

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

ZESZYTY NAUKOWE NR 216

# MECHANIKA 43

*„WSPÓŁCZESNE ZAGADNIENIA W MATERIAŁOZNAWSTWIE  
I TECHNOLOGII BEZWIÓRWEJ” - WRZESIEŃ 1998*

BYDGOSZCZ - 1998



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

ZESZYTY NAUKOWE NR 216

# MECHANIKA 43



BYDGOSZCZ - 1998

PRZEWODNICZĄCY KOMITETU REDAKCYJNEGO  
prof. dr hab. Ojcumiła Stefaniak

REDAKTOR NAUKOWY  
dr hab. inż. Maciej Woropay, prof. nadzw. ATR

OPRACOWANIE REDAKCYJNE I TECHNICZNE  
dr inż. Marek Kochowicz, mgr Zofia Stawicka,  
dr inż. Andrzej Skibicki, inż. Edward Gołata

Artykuły recenzowane przez Komitet Naukowy Konferencji  
oraz dr hab. Zygmunta Cybulskiego, prof. nadzw. ATR  
i dr hab. Jacka A. Szymurę, prof. nadzw. ATR

Wydano za zgodą Rektora  
Akademii Techniczno-Rolniczej  
w Bydgoszczy

Wydanie publikacji dofinansowane przez Komitet Badań Naukowych

ISSN 0208-6395

WYDAWNICTWA UCZELNIANE  
AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ W BYDGOSZCZY

---

Wyd. I. Nakład 150 egz. Ark. aut. 20,00. Ark. druk. 18,75. Papier druk. kl. III.  
Oddano do druku i druk ukończono we wrześniu 1998 r.  
Zakład Poligraficzny Kubik & Krause  
ul. Cmentarna 84, 85-184 Bydgoszcz, tel. (052) 719546

## KOMITET HONOROWY KONFERENCJI

- |   |  |
|---|--|
| dr hab. inż. Janusz Sempruch, prof. nadzw. ATR      | – Rektor ATR w Bydgoszczy  |
| dr inż. Jan Szafrąński                              | – Dziekan Wydziału Mechanicznego ATR   |
| dr hab. inż. Bronisław Siołkowski, prof. nadzw. ATR | – Prodziekan ds. Nauki Wydziału Mechanicznego ATR                            |
| prof. dr hab. inż. Józef Szala                      | – Przewodniczący Komitetu Budowy Maszyn Polskiej Akademii Nauk               |
| dr hab. inż. Andrzej Zieliński, prof. nadzw. PG     | – Przewodniczący Polskiego Towarzystwa Materiałoznawczego, Oddział w Gdańsku |

## KOMITET NAUKOWY KONFERENCJI

- dr hab. inż. Eugeniusz Ranatowski, prof. nadzw. ATR – przewodniczący
- prof. dr hab. inż. Andrzej Barbacki
- prof. dr hab. inż. Leopold Berkowski
- prof. dr hab. inż. Włodzimierz Holubets
- dr hab. inż. Klaudiusz Lenik, prof. nadzw. PL
- prof. dr hab. inż. Stanisław Mazurkiewicz
- dr hab. inż. Henryk Oleszycki, prof. nadzw. ATR
- prof. zw. dr hab. inż. Czesław Podrzucki
- dr hab. inż. Stanisław Pytel, prof. nadzw. PK
- prof. zw. dr hab. inż. Jan St. Rączka
- prof. ing. Petr Skočovsky, DrSc.
- prof. dr hab. inż. Włodzimierz Walczak
- dr hab. inż. Andrzej Zieliński, prof. nadzw. PG

## KOMITET ORGANIZACYJNY KONFERENCJI

- dr inż. Marek Kochowicz – przewodniczący
- dr inż. Stanisław Dymski – v-ce przewodniczący
- mgr Zofia Stawicka – sekretarz
- dr inż. Zdzisław Ławrynowicz
- dr inż. Małgorzata Trepczyńska-Lent
- dr inż. Andrzej Skibicki
- mgr inż. Jacek Szczutkowski
- Jerzy Kozuszek



## Spis treści

	str.
1. Janusz Juraszek, Maciej Hajduga, Jan Nowak - Zastosowanie materiałów polimerowych i kompozytowych w membranach półprzepuszczalnych.....	9
2. Wiesław Dziadur, Antoni Litak - Efekty modyfikacji poliacetalu kopolimerem etylenu .....	15
3. Jan Kohout - Kinetics of wetting, soaking and drying of polyamide composites....	23
4. Joachim Zimniak, Wojciech Śliwa - Tworzywa polimerowe kompozytowe o specjalnych właściwościach akustycznych.....	31
5. Ryszard Konieczka, Dariusz Sykutera, Wojciech Kałużny - Procesy składowe technologii wytwarzania elementów wykładziny z kompozytu PE-LD/proszek gumowy.....	39
6. Włodzimierz Walczak - Wzdłużno-doczołowe zgrzewanie wybuchowe blach z metali jedno- i różnoimiennych.....	47
7. Robert Skoblik, Lech Wilczewski - Wpływ podgrzewania miejscowego przy prostowaniu płomieniowym na własności blach kadłubowych.....	57
8. Jan Sadowski, Tadeusz Szykowny - Dynamiczna odporność na pękanie złączy zgrzewanych tarciowo.....	65
9. Eugeniusz Ranatowski - Niektóre aspekty oceny stopnia uwrażliwienia na proces spajania.....	75
10. Tomasz Dyl, Marlena Krakowiak - Symulacja komputerowa procesu przepychania rur stalowych.....	89
11. Bogusław Koszła - Optymalizacja doboru pierścieni wstępnie sprężających narzędzia do obróbki plastycznej.....	95
12. Leopold Berkowski - Wpływ sposobu odkształcania na strukturę i twardość niskowęglowej stali.....	101
13. Robert Polasik, Maciej M. Kozłowski - Możliwości zastosowania obróbki przez nagniatanie w procesie wytwarzania przedmiotów o małej sztywności.....	109
14. Maciej M. Kozłowski - Operacje powierzchniowej obróbki plastycznej w procesach technologicznych części maszyn.....	117
15. Jerzy St. Kowalski - Przemiany temperaturowe kwarcu zjawiskiem determinującym powstawanie powierzchniowych wad odlewów.....	123

16. Krzysztof Smyksy, Krzysztof Schroeder, Krzysztof Sujkowski - Współczesne problemy krajowych odlewni w zakresie mechanizacji formiarni..... 133
17. Mirosław Gregoraszczyk, Krzysztof Smyksy, Aleksander Fedoryszyn - Przegląd aktualnych zagadnień mechanizacji i automatyzacji odlewniczych procesów technologicznych..... 139
18. Edward Guzik, Michał Porębski - Ocena metody sferoidyzowania żeliwa przy wykorzystaniu przewodu elastycznego..... 145
19. Andrzej Modrzyński - Proces odtleniania i odgazowania staliwa węglowego w piecu indukcyjno-plazmowym..... 153
20. Andrzej Modrzyński, Krzysztof Grześkowiak - Analiza matematyczna kinetyki odgazowania w układzie ciekły metal-atmosfera..... 161
21. Petr Skocovsky, Radomila Konecna - Kontrast kolorowy i jego zastosowanie w badaniach struktury odlewów i złącz spawanych..... 171
22. Andrzej Zieliński - Mechanizmy naprężeniowego pęknięcia korozyjnego stopów aluminium..... 177
23. Maria Głowacka, Waldemar Serbiński - Rola czynników strukturalnych, mechanicznych i eksploatacyjnych w korozyjnym niszczeniu wymienników ciepła..... 185
24. Krzysztof Adamaszek, Maciej Hajduga, Zbigniew Jurasz – Wysokotemperaturowe utlenianie stali (metoda obliczania czasów utleniania i pomiaru głębokości warstw odwęglonych)..... 193
25. Stanisław Dymski - Analiza mikrofraktograficzna żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną..... 199
26. Stanisław Dymski, Henryk Oleszycki - Przemiana izotermiczna austenitu w górny bainit w żeliwie sferoidalnym..... 207
27. Małgorzata Trepczyńska-Łent - Mikrosegregacja krzemu i manganu po wyżarzaniu sferoidyzującym w żeliwie z grafitem kulkowym..... 217
28. Tadeusz Szykowny, Jan Sadowski - Przemiana eutektoidalna w żeliwie sferoidalnym austenitowanym z podchłodzeniem..... 227
29. Jan Kohout, Stanislav Věchet, Eduard Dorazil - Some specifics in deformation and fracture behaviour of austempered ductile cast iron..... 235
30. Stanislav Věchet, Eduard Dorazil, Jan Kohout - Influence of matrix structure on fatigue properties of nodular cast iron..... 243



31. Adam Tabor - Wpływ miedzi na przebieg II-go stadium grafityzacji żeliwa ciągliwego..... 251
32. Dariusz Matuszkiewicz, Stanisław Kotas, Bogusław Major - Cienkie warstwy na bazie tytanu osadzone laserem pulsacyjnym..... 257
33. Владимир Голубец, Александр Паустовский - Формирование поверхностного слоя металла электроискровым легированием..... 265
34. Janusz Lisak - Przemiany przechłodzonego austenitu podczas chłodzenia ciągłego stali konstrukcyjnej zawierającej 10 % niklu..... 275
35. Zdzisław Ławrynowicz - Ocena wybranych metod szacowania współczynnika dyfuzji węgla w austenicie..... 283
36. Zdzisław Ławrynowicz - Przemiana bainityczna: ocena doboru współczynnika dyfuzji węgla w austenicie w oparciu o zmierzoną grubość warstw austenitu szczątkowego..... 289



## ZASTOSOWANIE MATERIAŁÓW POLIMEROWYCH I KOMPOZYTOWYCH W MEMBRANACH PÓLPRZEPUSZCZALNYCH

Janusz Juraszek, Maciej Hajduga, Jan Nowak\*

Politechnika Łódzka Filia w Bielsku-Białej, Wydział Budowy Maszyn,  
ul. Willowa 2, 43-300 Bielsko-Biała

\*OBR „Bosmal”, ul. Sarni Stok 93, 43-300 Bielsko-Biała

W pracy przedstawiono możliwości zastosowania membran z materiałów polimerowych i kompozytowych w odzieży aktywnej. Przeprowadzono badania struktury. Właściwy dobór poszczególnych warstw zapewnia: wymaganą przepuszczalność pary wodnej a zarazem zewnętrzną wodoodporność i wiatroodporność. Zaproponowano koncepcję powtórznego wykorzystania (recyklingu) zużytych tworzyw.

### 1. WSTĘP

Człowiek od zarania ludzkości borykał się z problemem właściwego ubioru. Współczesna odzież winna zabezpieczyć uzasadnione potrzeby fizyczne, psychiczne ludzi tak, by mogli oni osiągnąć stan zadowolenia ze środowiska cieplnego, które ich otacza. Organizm człowieka wymaga utrzymywania stałej temperatury wnętrza ciała niezależnie od znacznych nawet wahań temperatury otoczenia.

Kompleksowe oddziaływanie otoczenia [1] można przedstawić w postaci zespołu czynników termicznych, na który się składają: temperatura powietrza, względna wilgotność powietrza, ruch powietrza, promieniowanie podczerwone, ciśnienie powietrza oraz zanieczyszczenie powietrza.

Stosowane obecnie membrany półprzepuszczalne mają na celu zapewnienie odpowiedniej:

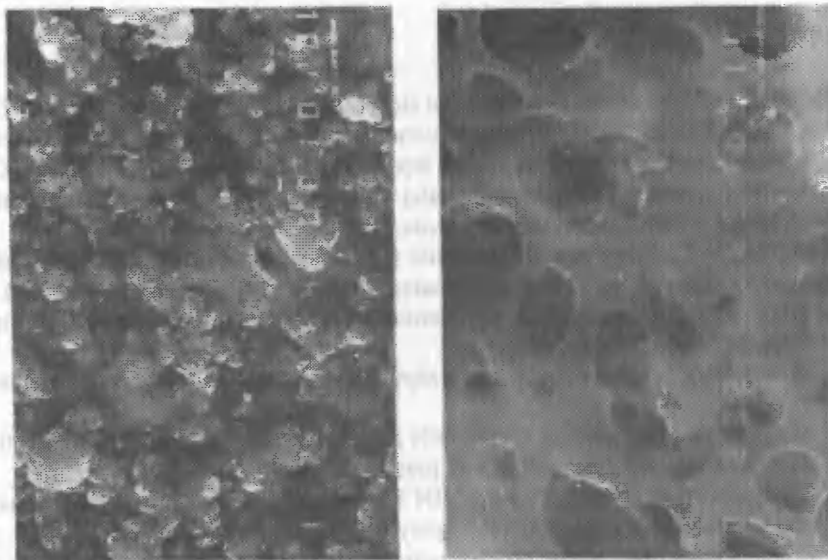
- wiatroszczelności, według normy DIN 53887, przepuszczalność  $30 \text{ l/min/100 cm}^2$  zapewnia wystarczającą szczelność przed wiatrem,
- wodoodporności, według normy DIN 53888, próba ciśnienia wody 100 mbar,
- oddychalności, przepuszczalności pary wodnej według normy DIN 53122, oraz próba Lyssy L80, gdzie próbka umieszczana jest na granicy dwóch komór: w jednej panuje stan nasycenia parą wodną a druga jest zupełnie sucha.

