej narzędzia. Minimalna grubość kształtki  $g_4$  jest połową grubości średniej  $g_3$ . Można też postąpić odwrotnie. Przyjmując określoną wartość  $g_4$  oblicza się wymiary gniazda matrycowego, stempla oraz odległość między stemplami.

Na rysunku 4 pokazano, w przekrojach, przykłady powierzchni matryc lub stempli, na których następuje redukcja grubości folii lub płyty. Wymiar A dotyczy szerokości względnie średnicy matrycy lub odległości między stemplami. Wymiar B jest głębokością matrycy lub wysokością stempla. Poniżej przedstawione zostaną przykłady obliczeń minimalnych grubości kształtek dla wariantów a), b) i c) pokazanych na rysunku 4. Oznaczenia jak we wzorach (1) i (2) oraz na rysunkach 3 i 4:



Rys. 4. Przykłady przekrojów powierzchni gniazd matrycowych lub stempli prostopadłościennych o wymiarach A i B wytypowanych do obliczeń minimalnych grubości kształtek: 1 – folia lub płyta, 2 – narzędzie



a)  $A = 100, B = 20, g_1 = 1$  – rys. 4.a

$$g_{sr} = g_3 = \frac{A}{A + 2B} \times g_1 = 0,714$$

$$g_{mn} = g_4 = 0,5 \times g_3 = 0,35$$

b)  $A = 20, B = 100, g_1 = 1$  – rys. 4.b

$$g_{sr} = g_3 = \frac{A}{A + 2B} \times g_1 = 0,09$$

$$g_{mn} = g_4 = 0,5 \times g_3 = 0,045$$

c)  $A = 20; B = 60, g_1 = 1$  – rys. 4.c

$$g_{sr} = g_3 = \frac{A}{A + 2B} \times g_1 = 0,14$$

$$g_{mn} = g_4 = 0,5 \times g_3 = 0,07$$

Jak wynika z powyższego przykładu obliczenia są proste. Rezultaty obliczeń zostały doświadczalnie zweryfikowane pozytywnie poprzez pomiary grubości kształtek w odpowiednich przekrojach.

#### 4. PODSUMOWANIE

Podsumowując powyższe rozważania dotyczące modelowania rozciągania folii w procesie rozciągania próżniowego tworzyw można stwierdzić, że model geometryczny jest prostym i skutecznym narzędziem obliczeniowym przydatnym w pracach inżynierskich dotyczących projektowania kształtek z tworzyw termoplastycznych oraz narzędzi do ich wytwarzania. Obliczenie, a za tym i świadomość minimalnej grubości przedmiotu w fazie jego projektowania jest bardzo ważnym czynnikiem związanym z tą metodą obróbki. Dokładność obliczeń, pomimo określonych uproszczeń modelowania geometrycznego, wydaje się być wystarczająca dla projektowej fazy procesu technologicznego. Modelowanie geometryczne nie wyklucza oczywiście możliwości wpływania na przebieg kształtowania wytwarzanych przedmiotów poprzez oddziaływanie parametrami technologicznymi. Właściwe oddziaływanie parametrami technologicznymi również wspomaga minimalizowanie różnic grubości ścianek oraz służy efektywnemu wytwarzaniu kształtek o wysokiej jakości.

## LITERATURA

- [1] Łączyński B., 1973: Metody przetwórstwa tworzyw sztucznych. WNT Warszawa.
- [2] Sikora R., 1996: Obróbka tworzyw wielkocząsteczkowych. Wyd. Edukacyjne Zofii Dobkowskiej, Warszawa.
- [3] Sikora R., Burak W., 1980: Badania procesu kształtowania folii z PCW i CA. Prace Instytutu Technologii i Eksploatacji Maszyn Politechniki Lubelskiej 27.
- [4] Почивалов К.В., Мизеровский Л.Н., Ефимов А.Г., 1990: Разнотолщинность и каркасность изделий, получаемых из полимерных пленок методом термов-вакуумного формования. Пласт. массы 7, 57-59.
- [5] Śliwa W., 2000: Narzędzia do formowania próżniowego. Mat. IX Seminarium „Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn”, Kraków.

DRAWING IN VACUUM THERMOFORMING PROCESS  
– TOOL CALCULATIONS

Summary

Crucial constructional elements of vacuum thermoforming tools include the shape and dimensions of matrix cavities as well as the shape, dimensions and matrix spacing. Applying the model procedure of film drawing in the matrix and between the matrices, a minimal thickness of a drawpiece can be easily calculated.