## 2. RODZAJE MATERIAŁÓW POLIMEROWYCH

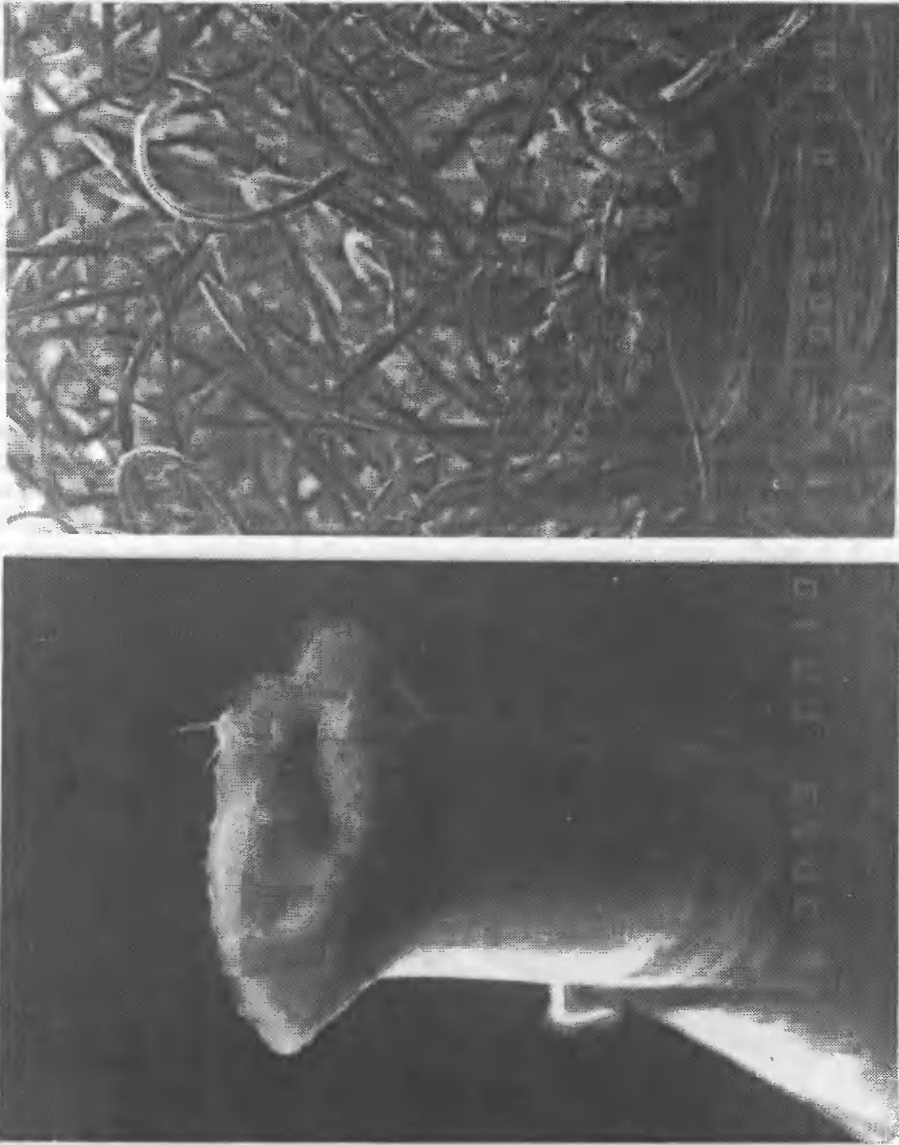
Obecnie istnieje bardzo duża ilość materiałów polimerowych stosowanych do produkcji odzieży sportowej. Poniżej przedstawiono te, które najbardziej nadają się do produkcji odzieży aktywnej, to jest takiej, która wspomaga procesy termoregulacji ustroju.

Zewnętrzne pokrycie stanowią najczęściej laminaty powstałe przez zgrzewanie lub przyklejanie do materiału nośnego cienkiej powłoki półprzepuszczalnej (membrany) grubości 0,025 mm. Jest to miękka folia z politetrafluoroetylenem, w której na 1 cm<sup>2</sup> powierzchni przypada blisko 2 miliardy porów. Są one tak małe, że woda pod ciśnieniem odpowiadającym 2000 mm słupa wody nie może przez nie przeniknąć. Z drugiej strony średnica mikroporów jest około 700 razy większa od średnicy cząsteczek pary wodnej, dzięki czemu może ona swobodnie przeniknąć na zewnątrz. Tym samym zapewniona jest wiatro- i wodoszczelność przy zapewnieniu możliwości odprowadzania pary wodnej na zewnątrz. Membrany są wrażliwe na przebicie. Szwy powodują powstanie otworów przez które może przeniknąć woda i wiatr, dlatego bardzo ważnym czynnikiem jest uszczelnienie miejsc sztych. Wykorzystuje się w tym celu specjalną technologię zgrzewania lub podklejania taśmą izolacyjną szwów.

Przegląd membran rozpoczniemy do Aditexu. Jest to membrana poliuretanowa zawierająca bardzo dużą liczbę mikroporów o znacznej wytrzymałości mechanicznej. Główne zastosowanie - na odzież dla sportowców. Helsapor to mlecznobiała, mikroporowata membrana o wodoszczelności (do 7 m słupa wody) i dużej odkształcalności (do 200 %). Sympatex jest bezbarwną membraną poliestrową z hydrofilowymi komponentami o grubości 0,015 mm. Zapewnia nacisk słupa wody do 10 m oraz wytrzymałość mechaniczną we wszystkich kierunkach. Znajduje zastosowanie w odzieży przeciwdeszczowej, do turystyki górskiej, rowerowej, narciarstwa. Isofilm YS-21 to lekka (10÷15 g/m<sup>2</sup>) membrana z wysokoelastycznego poliuretanu przedzielonego licznymi szczelinami próżniowymi. Wodoszczelność - 1,8 m słupa wody przy odkształcalności do 500 %.



Rys. 1. Struktura membran półprzepuszczalnych



Rys.2. Struktura warstwy ocieplającej

Thintech (3M) to membrana zbudowana z porowatego materiału nośnego pokrytego gładką zamkniętą powierzchnią z polimeru hydrofobowego zapewniającego przepuszczalność pary wodnej. Osiąga ona wodoszczelność dochodzącą do 70 m słupa wody. Główne zastosowanie to odzież narciarska, rękawiczki, obuwie. Inne przykłady membran półprzepuszczalnych to WB-400, membrana poliuretanowa o grubości 0,02 mm ciężarze 20 g/m<sup>2</sup> stosowana do wyrobu odzieży narciarskiej, żeglarskiej i motocyklowej. Przedstawione przykłady membran łączą w sobie wysoki poziom odporności na wodę i wiatr z możliwością swobodnego oddychania skóry. Na rysunku 1 przedsta-

wiono stronę zewnętrzną i wewnętrzną typowej membrany. Następną warstwą występującą w prezentowanym systemie odzieży aktywnej jest ocieplenie oparte na mikrowłóknach. Składają się one z włókien o masach liniowych poniżej 0,1 dtex, dzięki czemu odznaczają się wysokimi walorami użytkowymi. Stosowane mikrowłókna mogą mieć różny przekrój poprzeczny: kołowy pełny, eliptyczny lub przekroje z jednym lub trzema otworami (rys.2). Przekroje pełne eliptyczne charakteryzuje najlepsza odkształcalność i zdolność powrotu do stanu pierwotnego. Przekroje z otworami charakteryzują z kolei korzystniejsze własności izolacyjności cieplnej.

Materiały typu polar są to cienkowłókniste przędze poliestrowe często łączone z wełną, bawełną, jedwabiem, włóknami poliuretanowymi. Pierwowzór o nazwie Polartec w seriach 100, 200, 300 wyprodukowano przez firmę Malden Mills w zależności od grubości. Dwie grubości 200 i 300 posiadają specjalną hydrofobową powierzchnię, dzięki której woda spływa nie powodując zwilżenia lub przemoknięcia. Materiały tego typu posiadają więc dużą zdolność do oddychania, chroniąc przed zimmem i deszczem.

Powlekanie hydrofiliowe dzięki stosowaniu polimerów poliuretanowych z dodatkiem tlenu polietylenu umożliwia powstawanie porów umieszczonych w strukturze polimeru. Stanowią one drogę transportu pary wodnej na zewnątrz, jednocześnie zapewniając właściwą wodooporność - rysunek 3.



Rys.3. Powlekanie hydrofiliowe

Zastosowanie membran półprzepuszczalnych i cienkich laminatów o dużej przepuszczalności pary wodnej porównywalnej z przepuszczalnością skóry ludzkiej umożliwiło znaczne zmniejszenie objętości ocieplenia. W przypadku kombinezonów stosowanych w wyprawach na ośmiotysięczniki udało się zmniejszyć ciężar ocieplenia z 10 kg do 1,7 kg, co jest równoznaczne z czterokrotnym zmniejszeniem ciężaru ekwipunku przy zapewnieniu nawet większego komfortu cieplnego. Wynika to z faktu, że przy mniejszej grubości ocieplenia pozostaje w nim mniejsza strefa obszaru, w którym

ulega wykropleniu para wodna, a cieńsze laminaty zewnętrzne szybciej transportują parę wodną na zewnątrz. Porównanie tradycyjnego systemu odzieży o stosunkowo największej grubości i ciężarze jednostkowym, nowoczesnego systemu wykorzystującego membrany półprzepuszczalne lecz stosunkowo grube i systemu thermoactive przedstawiono na rysunku 1.

Wprowadzona technologia podklejania szwów umożliwiła uzyskanie jeszcze lepszej wiatroszczelności i wodoodporności eliminując zjawiska penetracji wilgoci i powstawania filmu wodnego w okolicy szwów. Zastosowanie cieńszych laminatów powoduje szybsze otwieranie mikroporów i szybsze wysuszenie membrany, mniejszą strefę wilgoci.

### 3. MATERIAŁY PRZYSZŁOŚCI

Współczesna chemia polimerów poszukuje nowych bardzo wyspecjalizowanych materiałów. Opracowano włókna na bazie węglowodorów aromatycznych typu parafin [2] dające możliwość wykorzystania efektów ciepłych przemian fazowych. Parafiny te zostały wprowadzone do rdzenia włókien. W czasie wysiłku fizycznego będzie zapewniony stały komfort cieplny (użytkownik nie będzie odczuwał gorąca), gdyż ciepło wydzielone przez organizm będzie zużyte na topienie parafin wprowadzonych do włókien. W czasie spoczynku nie będzie odczuwał chłodu, ponieważ stopiona parafina będzie stopniowo oddawać ciepło. Jest to właściwie dobrany materiał do cyklicznie powtarzających się czynności wysiłku i odpoczynku. W japońskich laboratoriach opracowano włókna, które reagują na zmiany wilgotności [3]. W zależności od struktury mogą one przy zwiększeniu poziomu wilgotności zmniejszać swoją średnicę i ulegać rozprostowaniu, co zwiększa przewodność, lub zagęszczać się, gdy spadnie deszcz.

### 4. ZAGADNIENIA RECYKLINGU

Zaproponowano koncepcje produkowania wykrojów u producenta laminatów. Wymaga to opracowanie elektronicznego systemu zamawiania, przesyłania wzorów wykrojów oraz elastyczności producenta, lecz umożliwi powtórne wykorzystanie materiałów polimerowych bez konieczności kłopotliwego gromadzenia odpadów przez producentów odzieży. Prezentowane materiały polimerowe, które uległy zużyciu, mogą być również powtórnie wykorzystane.

### LITERATURA

- [1] Fourt L.: Comfort and Function. M Dekker, INC., New York 1970.
- [2] Patent USA 4.756.958.
- [3] Patent Japan J.61019816 Tejin.

## POLYMER AND COMPOSITE MATERIALS IN THE SEMI-PERMEABLE MEMBRANE

### Summary

In this article the polymer and composite high-tech materials in the semi-permeable membrane are presented. Structure and properties of semi-permeable membrane has the best weather ability (water and wind resistance). There were proposed recycling of polymer materials.





## EFEKTY MODYFIKACJI POLIACETALU KOPOLIMEREM ETYLENU

Wiesław Dziadur, Antoni Litak\*

Politechnika Krakowska, Instytut Materialoznawstwa i Technologii Metali,  
Al. Jana Pawła II 37, 308-64 Kraków

\*Politechnika Krakowska, Instytut Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn,  
Al. Jana Pawła II 37, 308-64 Kraków

Celem pracy było poznanie możliwości zwiększania ciągliwości poliacetalu na drodze modyfikacji jego struktury. Jako modyfikatora użyto kopolimer etylenowy (surlyn) o merach jonizowanych przez atomy cynku i grupę kwasu akrylowego. Zbadano wpływ różnej zawartości surlynu (od 10 do 30 %) na strukturę krystaliczną i własności mechaniczne poliacetalu. Przeanalizowano parametry stereologiczne struktury i ich powiązania z własnościami modyfikowanego tworzywa.

### 1. WPROWADZENIE

Zastosowanie poliacetalu (POM) jako tworzywa konstrukcyjnego wynika z jego odpowiednio wysokich własności mechanicznych jak i technologicznych. Powszechnie jest stosowany w budowie maszyn i urządzeń głównie na wirniki pomp i wentylatorów, koła zębate, panewki i pierścienie łożysk oraz armaturę. Korzystne własności mechaniczne POM wynikają z cech jego struktury, głównie z wysokiej jego krystaliczności na poziomie 70 %. Krystaliczność POM objawia się lokalnym uporządkowaniem makromolekuł w agregatach lamelopodobnych (fibrylach), które to grupują się w postaci ziarn nazwanych sferolitami.

W niektórych zastosowaniach jak bieżnie elementów tocznych POM wymaga modyfikacji w celu wzrostu podatności, a przez to obniżki nacisków kontaktowych prowadzących do równoczesnego zmniejszenia współczynnika tarcia. Jedną z metod osiągnięcia tego celu jest kształtowanie odpowiedniej mikrostruktury (np. poprzez wprowadzenie plastycznego elastomeru w postaci odrębnej fazy o dużej dyspersji) bez naruszenia nadmolekularnego uporządkowania tworzywa. W niniejszej pracy przedstawiono efekty takiej modyfikacji POM za pomocą jonomerycznego kopolimeru etyleno o nazwie surlyn 9020(SU) produkcji firmy Du Pont.

## 2. ZAKRES I METODYKA BADAŃ

Badania przeprowadzono na próbkach POM (Tarnoform 300) oraz ich mieszaninach o następujących udziałach wagowych: 10, 20 i 30 % surlynu. Własności mechaniczne określono w próbie rozciągania, na próbkach płaskich wiósełkowych (na maszynie wytrzymałościowej Instron), oznaczając naprężenie maksymalne  $\sigma_z$  zwane granicą plastyczności i rzeczywiste naprężenie zrywające  $\sigma_{rz}$  oraz moduł sprężystości  $E_r$ . Ocenę mikrostruktury analizowanych tworzyw wykonano na zglądach i przelomach uzyskanych w temperaturze ciekłego azotu, przy użyciu mikroskopu skaningowego BS 300 (produkcji czeskiej). Ilościową analizę wydzielonej fazy modyfikatora w strukturze POM przeprowadzono na przelomach, oznaczając metodą liniową: ułamek objętościowy  $V_v$  modyfikatora, liczbę jego wydzieleni na jednostkę powierzchni  $N_a$  oraz średnią cięciwę wydzieleni  $l_{sr}$ . Wyniki pomiarów przedstawiono w tabeli 1.

Tabela 1. Wyniki pomiarów wybranych cech stereologicznych dla poliacetalu modyfikowanego surlynem

Tworzywo	$V_v$ , %	$l_{sr}$ , mm	$N_a$ , mm <sup>-2</sup>
POM +10 %SU	6,35	2,88	8982
POM +20 %SU	15,06	3,43	14343
POM +30 %SU	21,12	433	18638

Przeprowadzone dodatkowo badania rentgenograficzne wykazały brak działania surlynu na nadmolekularne uporządkowanie POM.

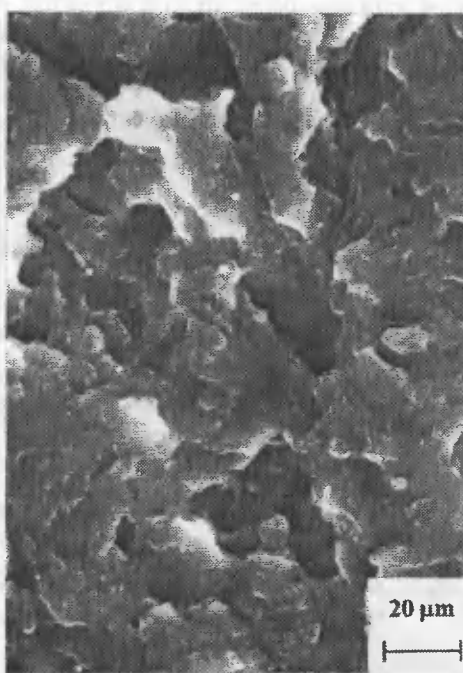
## 3. WYNIKI BADAŃ I ICH DYSKUSJA

Niemodyfikowany Tarnoform 300 posiada mikrostrukturę charakterystyczną dla poliacetalu o wysokim stopniu krystaliczności. Podstawowymi jego składnikami strukturalnymi są gruboziarniste agregaty krystaliczne, w rozgałęzieniach których występują niewielkie obszary amorficzne (rys.1). Agregaty te wykazują budowę typową dla sferolitów o lamelarnym ułożeniu składników (rys.2).

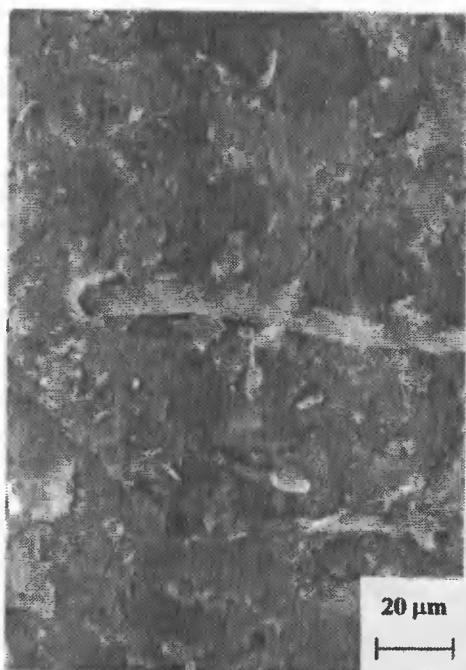
Elektronooptyczne obserwacje struktur modyfikowanego POM - w badanym zakresie stężeń - wskazują, że modyfikator nie ulega homogenizacji z polimerem bazowym. Tworzy on oddzielną fazę w postaci długich walcopodobnych lub sferoidalnych cząstek, których typowe kształty pokazano na rysunkach 3, 5 i 7. Ich ilość (wyrażana przez  $V_v$  i  $N_a$ ) jak i przeciętna wartość wskaźnika rozmiaru (opisywana przez  $l_{sr}$ ) wzrasta wraz z zawartością modyfikatora. Wymiary cząstek modyfikatora zawierają się w granicach od 1  $\mu\text{m}$  do 20  $\mu\text{m}$ , przy czym we wszystkich przypadkach modyfikacji najwięcej wydzieleni osiąga przeciętną cięciwę mieszczącą się w przedziale 2÷4  $\mu\text{m}$  (tab.1). Dodatkowe badania fraktograficzne przelomów - uzyskanych w temperaturze ciekłego azotu - analizowanych próbek, wskazują na brak adhezji cząstek modyfikatora z poliacetalową osnową (rys.4, 6 i 8). Niski wagowo udział surlynu (10 %) nie powoduje istotnych zmian wielkości sferolitów POM (rys.3 i 4). Wyższym jego zawartościom (20 i 30 %) towarzyszy umiarkowane rozdrobnienie agregatów krystalicznych osnowy (rys.6 i 8). Mechanizm tego rozdrobnienia można wyjaśnić lokalnym oddziaływaniem cząstek surlynu na rozrost sferolitów podczas krystalizacji POM. Mała ilość



Rys. 1. POM niemodyfikowany, zgląd



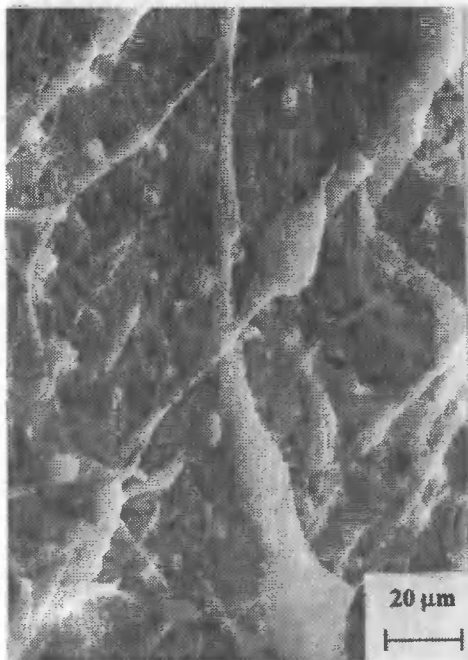
Rys. 2. POM niemodyfikowany, przełom N<sub>2</sub>



Rys. 3. POM modyfikowany 10 % SU, zgląd



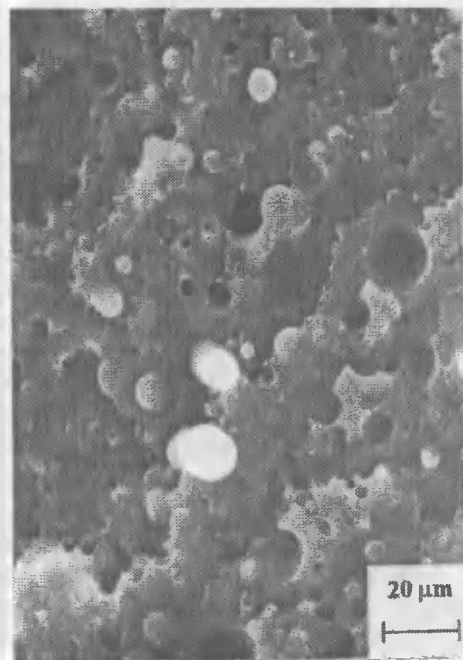
Rys. 4. POM modyfikowany 10 % SU, przełom N



Rys.5. POM modyfikowany 20 % SU, zgląd

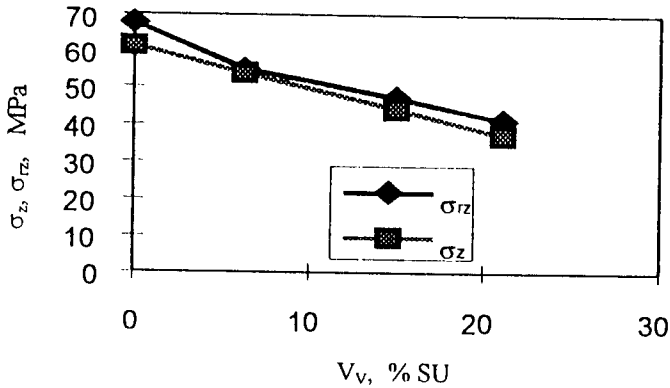
Rys.6. POM modyfikowany 20 % Su, przelom N<sub>2</sub>

Rys.7. POM modyfikowany 30 % SU, zgląd

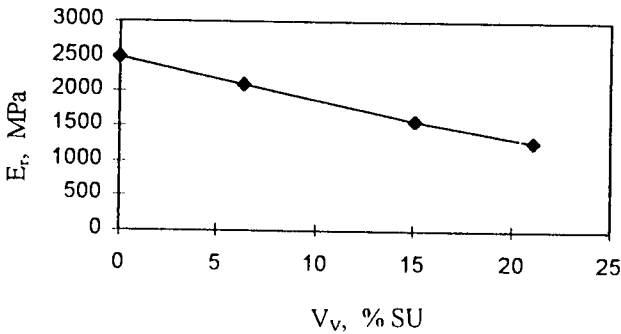


Rys.8. POM modyfikowany 30 % SU, przelom N

cząstek surlynu nie przeszkadza rozwojowi agregatów krystalicznych, zaś przy większej ilości ograniczają one rozrost sferolitów (rys.4, 6 i 8). Stwierdzone efekty wskazują, że surlyn powoduje głównie tzw. zewnątrzpaczkową plastyfikację POM.



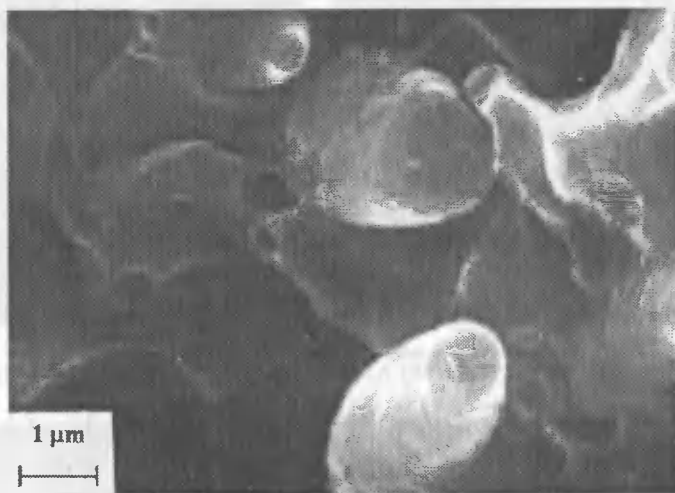
Rys.9. Zależność granicy plastyczności  $\sigma_z$  i rzeczywistego naprężenia zrywającego  $\sigma_{rz}$  przy rozciąganiu od ułamka objętościowego  $V_v$  surlynu w POM



Rys.10. Zależność modułu  $E_r$  przy rozciąganiu od ułamka objętościowego  $V_v$  surlynu w POM

Obserwowanym zmianom w strukturze poliacetalu z dodatkami surlynu towarzyszy wzrost ich plastyczności przy jednoczesnym spadku wytrzymałości. Wraz ze wzrostem ilości modyfikatora obserwuje się monotoniczny spadek wyznaczonych własności mechanicznych ( $\sigma_z$ ,  $\sigma_{rz}$  oraz  $E_r$ ) badanych poliacetalu (rys.9 i 10). Takie zachowanie się tworzywa jest najprawdopodobniej konsekwencją dwóch przeciwstawnych zjawisk strukturalnych. Wynikiem niewielkiej (lub braku) rozpuszczalności modyfikatora w POM jest pojawienie się jego cząstek w postaci odrębnej fazy, których ilość jest proporcjonalna do ilości wprowadzonego surlynu, o małej adhezji obu składników. Prowadzi to w konsekwencji do redukcji wysokowytrzymałej matrycy, zaś niskowytrzymały modyfikator w znikomym stopniu uczestniczy w przenoszeniu obciążeń tworzywa (efekt „perforacji”). Stwierdzone rozdrobnienie agregatów krystalicznych (przez blo-

kujące działanie cząstek modyfikatora podczas krystalizacji) nie jest w stanie zrekompenzować osłabienia osnowy (spowodowanej pojawieniem się w strukturze jego cząstek). Dekohezja mieszanin polega na kruchym złomie osnowy POM, zaś włókniste cząstki są z niej wyciągane i później ulegają ciągliwemu zniszczeniu. Jednakże postać i silna ciągliwość wydzielań surlynu mogą mieć pozytywny wpływ na własności tribologiczne tworzywa. W warunkach tarcia z poślizgiem, miękkie i łatwo wyciągalne z matrycy cząstki surlynu powinny zapewniać samosmarowanie się współpracujących powierzchni. Ten modyfikator zachowuje bowiem ciągliwość nawet w temperaturze ciekłego azotu, co widać na rysunku 11. Cząstki surlynu na powierzchni przelomów próbek z temperatury ciekłego azotu są silnie odkształcone, a ich zniszczenie poprzedza szybkowanie.



Rys. 11. POM modyfikowany 20 % SU, przelom N<sub>2</sub>

#### 4. WNIOSKI

1. Stwierdzono, że w mieszaninach z poliacetalem surlyn wydziela się w postaci odrębnej fazy o słabej adhezji między oboma składnikami.
2. Faza surlynu w znikomym stopniu uczestniczy w przenoszeniu zewnętrznych obciążeń tworzywa, działając przede wszystkim jako perforator poliacetalowej matrycy mieszaniny.
3. Postać i silna ciągliwość wydzielań surlynu stwarzają szansę uzyskiwania efektu samosmarowania się przy tarcia tak modyfikowanego POM.