### Monografie i podręczniki

- T. Barczak, G. Kaczorowski, J. Bennewicz, E. Krasicka-Korczyńska: **Znaczenie zarośli śród-pólnych jako rezerwarów naturalnych wrogów mszyc.** Monografia. 2000. 14,00 zł
- M. Chalamoński: **Diagnozowanie układów hydraulicznych.** Podręcznik. 2000. 14,50 zł
- L. Drelichowski: **Elementy teorii i praktyki zarządzania z technikami informacyjnymi w przedsiębiorstwie.** Monografia. 2000. 20,00 zł
- L. Drelichowski: **Projektowanie, wdrażanie i eksploatacja systemów zintegrowanych z heterogenicznymi bazami danych.** Monografia. 2000. 9,50 zł
- E. Dulcet, E. Jarmocik, K. Mójta, W. Ziętara: **Maszyny i urządzenia w technice rolniczej.** Podręcznik. 2000. 16,00 zł
- J. Flizikowski, K. Biecliński: **Projektowanie środowiskowych procesorów energii.** Monografia. 2000. 24,00 zł
- J. Flizikowski: **Projektowanie środowiskowe maszyn.** Monografia. 1999. 12,00 zł
- J. Flizikowski: **Rozdrabnianie tworzyw sztucznych.** Monografia. 1999. 12,00 zł
- A. Gorączko: **Zbiór zadań z chemii ogólnej i nieorganicznej.** Podręcznik. 2000. 20,00 zł
- S. Ignaczak: **Rośliny zbożowe.** Podręcznik. 2000. 9,00 zł
- P. Indykiewicz: **Ptaki drapieżne Borów Tucholskich - ochrona i ekologia.** Monografia. 2000. 15,00 zł
- W. Jabłoński: **Automatyka i sterowanie.** Podręcznik. 1999. 14,50 zł
- M. Jassem: **Genetyka.** Podręcznik. 1999. 12,00 zł
- M. Jassem: **Hodowla roślin.** Podręcznik. 1999. 12,00 zł
- J. Kaleta, D. Kocańda, M. Skorupa, T. Topoliński: **Metody doświadczalne w zmęczeniu materiałów. Badania podstawowe.** Monografia. 2000. 20,00 zł
- J.P. Kluczek, A. Kojder: **Mikotoksyny w zarysie.** Podręcznik. 2000. 19,00 zł
- J.P. Kluczek: **Wybrane zagadnienia z ochrony środowiska.** Podręcznik. 1999. 22,00 zł
- S. Łojewski, S. Iwicki: **Kierunki wielofunkcyjnego rozwoju obszarów wiejskich na przykładzie regionu kujawsko-pomorskiego.** Monografia. 1999. 30,00 zł
- E. Maćkowska, R. Gogolin: **Nieorganiczna analiza ilościowa.** Podręcznik. 1999. 22,50 zł
- H. Marzec: **Chemia organiczna. Przewodnik do ćwiczeń dla kierunków przyrodniczych.** Podręcznik. 2001. 13,00 zł
- L. Nowakowska: **Religia a polityka. Uwarunkowania religijne wybranych zachowań politycznych w RFN (1949-1990).** Monografia. 2000. 18,00 zł
- Praca zbiorowa pod red. S. Łojewskiego i Z. Skindera: **Problemy rozwoju rolnictwa i obszarów wiejskich w województwie kujawsko-pomorskim. Synteza badań oraz kierunek działania.** Monografia. 2000. 25,00 zł
- Praca zbiorowa pod red. J. Misiewicza: **Przewodnik do zajęć z ekologii.** 2001. 15,00 zł
- Praca zbiorowa: **Zmęczenie i mechanika pękania.** Monografia. 2000. 50,00 zł
- E. Ranatowski: **Elementy fizyki spajania metali.** Monografia. 1999. 27,00 zł
- K. Rosochowicz, J. Sikora, W. Sobczykiewicz: **Metody doświadczalne w zmęczeniu materiałów i konstrukcji. Badania konstrukcji.** Monografia. 2000. 16,00 zł
- F. Rudnicki, Z. Skinder: **Zrównoważony rozwój produkcji rolniczej i kształtowanie krajobrazu wiejskiego w regionie kujawsko-pomorskim.** Monografia. 1999. 25,00 zł
- K. Sadkiewicz, J. Sadkiewicz: **Urządzenia pomiarowo-badawcze dla przetwórstwa zbożowo-mącznego.** Monografia. 1999. 36,00 zł
- S. Smarzyński: **Badania procesu technologicznego zgrzewania i kształtowania tarcowego rur.** Monografia. 2000. 16,00 zł
- M. Szymański, J. Łukasiewicz: **Termodynamika.** Podręcznik. 2001. 27,00 zł
- J.A. Szymura, R. Gogolin: **Wybrane zagadnienia z chemii ogólnej i nieorganicznej.** Podręcznik. 2001. 15,00 zł
- T. Topoliński: **Materiałoznawstwo.** Podręcznik. 1999. 16,50 zł
- K. Wernerowski: **Kinematyka i dynamika.** Podręcznik. 1999. 19,00 zł
- S. Zielińska-Kaniasty: **Zbiór zadań z fizyki z rozwiązaniami.** Podręcznik. 2000. 18,00 zł
- B. Żółtowski, H. Tylicki: **Osprzęt elektryczny pojazdów mechanicznych.** Podręcznik. 1999. 20,00 zł