#### LITERATURA

- [1] Dziadur W., Kuciel S., Litak A., Tomaszewska V.: Materiały VIII Seminarium Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn, s.160, 1997.
- [2] Kuciel S., Litak A.: Materiały VI Konferencji, Nowe kierunki modyfikacji i zastosowanie tworzyw sztucznych, 1995.

## **THE EFFECTS OF MODIFICATIONS OF POLIACETALE BY IONOMERIC COPOLYMER OF ETHYLENE**

### **Summary**

In the paper the results of the influence of different Surlyn additions (10 to 30 %) on microstructural and mechanical changes of POM is presented. Investigations were carried out on sections and fractures obtained at liquid N<sub>2</sub> temperature. It was shown that small additions of Surlyn (up to 10 %) modified investigated structures much more. Moreover, in this paper there is described qualitative and quantitative role of Surlyn on typical features of observed structures of investigated polymers.





## KINETICS OF WETTING, SOAKING AND DRYING OF POLYAMIDE COMPOSITES

Jan Kohout

Department of Physics, Military Academy,  
Kounicova 65, CZ - 612 00 Brno

Article presents the results of measurements of weight and dimensional changes of details made from polyamides filled with short glass fibres during wetting in air with different humidity, soaking in water at different temperatures and drying in hot air at different temperatures. Temporal and temperature dependences of the changes are described with kinetic equations of diffusion and with Arrhenius equation for their rate constants. Obtained knowledge allows simple determination of optimum technological parameters (temperature, time and medium) for any technological step in which given change of water amount is asked.

### 1. INTRODUCTION

Polyamides are one of polymer types which can contain certain amount of water. This amount has upper limit (2,5 to 3 weight per cent for PA 6,6; 3,5 to 4 per cent for PA 6) which is lower for filled polyamides (about half for 35 volume per cent glass fibres). Water content influences significantly above all mechanical and electrical properties. For details with high accuracy demands the dimensional changes can play important role. On the other hand weight changes are usually not very significant but they can be determined very simply. If polyamide detail is loaded in bending or torsion not only total water amount but also its distribution in the cross section is important.

Drying as well as wetting or soaking of polyamide details can be important step of technological procedure e.g. when the polyamide granules are dried before injection moulding or when the cages (separators) of rolling bearings are wetted before the rolling elements are pressed in them. Therefore the kinetics of the changes of water content is useful to study.

Contribution presents the results of measurements of weight and dimensional changes of composite cages during wetting in air with different humidities, soaking in water with different temperatures and drying at different temperatures. To previously obtained partial results of preliminary tests [1,2] experimental results of new tests and computational results of regression analysis were added. Temporal dependences of

weight and dimensional changes are described with kinetic equations of diffusion (or more generally with Avrami equation) and their temperature dependences consist in temperature dependences of rate constants in kinetic equations according to Arrhenius equation [3]. The most complicated case is soaking in water where also the washing up of low-molecular chains can play significant role.

Very important parameter influencing the rate of water content changes is the thickness of studied sample. In the case of bearing cages with very complicated shapes the equivalent thickness can be defined as the quotient of volume and half-surface which well corresponds to the thickness of thin plane plate. In the article only two types of cages with different equivalent thicknesses are studied what does not allow to find general dependence on thickness.

Obtained knowledge about the kinetic of changes of water content in composite details are used for determination of optimum parameters of technological step in which asked water content or asked water distribution in the cross section of detail have to be obtained in asked time.

## 2. EXPERIMENTAL MATERIAL AND TECHNIQUE

Studied material was polyamide composite Ultramid A3HG5 (producer BASF) what is polyamide 6,6 filled with 25 volume per cent of short glass fibres with diameters 10  $\mu\text{m}$  and mean length about 0,5 mm. Its materials properties are known from studies using samples with simple form (usually plane plates). Therefore the cages as final details with very complicated shapes were studied (they are in principle close or exceptionally open rings with close or open pockets for rolling elements). Properties of final details with complicated shape depend not only on materials properties but substantially also on the level of production technology, in this case injection moulding.

For studies the cages of cylindrical roller bearing NU 310 (bearing for general use made by all important producers) and needle roller bearing PLC 43-18 (special inland bearing used in gear box of some Škoda cars) were used. The former is close with close pockets and equivalent thickness about 3,5 mm, the latter is open with close pockets and equivalent thickness about 2 mm. During and after exposures the weight (mass) and diameter were determined. Weight (about 14,5 g for cages NU 310 and 3,6 g for cages PLC 43-18) were determined on laboratory balance with accuracy  $10^{-4}$  g. The diameter (about 88 mm - only cages NU 310 were measured) was determined with contact micrometer in two perpendicular directions defined by the gate of sprue with accuracy better than  $10^{-2}$  mm and the mean was considered. Relatively high dispersion of diameter measurements is the consequence of high compliance of cages - the results of measurements are extremely dependent on thrust force of dimension gauge which is difficult to hold perfectly constant. For further data processing the relative changes of weight and diameter were used.

## 3. PROCESSES INFLUENCING WATER CONTENT

### 3.1. Wetting in humid air

Wetting was made at room temperature in air with relative humidity ( $52\pm 2$ ) and ( $100\pm 2$ ) per cent (hereafter 50 and 100 %). Both media were realized in desiccators - the former above the level of saturated solution of sodium dichromate  $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ , the

latter above the level of distilled water. Tested cages were pre-dried 3 days in hot air at temperature 80 °C. Experimental results of wetting for both cage types and both humidities are presented in fig. 1, where (and hereafter) the cage type is determined with equivalent thickness. As regression function Avrami equation was used

$$\Delta p + p_{\max} \left[ 1 - \exp(-k^n t^n) \right] \quad (1)$$

where  $p_{\max}$  is maximum content of water (wettability) for given cage type and given humidity. Exponent  $n \approx 0,5$  is the evidence that substance of wetting is diffusion for which  $n = 0,5$ . Rate constant for thinner cages is higher according to the expectations. Values  $p_{\max}$  are different for different humidities (the balance of humidities inside and inside of material) but they should be the same or near for different types of cages. Substantially lower values for thicker cages is the evidence of fact that the predrying was not sufficient.

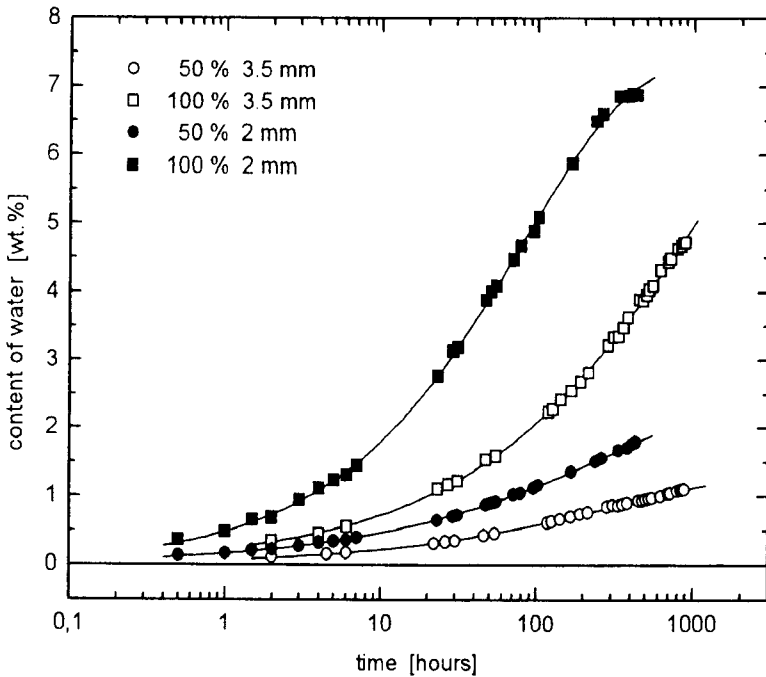


Fig.1. Wetting of polyamide cages with different equivalent thickness in air with different humidity

To reach the balanced water content as quickly as possible the combination of higher and final humidity is used. An example of such combination (but not the quicker) is presented in fig. 2 where 100 percentage humidity is followed by 50 percentage one. As regression function the doubled Avrami equation is used and values  $n \approx 0,5$  are again obtained.

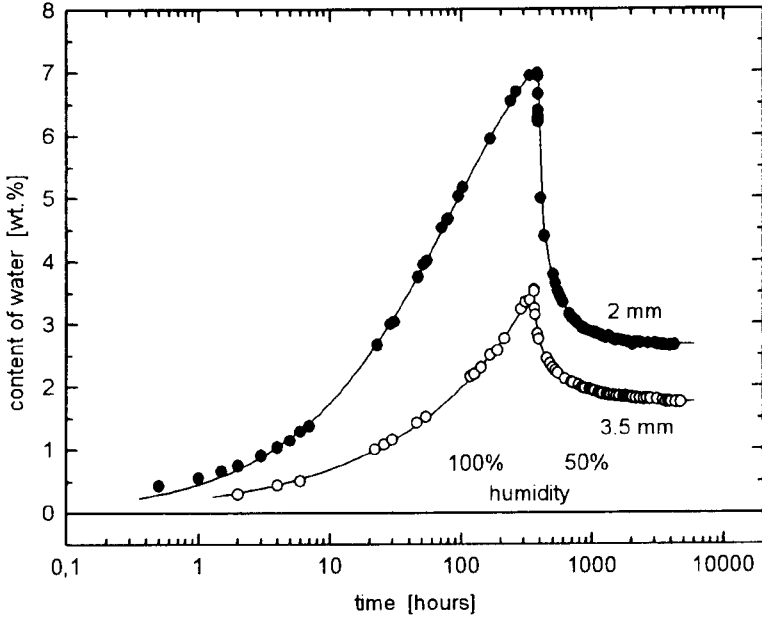


Fig.2. Wetting of polyamide cages with different equivalent thickness in air with humidity jump

### 3.1. Soaking in water

The cages of roller bearing were soaked in distilled water at temperatures 23, 47 and 70 °C, the cages of needle bearings at temperatures 23, 38 and 70 °C. Stability of temperature was 1°C for elevated temperatures and 3 °C for room temperature. The time of tests at room temperature was limited to one year by biological contamination of water. Nor the most careful treatment could avoid it and no chemical preservative was used not to influence the results. Weight increase during soaking for both cage types is presented in fig. 3 and 4, diameter increase for cages of roller bearing having larger dispersion is presented in fig. 5. Because the soaking is attended with washing up of low-molecular chains the regression function was supplied with exponential function describing this effect

$$\Delta p = p_{1\max} \left[ 1 - \exp(-k_1 t^n) \right] - p_{2\max} \left[ 1 - \exp(-k_2 t) \right] \quad (2)$$

where  $p_{1\max}$  is maximum content of water (absorption capacity) and  $p_{2\max}$  is maximum content of washed up low-molecular components. Temperature dependence of  $\Delta p$  consists in temperature dependence of rate constants according to Arrhenius equation

$$k_i(T) = k_{i\infty} \exp\left(-\frac{\varepsilon_i}{\kappa T}\right) = k(T_0) \exp\left[-\frac{\varepsilon_i}{\kappa} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0}\right)\right] \quad (3)$$

where  $\varepsilon_i$  are activation enthalpies of both processes,  $\kappa$  is Boltzmann constant and  $T_0$  is suitable relative (e. g. room) temperature (absolute temperatures are considered).

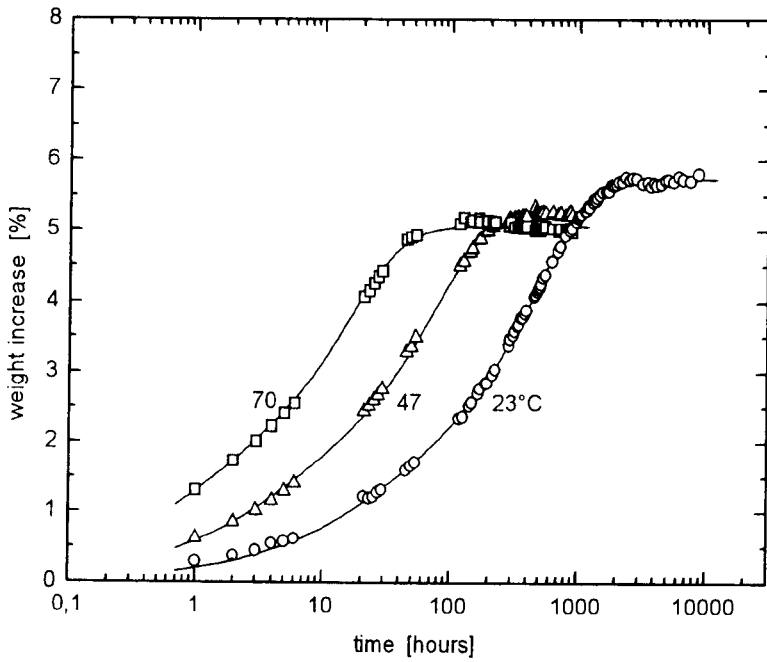


Fig.3. Soaking of polyamide cages of roller bearing in water at mentioned temperatures

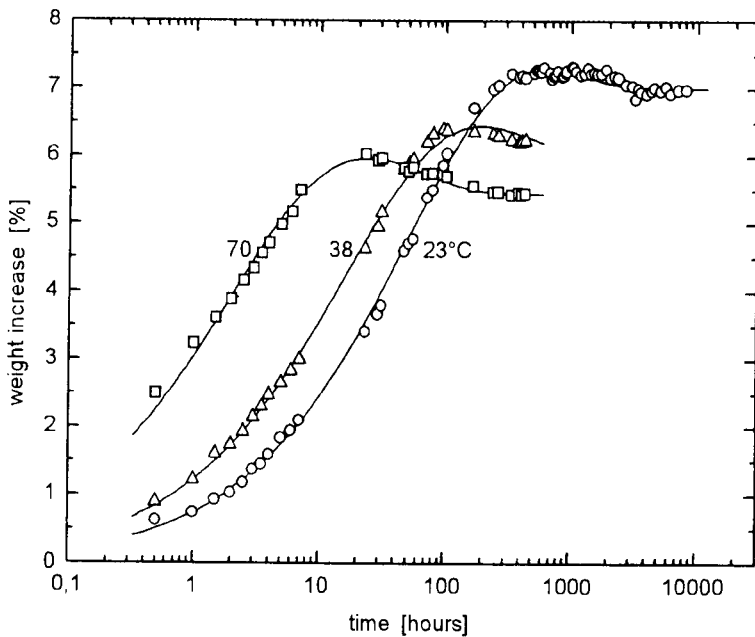


Fig.4. Soaking of polyamide cages of needle bearing in water at mentioned temperatures

Regression of weight increases gave the values  $n$  in the region 0,48 to 0,67 what is not as near to the value 0,5 as in previous cases. Important conclusion is that for each of temperatures different value  $p_{1max}$  must be taken because absorption capacity is the lower the higher is the temperature. The amount of washed up components  $p_{2max}$  for cages of needle bearing ( $0,95 \pm 0,15$  %) seems to be correct but regression result for roller bearing cages ( $2,78 \pm 0,21$  %) is too large and probably incorrect what can be the consequence of unsuccessful regression (covariant coefficient between  $p_{1max}$  and  $p_{2max}$  is extremely close to 1). While in fig. 4 the decrease for long times about 1 % is easy to see, in fig. 3 nearly no decrease can be seen what also makes the value nearly 3 % dubious. For the cages of roller bearing the increase of diameter is available but it cannot contribute to the solution of this problem because here no saturated region occurs (see fig. 5 - upper level for room temperature is not yet probably saturated region).

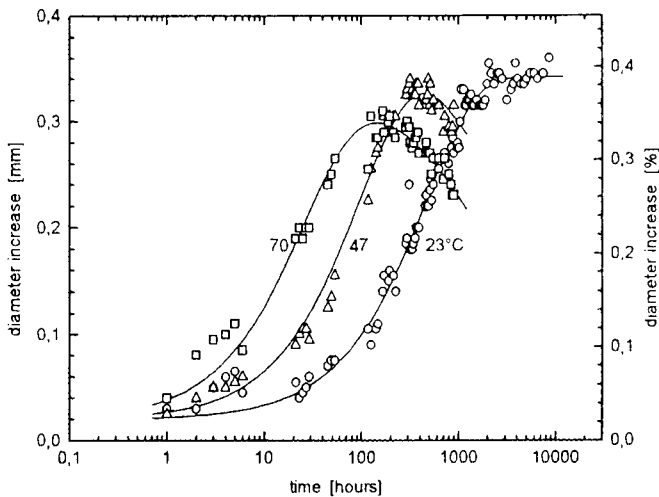


Fig.5. Soaking of polyamide cages of roller bearing in water at mentioned temperatures followed by diameter increase

Increase of diameter (see fig. 5) is very important from the point of view of dimensional accuracy. The decrease of mean diameter for long times can be not only the consequence of washing up of low-molecular components but also the consequence of crystallinity increase of polyamide which decreases volume but the weight remains self-evidently without any change. The higher the temperature is, the larger increase of crystallinity can be expected what is in agreement with diameter decrease in fig. 5.

Careful look at the beginnings of curves in fig. 5 shows enormous dispersion of experimental results for times shorter than 10 hours. In fact the results for 1 and 6 hours are significantly lower and results for 2, 3, 4 and 5 hours significantly higher. It is difficult to find the reason causing such unusual results in first day of measurements.

Besides mean diameter also the difference of two diameters measured in perpendicular directions can be determined as a criterion of ovality. Its time and temperature dependences are very interesting as well as useful but there is not place enough to present them. It seems that the crystallinity changes play in ovality the most important role.

### 3.3. Drying in hot air

Drying was made in hot air oven at temperatures 65 and 80°C. Experimental results for both temperatures and both cage types are presented in fig. 6. For regression the modified Avrami equation (1) was used

$$\Delta p = p_{\max} \exp(-k^n t^n) \quad (4)$$

where  $p_{\max}$  is again the maximum water content in polyamide. For temperature dependence of rate constant Arrhenius equation (3) can be again used.

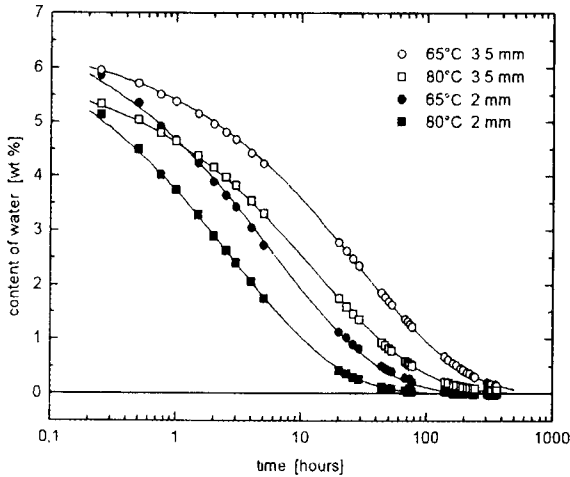


Fig.6. Drying of polyamide cages with different equivalent thickness in air with different humidity

While in all other figures primary results are presented, for fig. 6 they had to be converted to obtain their asymptotes equal to zero. The problem consists in the fact that the weight of cages without any water cannot be known before the tests. The dependences also show that often recommended drying procedure 3 days at temperature 80 °C can be barely sufficient for thinner cages (limit value 0,2 % of water content is usually considered for dry polyamide) but not for thicker cages for which even one week of drying is not sufficient. Sometimes the drying temperature only 65 °C is recommended to avoid thermal oxidation of polyamide but from fig. 6 it is clear that the times for reaching 0,2 % water content are too long for practical use even for thinner cages.

## 4. DISCUSSION

Presented experimental results and proposed regression functions lead to some valuable results and conclusions. On the other hand many other measurements at other conditions should be made to assure that the results and above all the conclusions have general validity. Some measurements (e. g. the beginnings of diameter increase) should be repeated being rather dubious. Also it is necessary not to stop measurement before saturated region is sufficiently covered.

Another problem consists in sufficient frequency of measurements. Especially first night and first weekend (measurements were made only in working days) create unpleasant gaps in all figures where logarithmic time axis is used. When the dispersion of results is very low (see fig. 3 and 6), all nights before first weekend are conspicuous.

Some conclusions (e. g. about crystallinity changes) are rather speculative and direct measurements (e. g. X-ray analysis) would be very useful.

## 5. CONCLUSIONS

1. Presented results allow to find approximate conditions for realization of given changes of water content in polyamide composite (at least for tested types of cages).
2. Discrepancy between weight and diameter increase at high temperatures are probably the consequences of crystallinity increase which should be directly studied.

## ACKNOWLEDGEMENTS

The work was supported by project MO 50170896306 of Ministry of Defence.

## REFERENCES

- [1] Kohout J.: Ageing and wetting of polyamide cages of rolling bearings. Proceedings of seminar Climatotechnology, ZVL PS, p. 39 (in Czech) Považská Bystrica 1989.
- [2] Kohout J.: Kinetics of degradation and wetting of polyamide injection moulded details. Proceedings of 6<sup>th</sup> state conference Polyamides '90. DTČSVTS, p. 109 (in Czech) České Budějovice 1990.
- [3] GOST 9.707-81 Unified system of corrosion and ageing protection. Polymeric materials. Methods of accelerated climatic ageing tests (in Russian).

## KINETYKA PROCESÓW I SUSZENIA KOMPOZYTÓW POLIAMIDOWYCH

### Streszczenie

W artykule przedstawiono wpływ warunków suszenia i nawilżania (w powietrzu o różnej wilgotności i w wodzie) na zmianę masy i wymiarów liniowych próbek wykonanych z poliamidu wzmocnionego włóknem szklanym. Zależności zmian od czasu i temperatury opisano za pomocą kinetycznych równań dyfuzji oraz równania Arrheniusa. Uzyskane wyniki umożliwiają proste określenie optymalnych parametrów technologicznych (temperatura, czas, warunki otoczenia) dla dowolnej operacji technologicznej podczas której zachodzą pożądane zmiany zawartości wody w elemencie.



## TWORZYWA POLIMEROWE KOMPOZYTOWE O SPECJALNYCH WŁAŚCIWOŚCIACH AKUSTYCZNYCH

Joachim Zimniak , Wojciech Śliwa

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

W przetwornikach hydroakustycznych szerokopasmowych istnieje duże zapotrzebowanie na tworzywa sztuczne polimerowe kompozytowe. W artykule przedstawiono wyniki badań nad tworzywami, które spełniają wymagania stawiane przez technikę ultradźwiękową.

### 1. WSTĘP

Tworzywa sztuczne polimerowe ze względu na specyficzne właściwości znalazły szerokie zastosowanie w różnych dziedzinach, m.in. w technice, medycynie, rolnictwie i innych, w których stosowanie tradycyjnych materiałów metalowych jest utrudnione lub wręcz niemożliwe [5,6,11]. Przykładem takiego zastosowania jest technika ultradźwiękowa, która w ostatnich kilkunastu latach osiągnęła znaczny postęp (zwłaszcza w systemach hydroakustycznych) dzięki osiągnięciom elektroniki. Tworzywa sztuczne ze względu na swoje korzystne właściwości znalazły szerokie zastosowanie w przetwornikach akustycznych, które jak wiadomo pracują w specyficznych warunkach [1,3,7,10]. Na rysunku 1 pokazano w sposób schematyczny działanie takiego przetwornika hydroakustycznego.

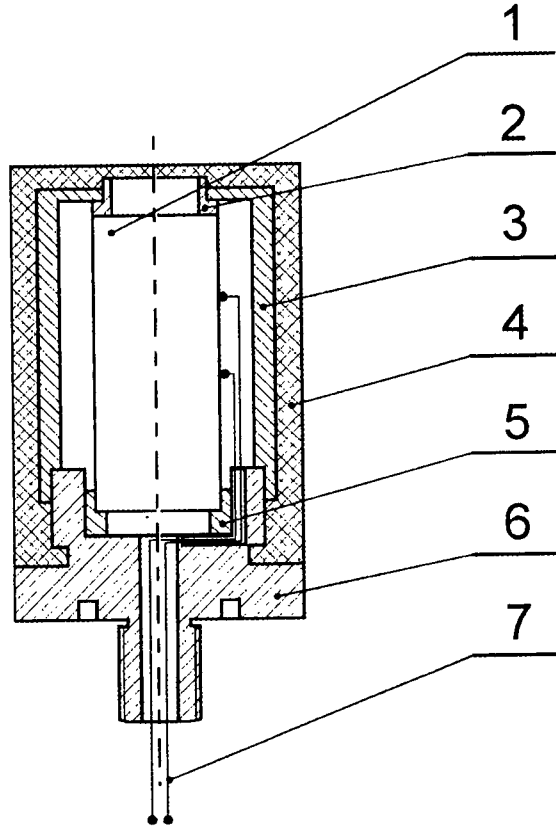
Urządzeniom hydroakustycznym pracującym w trudnych warunkach eksploatacyjnych (głębokość pracy do 100 m pod wodą, zmienne temperatury pracy od 0÷40 °C i inne), stawia się wiele wymagań w zakresie właściwości akustycznych, dielektrycznych, mechanicznych, chemicznych i innych [1,4,8,9]. Ważnym podzespołem urządzenia hydroakustycznego jest tzw. głowica ultradźwiękowa, której zadaniem jest wyemitowanie na zewnątrz fali akustycznej o określonym kształcie i paśmie przenoszenia [1,2,7]. Pasma przenoszenia jest ściśle związane z gęstością tworzywa. We współczesnej technice ultradźwiękowej istnieje duże zapotrzebowanie na tworzywa sztuczne polimerowe o podwyższonej gęstości powyżej 1500 kg/m<sup>3</sup>. W odniesieniu do urządzenia hydroakustycznego jest to związane z uzyskaniem charakterystycznej impedancji akustycznej z w granicach:

$$z = \rho \cdot c_L = (2,0 \div 4,5) \cdot 10^6, \text{ Pa s}^{-1}$$

gdzie:

$\rho$  - gęstość tworzywa polimerowego,

$c_L$  - prędkość podłużnej fali akustycznej w tworzywie.



Rys.1. Schemat przetwornika hydroakustycznego: 1- kształtka piezoceramiczna, 2 i 5 - tuleje dystansowe, 3 - tuleja gwintowana, 4 - warstwa z tworzywa polimerowego, 6 - podstawa, 7 - przewody zasilające

Według znawców techniki ultradźwiękowej, jej rozwój w ostatnich dziesięcioleciach nastąpił głównie w zakresie pomocniczych funkcji urządzeń takich jak sterowanie, kontrola, czy rejestracja wyników. Sposoby generowania i przetwarzania sygnałów hydroakustycznych nie uległy zasadniczym zmianom, ponieważ zmianom nie uległy sygnały, a te stosowane w tych urządzeniach są sygnałami wąskopasmowymi. Analizując literaturę można stwierdzić, że jakościowy postęp w urządzeniach hydroakustycznych uzyskano dzięki zastosowaniu sygnałów szerokopasmowych [2,4,9,10]. Sygnały takie umożliwiły poprawę rozdzielczości i zwiększyły zasięg systemów hydrolokacyjnych, co w świetle zastosowań specjalnych ma istotne znaczenie. Pomimo tych zalet sygnały szerokopasmowe nie były stosowane zbyt często. Podstawową barierą w ich zastosowaniu są trudności w zakresie technologii wytwarzania przetworników szerokopasmowych. W dostępnej literaturze, w ostatnim czasie pojawiły się prace

badawcze dotyczące opracowania niektórych wytycznych do projektowania przetworników szerokopasmowych [2,4,10]. Jest jednak szczególny brak informacji dotyczących technologii przetworników szerokopasmowych przeznaczonych do pracy w urządzeniach hydroakustycznych. Wynika to prawdopodobnie z chęci ochrony technologii stosowanych przez firmy zajmujące się z wytwarzaniem przetworników.