## Skrypty

- A. Jazdon, B. Przybyliński: **Technologia napraw maszyn i pojazdów**. 1999, 12,50 zł
- J.P. Kluczek: **Biochemiczne metody identyfikacji mikroorganizmów**, 1999, 14,00 zł
- Praca zbiorowa pod red. J. Misiewicza: **Przewodnik do zajęć z botaniki**, 1999, 16,00 zł
- Praca zbiorowa pod red. Z. Wyszokowskiej: **Podstawy marketingu**. 1999, 9,00 zł

## Rozprawy habilitacyjne

- A. Bochat: **Modelowanie procesu wybierania kisonki z silosu wieżowego za pomocą wybieraka dolnego**. 1999, 12,50 zł
- J. Dąbrowski: **Roztocze (Acari) nadrzewne młodników sosnowych w rejonach oddziaływania zanieczyszczeń wybranych zakładów przemysłowych**. 1999, 8,50 zł
- S. Dymski: **Kształtowanie struktury i właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego podczas izotermicznej przemiany bainitycznej**. 1999, 16,50 zł
- E. Jendrzeczak: **Badania nad produkcją nasion brukwi pastewnej metodą bezwysadkową**. 2000, 10,00 zł
- A. Klimek: **Wpływ zanieczyszczeń emitowanych przez wybrane zakłady przemysłowe na roztocze (Acari) glebowe młodników sosnowych, ze szczególnym uwzględnieniem mechowców (Oribatida)**. 2000, 9,00 zł
- H. Olszewska: **Zachowanie i przeżywalność wybranych enterowirusów w glebach nawożonych ściekami organicznymi**. 1999, 8,50 zł
- E. Spychaj-Fabisiak: **Modelowanie procesów wymywania przyswajalnych związków azotu w zależności od właściwości gleb**. 2001, 11,50 zł
- M. Styp-Rekowski: **Problematyka wewnętrznych oporów ruchu w kulkowych łożyskach skośnych**. 2000, 11,00 zł
- E. Śliwińska: **Oznaczanie zawartości jądrowego DNA i badanie cyklu komórkowego w liściach i nasionach buraka cukrowego (*Beta vulgaris* L.) za pomocą cytometrii przepływowej**. 1999, 3,50 zł
- W. Weiner: **Badania operacji transportu ziarna nowego typu przenośnikiem ciągłym z zabierakami walcowymi**. 1999, 16,00 zł

## Zeszyty Naukowe

- Budownictwo 31, 2000, 9,50 zł
- Elektrotechnika 12, 1999, 7,50 zł
- Mechanika 44, 1999, 16,50 zł
- Mechanika 45, 1999, 15,50 zł
- Mechanika 46, 2000, 25,00 zł
- Mechanika 47, 2000, 24,00 zł
- Mechanika 48, 2000, 10,50 zł
- Mechanika 49, 2000, 14,00 zł
- Nauki Społeczne 28, 1999, 9,00 zł
- Nauki Społeczne 29, 2000, 10,50 zł
- Rolnictwo 43, 1999, 17,50 zł
- Rolnictwo 44, 1999, 30,00 zł
- Rolnictwo 45, 2000, 13,00 zł
- Zootechnika 30, 1999, 16,00 zł
- Zootechnika 31, 2000, 13,50 zł
- Zootechnika 32, 2000, 11,50 zł
- Zootechnika 33, 2000, 10,50 zł