## 2. ANALIZA W ZAKRESIE TECHNICZNYCH SPOSOBÓW POSZERZANIA PASMA PRZENOSZENIA PRZETWORNIKÓW

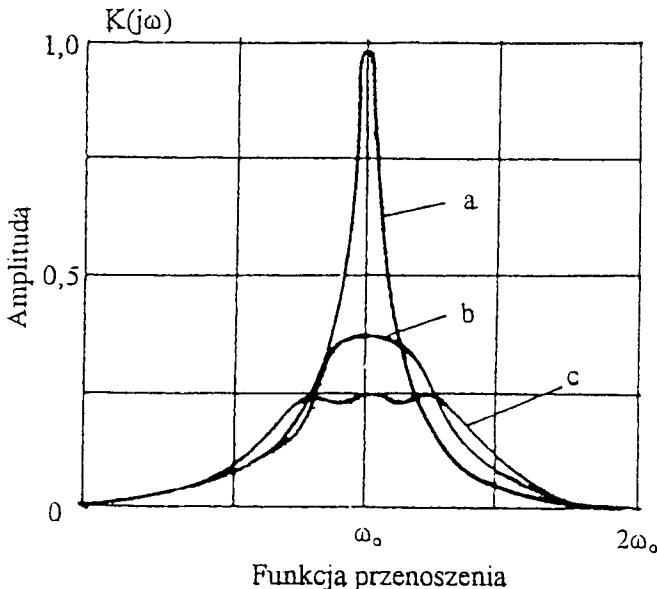
W praktyce, obok potrzeby badania własności przetworników o znanej konstrukcji, występuje często konieczność rozwiązania odwrotnego zagadnienia. Trzeba określić parametry konstrukcyjne przetwornika tak, aby posiadał on z góry założone własności. Postępowanie zmierzające do realizacji założonego celu jest przedmiotem projektowania przetworników szerokopasmowych.

Jak wiadomo istnieje kilka sposobów poszerzenia pasma przenoszenia przetwornika [3,9,10 ]:

1. Metoda zmniejszenia dobroci przez wzrost strat wewnętrznych.
2. Metoda zmniejszenia dobroci przez silne obciążenie powierzchni biernej.
3. Metoda dopasowania impedancji obciążenia powierzchni czynnej do impedancji materiałów piezoceramicznych.
4. Metoda eliminacji drgań okresowych.

Spośród wymienionych metod poszerzenia pasma przenoszenia przetworników największe znaczenie użytkowe ma metoda warstw dopasowujących (metoda 3).

Na rysunku 2 pokazano moduły funkcji przenoszenia przetwornika w zależności od ilości warstw dopasowujących i ich różnych wartości gęstości.



Rys.2. Moduły funkcji przenoszenia przetwornika [7]: a) bez warstwy, b) z jedną warstwą, c) z dwiema warstwami

Jak widać, dzięki warstwom dopasowującym można uzyskać znaczne poszerzenie pasma przenoszenia przetwornika oraz różne charakterystyki amplitudowe (lub fazowe). Najczęściej dąży się do zapewnienia maksymalnie płaskich lub równofalistych funkcji przenoszenia. Oznaczona na rysunku 2 krzywa b dotyczy pasma przenoszenia dla tworzyw polimerowych o gęstościach w zakresie od  $1,2 \div 1,5 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$ , natomiast krzywa c dotyczy pasma przenoszenia dla tworzyw kompozytowych o podwyższonej gęstości (powyżej  $1,5 \cdot 10 \text{ kg/m}^3$ ). Pomimo tak obiecujących rezultatów wykonanie przetworników szerokopasmowych z warstwami dopasowującymi stwarza wiele trudności przy realizacji zaprojektowanych przetworników. Wynika to głównie stąd, że teoretyczny model elementu piezoceramicznego i modele warstw dopasowujących najczęściej odbiegają znacznie od rzeczywistych własności stosowanych w praktyce elementów.

R. Salamon w swoich pracach [8-10] wskazał główne przyczyny występowania wymienionych rozbieżności. Główne z nich to m.in. zastosowanie warstw dopasowujących zbudowanych z materiałów o zbyt dużym tłumieniu fali akustycznej, zła technologia połączeń adhezyjnych między elementami piezoceramicznymi i warstwami dopasowującymi, mało dokładna ocena charakterystycznej impedancji akustycznej elementów piezoceramicznych i materiałów stosowanych na warstwy dopasowujące, mało dokładna metoda oceny prędkości propagacji fali akustycznej w przetworniku, zastosowanie niewłaściwych metod pomiarowych podczas etapów pośrednich budowy przetwornika oraz wiele innych.

### 3. BADANIA WŁASNE

Z punktu widzenia technicznej realizacji wykonania przetworników szerokopasmowych istnieje wiele problemów do rozwiązania, a dotyczących warstw dopasowujących. Główne z nich to: badania i dobór odpowiednich materiałów przeznaczonych na warstwy dopasowujące (zwłaszcza tworzyw polimerowych kompozytowych) oraz określenie ich właściwości akustycznych i adhezyjnych do materiałów ceramicznych oraz określenie ich przetwarzalności. Niektóre zagadnienia zostały już częściowo rozwiązane, np. uzyskano interesujące tworzywa polimerowe kompozytowe (PVC + proszek wolframu oraz PVC + proszek ceramiki) i określono właściwości adhezyjne uzyskanych materiałów do kształtek piezoceramicznych i materiałów metalowych (zwłaszcza do aluminium i stali). Rezultaty tych badań zostały zaprezentowane w niektórych pracach [12-14].

Zasadniczym celem niniejszego opracowania jest próba uzyskania, na drodze modyfikacji fizycznej, tworzyw polimerowych kompozytowych o podwyższonej impedancji akustycznej. Dalszym nie mniej ważnym celem pracy, mając na uwadze warunki pracy przetwornika [1,3,9] jest określenie niektórych właściwości mechanicznych (zwłaszcza wytrzymałości na zginanie i twardości).

Aby osiągnąć założony cel pracy przeprowadzono odpowiednie badania laboratoryjne. Na podstawie analizy literatury oraz badań rozpoznawczych nie relacjonowanych w niniejszym opracowaniu do badań wytypowano następujące tworzywa polimerowe:

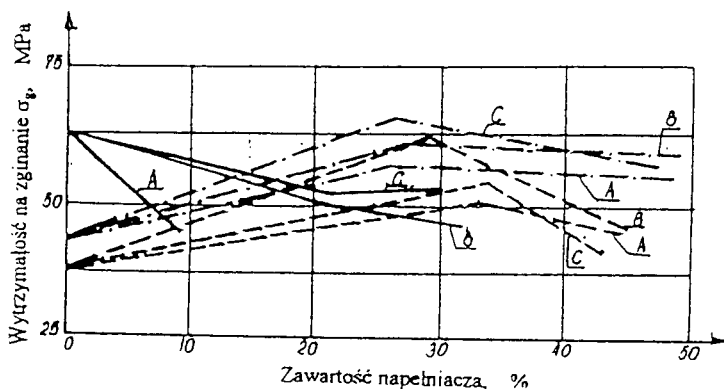
- polichlorek winylu (miękki),
- polichlorek winylu modyfikowany (półtwardy),
- polistyren wysokoudarowy,
- utwardzona żywica epoksydowa (Epidian 5).

Celem zwiększenia gęstości wymienionych wyżej tworzyw napelniano je odpowiednimi napelniającami: proszkami aluminium, wolframu i żelazo-krzemu.

W tabeli 1 podano procentową zawartość wymienionych napelniaaczy dla odpowiednich tworzyw polimerowych. Próbki do badań właściwości mechanicznych i akustycznych wykonano metodą wtryskiwania, a w przypadku żywicy epoksydowej metodą odlewania swobodnego. Wyniki badań wpływu procentowej zawartości napelniaaczy proszkowych (w stosunku masowym) na wytrzymałość na zginanie i twardość przedstawiono graficznie na rysunkach 3 i 4. Na rysunku 5 natomiast pokazano zależność impedancji akustycznej  $z$  od gęstości tworzyw kompozytowych  $\rho$  uzyskanych na drodze modyfikacji fizycznej.

Tabela 1. Procentowa zawartość napelniaaczy proszkowych w odpowiednich tworzywach polimerowych

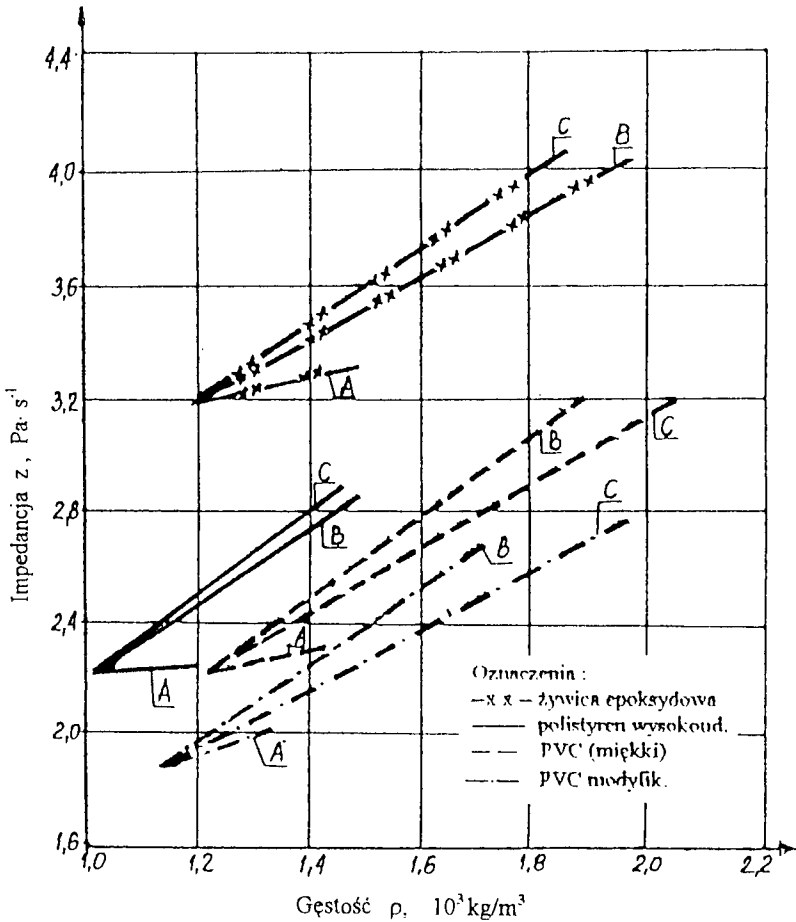
Rodzaj napelniaacza	Rodzaj tworzywa											
	Polistyren			PVC miękki			PVC półtwardy			Epidian 5		
	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
Aluminium A, %	0,5	-	-	3,0	-	-	1,6	-	-	12	-	-
	4,0	-	-	5,2	-	-	2,5	-	-	25	-	-
	5,6	-	-	14,0	-	-	3,3	-	-	30	-	-
	7,8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Żelazokrzem B, %	-	12	-	-	10	-	-	17	-	-	12	-
	-	23	-	-	24	-	-	19	-	-	25	-
	-	33	-	-	35	-	-	32	-	-	50	-
Wolfram C, %	-	-	12	-	-	20	-	-	18	-	-	12
	-	-	21	-	-	29	-	-	26	-	-	25
	-	-	28	-	-	41	-	-	43	-	-	50



Rys.3. Wpływ procentowej zawartości napelniaaczy proszkowych na wytrzymałość na zginanie  $\sigma$  (oznaczenia podano w tabeli 1 oraz na rysunku 5)



Rys.4. Wpływ zawartości napełniaczy proszkowych na twardość HK

Rys.5. Zależność impedancji akustycznej  $z$  od gęstości  $\rho$  (pozostałe oznaczenia podano w tabeli 1)

Uzyskane rezultaty badań, przedstawione graficznie na rysunkach, należy interpretować w odniesieniu do cech wytrzymałościowych, akustycznych i technologicznych warstw dopasowujących przetwornika hydroakustycznego szerokopasmowego. Istotnym czynnikiem określającym jego jakość, mając na względzie warunki jego eksploatacji, jest wytrzymałość na zginanie i twardość (rys.3 i 4). W odniesieniu do cech akustycznych o przydatności odpowiednich materiałów polimerowych do zastosowania w przetwornikach szerokopasmowych jest ich charakterystyczna impedancja akustyczna. Przykładowo na uwagę zasługuje odpowiednio wysoka impedancja dla utwardzonej żywicy epoksydowej Epidian 5 i modyfikowanego polichlorku winylu (wytworzonego w ATR w Bydgoszczy) z napełniaczami proszku wolframu i żelazo-krzemu (rys.5).

Charakterystyczną impedancję akustyczną dla badanych tworzyw kompozytowych wyznaczono na stanowisku badawczym w Katedrze Hydroakustyki Instytutu Telekomunikacji Politechniki Gdańskiej.

#### 4. PODSUMOWANIE

Rezultaty przedstawionych badań wykorzystano przy projektowaniu i wykonaniu warstw dopasowujących modeli użytkowych przetworników szerokopasmowych. Uzyskano polimerowe tworzywa kompozytowe, które charakteryzują się stosunkowo wysoką impedancją akustyczną i zadowalającymi właściwościami mechanicznymi. Celem pełniejszego zastosowania tych materiałów w przetwornikach należy prowadzić dalsze badania obejmujące m.in. zastosowanie innych napełniaczy, np. proszków srebra, określenie właściwości adhezyjnych dla uzyskanych tworzyw, jak również należy podjąć badania długotrwałe w warunkach eksploatacyjnych.

#### LITERATURA

- [1] Behrens J.A., Stokes R.H.: Deep-ocean hydrophone array. *J. Acoust. Soc. Am.*, Vol. 61, No 5, May 1977.
- [2] Chmielarz A.: Badania symulacyjne pasywnego szerokopasmowego systemu hydrolokacyjnego. Materiały V Sympozjum z Hydroakustyki, Gdynia 1988.
- [3] Desiletes C.S., Fraseer J.D., Kino G.S.: The design of efficient broad-band piezoelectric transducers. *IEEE Trans. Son. and Ultrason.* Vol. SU-25, 1978.
- [4] Lasota H.: Zagadnienia polowe w hydroakustycznych systemach szerokopasmowych. Materiały V Sympozjum z Hydroakustyki, Gdynia 1988.
- [5] Łączyński B.: Tworzywa sztuczne i ich przetwórstwo. WNT, Warszawa 1978.
- [6] Mazurkiewicz S.: Badania własności mechanicznych tworzyw sztucznych.. Materiały VIII Seminarium Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn, Kraków 1997.
- [7] Obraz J.: Ultradźwięki w technice pomiarowej. WNT, Warszawa 1983.
- [8] Salamon R.: Problemy projektowania i analizy ultradźwiękowych przetworników hydroakustycznych. I Sympozjum z Hydroakustyki, Gdynia 1984.
- [9] Salamon R.: Entwurfsmethode für piezoelektrische Breitbandschwinger mit Anpassungsschichten. *Acustica* Vol.69, Hirzel Verlag, Stuttgart 1989.
- [10] Salamon R.: Zarys teorii szerokopasmowych przetworników hydroakustycznych. Zeszyty Naukowe AMW nr 106 A, Gdynia 1990.
- [11] Sikora R.: Przetwórstwo tworzyw wielkocząsteczkowych. WNT, Warszawa 1987.
- [12] Śliwa W., Zimniak J.: Połączenia adhezyjne w przetwornikach ultradźwiękowych. VIII Seminarium Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn. Kraków 1997.

- [13] Zimniak J.: Plastverarbeitungsfähigkeit der Hochpolymere mit speziellen Eigenschaften. Internationale Konferenz „TECHNOMER'89. Karl- Marx - Stadt, 1989.
- [14] Zimniak J., Śliwa W.: Przetwarzalność tworzyw sztucznych o podwyższonej gęstości. Materiały Konferencyjne Tworzywa sztuczne w budowie maszyn, Częstochowa 1994.

## **POLIMER COMPOSITE PLASTICS WITH SPECIAL ACOUSTIC PROPERTIES**

### Summary

Hydroacoustics transducers should have high reliability and good acoustical, electrical and mechanical efficiency. The design, technology and material engineering have the impact on a proper work of the transducer and especially of its piezoelectric elements. In this paper a special stress has been laid on the egoice criterion of materials for hydroacoustics transducer elements, especially for plastics.



## **PROCESY SKŁADOWE TECHNOLOGII WYTWARZANIA ELEMENTÓW WYKŁADZINY Z KOMPOZYTU PE-LD / PROSZEK GUMOWY**

Ryszard Konieczka, Dariusz Sykutera, Wojciech Kałużny

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

W pracy przedstawiono koncepcję zagospodarowania odpadów tworzyw wielko-  
cząsteczkowych, które ze względu na swoje właściwości, strukturę lub postać  
stwarzają dużo trudności w procesach recyklingu materiałowego. Na bazie  
proszku gumowego, otrzymanego przez rozdrobnienie metodą cięcia hiperbolo-  
idalnego<sup>1</sup> oraz regranulatu PE-LD, uzyskanego z użytkowej folii polietyleno-  
wej, sporządzono kształtkę, będącą elementem nawierzchni boiska sportowego.

### **1. WPROWADZENIE**

Materiały elastomerowe oraz wytwory cienkościennie z termoplastów (np. folie,  
butelki, inne opakowania itp.) stwarzają dużo trudności w procesach mechanicznego  
recyklingu. Wydaje się, że możliwości ponownego wykorzystania tych materiałów są  
uzależnione od:

- znalezienia nowych zastosowań dla wytworów, otrzymanych z materiałów od-  
padowych,
- wzrostu efektywności procesów recyklingu mechanicznego.

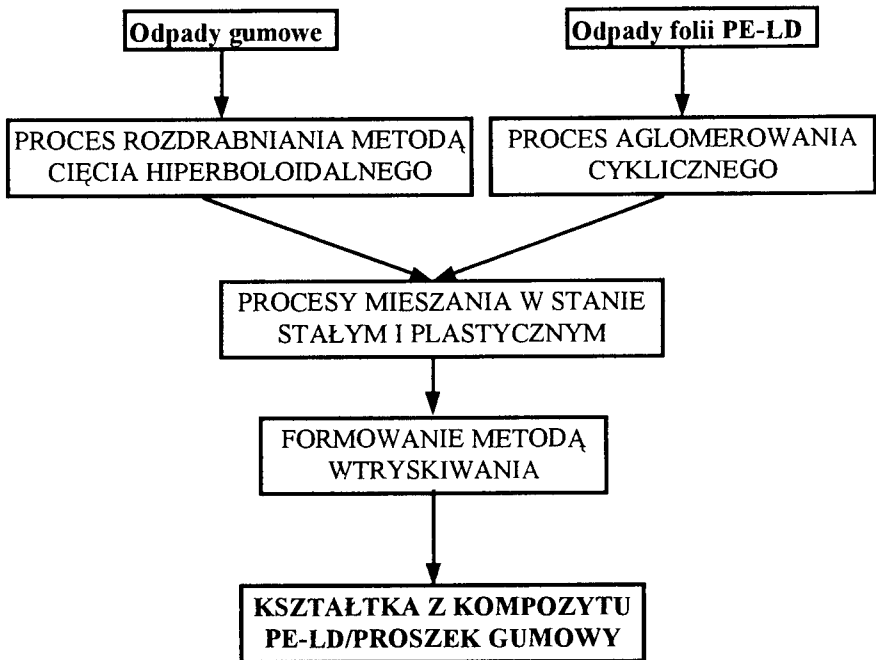
Celem pracy było przedstawienie technologii recyklingu odpadów folii PE-LD  
i zwulkanizowanej gumy na przykładzie wytworzenia kształtki o cechach elastospręży-  
stych. Poddano analizie drogę materiału od odpadu do wytworu, próbując wskazać na  
najważniejsze czynniki, decydujące o potencjalnych możliwościach zastosowania gu-  
my do modyfikowania właściwości polietylenu. W wyniku podjętych działań uzyskano  
termoplastyczny materiał elastomerowy, który może być wykorzystany jako na-  
wierzchnia boiska sportowego.

---

<sup>1</sup> Cięcie hiperboloidalne jest to cięcie obrotowe pochyłymi, w stosunku do osi obrotu wirnika  
nożami stałymi i ruchomymi. Skośnie ustawione krawędzie tnące zataczają w ruchu obrotowym  
hiperboloidę jednopowłokową

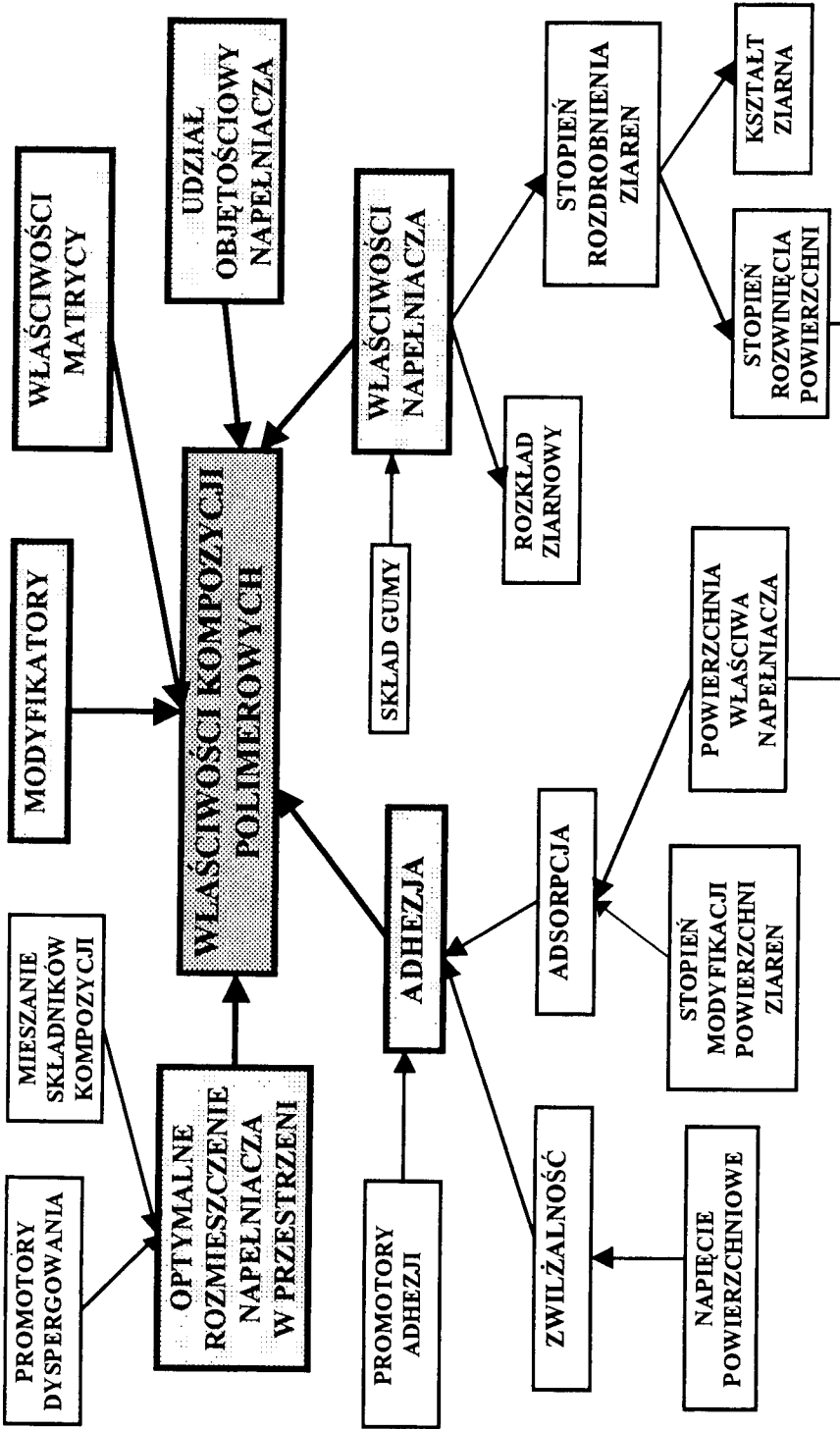
## 2. ZWIĄZKI POMIĘDZY PROCESAMI SKŁADOWYMI TECHNOLOGII WYTWARZANIA KOMPOZYTU PE-LD/PROSZEK GUMOWY A JEJ WŁAŚCIWOŚCIAMI I KOSZTAMI WYTWORZENIA

Uzyskanie kompozycji PE-LD/proszek gumowy wymaga realizacji szeregu procesów składowych, generalnie związanych z przygotowaniem polietylenu wtórnego i proszku gumowego (węzeł aglomeracji i rozdrabniania) i ich ponownym przetworstwem (rys.1). Powszechnie uważa się, że zagospodarowanie odpadów technologicznych i użytkowych tworzyw sztucznych wymaga dużych nakładów, szczególnie w przypadku elastomerów. Wydaje się zatem, że to właśnie koszty procesów rozdrabniania gumy i aglomeracji folii będą w głównej mierze decydować o cenie produktu finalnego. Jednocześnie należy pamiętać, że właściwości kompozytu PE-LD/proszek gumowy są wypadkową wszystkich procesów składowych technologii, zwłaszcza procesów mieszania i przetwórstwa wtryskowego (rys.2).



Rys.1. Technologia wytwarzania wytworów z odpadów folii PE-LD i gumy metodą wtrysku

Ustalenie zależności pomiędzy sposobem przygotowania kompozytu PE-LD/proszek gumowy a uzyskanymi właściwościami jest trudne, ponieważ wymaga znajomości wszystkich procesów składowych. Dlatego w dalszej części niniejszej pracy dokonano syntetycznego opisu poszczególnych operacji od odpadu do wytworu, ze szczególnym uwzględnieniem ekonomiki całej technologii. Przedstawione informacje są owocem badań własnych w dziedzinie recyklingu materiałowego, prowadzonych głównie w oparciu o urządzenia zaprojektowane i wykonane przez autorów pracy [1-3].



Rys.2. Czynniki mające wpływ na właściwości kompozytu PE-LD/ proszek gumowy; sporządzono na podstawie pracy [4]

### 3. PROCESY SKŁADOWE TECHNOLOGII FORMOWANIA KOMPOZYTU PE-LD / PROSZEK GUMOWY

#### 3.1. Rozdrabnianie odpadów gumy w młynie nożowym

Podatność materiału na rozdrabnianie zależy nie tylko od jego właściwości i struktury, ale także od zastosowanego do realizacji tego procesu urządzenia. Specyficzne właściwości gumy powodują, że znane i w praktyce stosowane procesy jej recyklingu materiałowego są wysoce energochłonne, a otrzymane ziarno - polidispersyjne [5-8]. Znaczna część energii pobieranej przez układy robocze do rozdrobnienia jest zamieniana na ciepło, a uzyskanie jednorodnego proszku wymaga zastosowania dodatkowych urządzeń separacyjnych, co powoduje dalszy wzrost kosztów.