Publikacje Wydawnictw Uczelnianych  
Akademii Techniczno-Rolniczej w Bydgoszczy  
można nabywać  
w Dziale Udostępniania Biblioteki Głównej ATR  
ul. Prof. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz  
tel. (0-52) 340-80-78, fax (0-52) 340-80-63  
e-mail: [wusprzedaz@atr.bydgoszcz.pl](mailto:wusprzedaz@atr.bydgoszcz.pl)





**Electronic  
Journal of  
Polish  
Agricultural  
Universities**

W styczniu 1998 roku powstało nowe polskie czasopismo naukowe *Electronic Journal of Polish Agricultural Universities*. Unikatowa forma pisma pozwala na zdecydowane zwiększenie jego zasięgu i dostępności zarówno w kraju, jak i za granicą. Umożliwia też szybkie publikowanie tekstów naukowych i prezentację artykułów wzbogaconych o kolorowe

zdjęcia, trójwymiarowe wykresy i pliki demonstracyjne, film i dźwięk. Tekst pracy przeznaczony do publikacji należy przygotować zgodnie z wymogami podanymi przez Redakcję Techniczną. Szczegóły: [www.ejpau.media.pl](http://www.ejpau.media.pl)

***Electronic Journal of Polish Agricultural Universities* składa się z serii (działów) odpowiadających dyscyplinom naukowym ogłoszonym przez CK**

**Redakcja serii AGRONOMY [agro@ejpau.media.pl](mailto:agro@ejpau.media.pl)**

Wydawnictwa Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej w Bydgoszczy  
ul. ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz, tel. (052) 379-04-82, tel./fax (052) 379-04-27

**Redakcja serii AGRICULTURAL ENGINEERING [eng@ejpau.media.pl](mailto:eng@ejpau.media.pl)**

**Redakcja serii HORTICULTURE [hort@ejpau.media.pl](mailto:hort@ejpau.media.pl)**

Redakcja Wydawnictw Akademii Rolniczej w Lublinie  
ul. Akademicka 13, 20-033 Lublin, tel. (081) 445-67-11, 461-06-91, fax (081) 533-37-52

**Redakcja serii ENVIRONMENTAL DEVELOPMENT [env@ejpau.media.pl](mailto:env@ejpau.media.pl)**

**Redakcja serii VETERINARY MEDICINE [vet@ejpau.media.pl](mailto:vet@ejpau.media.pl)**

**Redakcja serii ANIMAL HUSBANDRY [animal@ejpau.media.pl](mailto:animal@ejpau.media.pl)**

Wydawnictwo Akademii Rolniczej we Wrocławiu  
ul. Sopotka 23, 50-344 Wrocław, tel. (071) 328-12-77, fax (071) 328-35-76

**Filia Redakcji serii ANIMAL HUSBANDRY [animal@ejpau.media.pl](mailto:animal@ejpau.media.pl)**

Dział Wydawnictw Akademii Podlaskiej w Siedlcach  
ul. Sienkiewicza 51, 08-110 Siedlce, tel. (025) 643-10-23, fax (025) 644-20-45

**Redakcja serii FISHERIES [fish@ejpau.media.pl](mailto:fish@ejpau.media.pl)**

Dział Wydawnictw Akademii Rolniczej w Szczecinie  
ul. Doktora Judyma 22, 71-460 Szczecin, tel. (091) 454-16-39, fax (091) 423-13-47

**Redakcja serii FOOD SCIENCE AND TECHNOLOGY [food@ejpau.media.pl](mailto:food@ejpau.media.pl)**

**Redakcja serii TIMBER ENGINEERING [timber@ejpau.media.pl](mailto:timber@ejpau.media.pl)**

Wydawnictwo Akademii Rolniczej w Poznaniu  
ul. Witosa 45, 60-667 Poznań, tel. (061) 848-78-07, 848-78-08, fax (061) 848-71-46

W najbliższym czasie ukazywać się będą także serie:  
**Biology, Biotechnology, Civil Engineering, Economics, Forestry  
Geodesy and Cartography**

**Pismo w Internecie jest jedynym medium, dzięki któremu Twoje materiały mogą szybko dotrzeć do wielu czytelników na całym świecie !!!  
Wykorzystaj te możliwości !!!**

**[www.ejpau.media.pl](http://www.ejpau.media.pl)**

ISSN 0208-6395