Uwzględniając powyższe uwagi proces materiałowego recyklingu gumy realizowano w młynie nożowym, którego budowę i zasadę działania przedstawiono w pracy [1]. Podział materiału w komorze tnącej następuje przez ścinanie wywołane naprężeniami tnącymi na skutek współpracujących ze sobą noży stałych i ruchomych. Pochylenie noży nie tylko obniża wartość siły cięcia gumy, ale przede wszystkim umożliwia podział materiału z minimalną szczeliną międzynożową, co ogranicza udział naprężeń gnących, rozciągających i ściskających w czasie rozdrabniania [1,3]. W ten sposób znacznie zmniejszono przyrost energii cieplnej układu oraz możliwość samozapłonu pyłu gumowego (gumę rozdrabniano w temperaturze pokojowej bez układu chłodzącego). Jest to o tyle istotne, że długotrwałe oddziaływanie wysokiej temperatury na gumę może spowodować degradację jej powierzchni.

Zastosowanie metody rozdrabniania gumy przez cięcie hiperboloidalne przy zastosowaniu sita  $\varnothing$  1 mm umożliwiło uzyskanie jednorodnego proszku gumowego, którego skład ziarnowy można opisać rozkładem normalnym lub lognormalnym. Przykładowo, przy zastosowaniu sita  $\varnothing$  1mm wartość średnicy medialnej ( $d_5$ ) wynosi: około 0,6 mm dla gum SBR o wysokim stopniu napełnienia oraz 0,35 mm dla gum oponowych NR/BR. Proszek gumowy to w przeważającej części ziarna o kształtach prostopadłościennych z licznymi płaskimi płaszczyznami i prostymi krawędziami przecięcia, co potwierdza spostrzeżenie o dominującej roli cięcia w podziale materiału (rys.3).

a)



b)



500  $\mu$ m

Rys.3. Przykładowe obrazy projekcyjne ziaren gum: a) NR/BR, b) SBR otrzymanych przez rozdrobnienie metodą cięcia hiperboloidalnego. Rejestracji dokonano za pomocą kamery cyfrowej CCD

Uzyskanie jednorodnego drobnego miazgi gumowego przy niskim zużyciu energii w małogabarytowym urządzeniu (średnica wirnika 200 mm) uzasadnia stosowanie metody cięcia hiperboloidalnego do rozdrabniania elastomerów, a w szczególności gumy. Poprzez dobór odpowiednich parametrów konstrukcyjno-technologicznych młyn na nożowego (np. prędkość obwodowa noży, wartość szczeliny międzyżożowej, wielkość powierzchni i otworów sitowych) istnieje możliwość sterowania wielkością i kształtem ziaren gumy.

### 3.2. Aglomerowanie cykliczne folii PE-LD

Proces aglomerowania folii można prowadzić w różny sposób, np. przy pomocy wylączarki wyposażonej w głowicę granulującą (co jest kosztowne inwestycyjnie i energochłonne) lub też w aglomeratorze cyklicznym, wykorzystując zjawisko skurczu termicznego [2].

Proces aglomerowania cyklicznego folii (zwłaszcza w zastosowaniu do procesu utylizacji folii zanieczyszczonych) jest jednym z najbardziej złożonych technologicznie procesów przetwórstwa tworzyw sztucznych. Wynika to z faktu, że w jednym urządzeniu - aglomeratorze, zachodzą periodycznie, istotnie różne jakościowo procesy składowe recyrkulacji folii [2]. Aby uzyskać pełnowartościowy regranulat PE-LD, odpady folii muszą zostać poddane w aglomeratorze zabiegom:

- rozdrabniania folii do postaci płatków,
- mycia płatków folii,
- odwirowywania płatków folii,
- suszenia płatków folii,
- aglomerowania płatków folii (formowanie ziaren aglomeratu z pojedynczych płatków folii).

Z uwagi na odrębną specyfikę każdego z tych procesów skuteczność ich realizacji zależy od prawidłowego doboru, przynajmniej kilku charakterystycznych dla nich parametrów technologiczno-konstrukcyjnych. Stwierdzono, że efektywność całej technologii aglomerowania oraz jakość uzyskanego aglomeratu jest wypadkową sprawności wszystkich jej procesów składowych [2].

Niezależnie od powyższego należy stwierdzić, że w przypadku prawidłowo zrealizowanego procesu aglomerowania cyklicznego folii PE-LD, możliwe jest opłacalne pozyskanie tworzywa wtórnego (około 1/2 ceny granulatu tworzywa pierwotnego).

### 3.3. Mieszanie w stanie stałym aglomeratów folii i rozdrobnionych odpadów gumy

Celem procesu mieszania w stanie stałym aglomeratów folii PE-LD i proszku gumowego jest równomierne rozprowadzenie obu składników w całej masie.

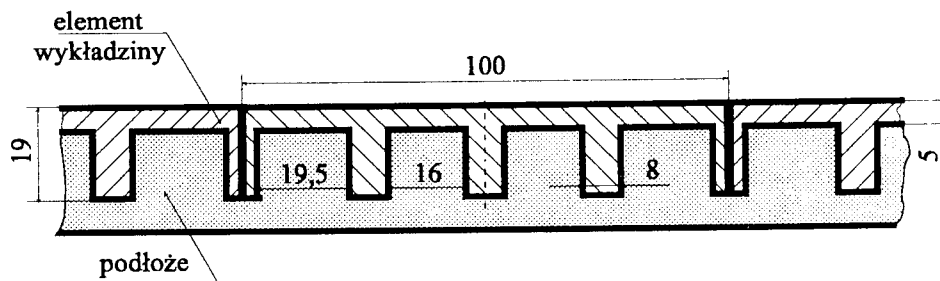
Proces ujednorodnienia składu jest zwykle prowadzony w klasycznych szybko-bieżnych mieszalnikach wirowych o działaniu periodycznym (zwanymi niekiedy fluidalnymi), z centralnie umiejscowionym zespołem różnie ukształtowanych mieszadeł [4, 9]. Podstawowym problemem, dla realizowanego procesu mieszania, jest odpowiedź na pytanie: kiedy stan wymieszania składników można uznać za wystarczająco jednorodny? Istotnym zagadnieniem dla technologii wytwarzania kształtki kompozytowej było ustalenie wpływu wielkości ziaren gumy i aglomeratu folii oraz ich udziału w mieszaninie na jakość procesu mieszania w stanie stałym. Przeprowadzone w tym zakresie badania wstępne pozwoliły na przyjęcie odpowiednich parametrów procesu,

z uwzględnieniem różnic gęstości nasypowej i wielkości ziaren: aglomeratu PE-LD oraz proszku gumowego [10]. W efekcie zmniejszono do minimum zjawisko segregacji składników, a otrzymaną mieszaninę bezpośrednio poddawano procesowi wtryskiwania, eliminując dotychczas stosowane operacje poprzedzające wtryskiwanie: uplastycznienie w wyciarczarce i granulowanie wstęgi. Nie zauważono, aby tak zmodyfikowany proces mieszania wpłynął na pogorszenie właściwości wytrzymałościowych uzyskanych kompozytów poliolefina/proszek gumowy [11,12].

### 3.4. Formowanie wytworów z kompozytu PE-LD/proszek gumowy metodą wtrysku

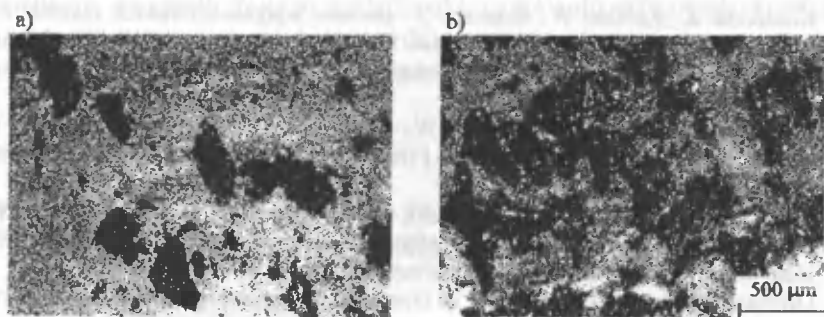
Nadanie kształtce określonych cech użytkowych, charakterystycznych dla wykładzin sportowych, wymaga:

- znacznego udziału proszku gumowego w kompozycji (powyżej 40 % masowo),
- odpowiedniej konstrukcji kształtki (rys.4), zapewniającej dobrą przyczepność obuwia do nawierzchni oraz jej łatwy montaż.



Rys.4. Konstrukcja oraz sposób osadzenia w podłożu betonowym elementów składowych wykładziny z kompozytu polietylen-proszek gumowy [13]

Wysoki stopień napełnienia polietylenu wtórnego gumą, z jednej strony nadaje materiałowi pożądane cechy elastosprężyste (zbliżonych do TPE), ale z drugiej wpływa na pogorszenie efektywności procesu przetwórczego i wymaga ustalenia specjalnych warunków wtryskiwania. Stwierdzono, że przetwarzalność materiału pogarsza się ze wzrostem stężenia i wielkości ziaren gumy w kompozycji (badania prowadzono przy zawartości proszku gumowego od 20 do 70 % mas.) [11,14]. Obok zmniejszenia gęstości nasypowej wsadu, spada wartość WSP oraz zdolność tworzywa do przepływu w formie (określona metodą gniazda spiralnego). Dodatek napełniacza gumowego powoduje dwukrotny, w stosunku do PE-LD, wzrost skurczu przetwórczego. Zatem uzyskanie wypraski o odpowiedniej jakości wymaga zwiększenia czasu docisku i ciśnienia wtrysku, co powoduje wzrost czasu cyklu i energochłonności procesu wtryskiwania. W czasie intensywnego mieszania w układzie uplastyczniającym, w wyniku oddziaływania naprężeń ścinających i rozciągających, wysokiej temperatury oraz tarcia, dochodzi do dalszego podziału (rys.5) i degradacji powierzchni ziaren gumy. Efektem tych procesów jest wygenerowanie dodatkowego ciepła, co pozwala obniżyć temperatury na poszczególnych strefach układu grzejnego wtryskarki nawet o około 20÷30 °C w stosunku do nastaw dla polietylenu [11].



Rys.5. Efekt podziału ziaren gumy w procesie wtryskiwania kompozycji PE-LD/proszek gumowy, zawierającej cząstki napelnacza o wymiarach 0,5-0,63 mm w ilościach: a) 5 % masowo, b) 25 % masowo. Obraz struktury kompozytu wykonano przy użyciu kamery cyfrowej CCD, wyposażonej w optyczny układ powiększający

#### 4. WNIOSKI

Wydaje się, że rozwiązania problemu recyklingu zużytych tworzyw sztucznych należy poszukiwać w próbach wytworzenia stałego, naturalnego popytu na odpady polimerowe. Takie rynkowe zapotrzebowanie można wygenerować jedynie poprzez opracowanie opłacalnych technologii produkcji nowych i potrzebnych na rynku wytworów, na bazie polimerowych materiałów odpadowych. Jest to możliwe tylko wtedy, gdy badania szczegółowe procesów składowych technologii zostaną skorelowane z właściwościami uzyskanych produktów procesu recyklingu oraz poniesionymi kosztami na ich wytworzenie.

#### LITERATURA

- [1] Konieczka R, Kałużny W, Sykuta D.: Feinzerkleinerung von Gummi durch Drehschneiden, *Kautschuk Gummi Kunststoffe*, nr 9, s. 641-644, 1997.
- [2] Konieczka R.: Podstawy mechanicznych procesów recykulacji folii z polietylenu małej gęstości. *Rozprawy ATR*, Bydgoszcz 1996.
- [3] Konieczka R.: Untersuchungen des Schneidvorgangs beim Zerkleinern von Kunststoffen, *Kunststoffe*, nr 7, s. 598-601, 1989.
- [4] Jurkowski B., Jurkowska B.: Sporządzanie kompozycji polimerowych. WNT, Warszawa 1995.
- [5] Schnecko H.: Rubber Recycling, *Kautschuk Gummi Kunststoffe*, nr 12, s. 885-890, 1994.
- [6] Capelle G.: Stoffliche Verwertung von Altreifen und Gummiabfällen, *Gummi Asbest Kunststoffe*, nr 4, s. 297-303, 1997.
- [7] Ślusarski L, Sendlewski R.: Der Einfluss der Zerkleinerungsmethoden auf Gummi-mehleigenschaften, *Gummi Asbest Kunststoffe*, nr 12, s.783-788, 1981.
- [8] Praca zbiorowa pod red. Błędzkiego A.K.: *Recykling materiałów polimerowych*. WNT, Warszawa 1997.
- [9] Praca zbiorowa pod red. Pahl M.H.: *Mischen von Kunststoff- und Kautschukprodukten*. VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1993.
- [10] Zimniak J., Konieczka R.: Zerkleinerungs und Mischprozessen für Verbundwerkstoffe. 15. Fachtagung über Verarbeitung und Anwendung von Polymeren, Chemnitz, 13-15.11.1997.

- [11] Konieczka R., Kałużny W., Sykutera D.: Badanie wpływu wybranych czynników na właściwości kompozytu guma-polietylen PE-LD otrzymanego metodą wtryskiwania. Konferencja Naukowo-Techniczna, Postęp w przetwórstwie tworzyw termoplastycznych, Częstochowa, 18.10.1993.
- [12] Mennig G., Michael H., Rzymiski M.W., Scholz H.: Termoplastyczne materiały elastomerowe z mieszanin polipropylenu i rozdrobnionych odpadów gumowych, Polimery, nr 7-8, s. 491-493, 1997.
- [13] Konieczka R.: Wykładzina bieżni skoczni w dal z kompozytu guma-polietylen wytworzonego z tworzyw wtórnych. VII Konferencja Naukowo-Techniczna, Nowe kierunki modyfikacji i zastosowań tworzyw sztucznych, Rydzyna, 18-20.05.1998.
- [14] Oliphant K., Baker E.W.: The use of cryogenically ground rubber tires as a filler in polyolefin blends, Polymer Engineering and Science, nr 3, s. 166-174, 1993.

## **TECHNOLOGICAL PROCESS STEPS OF PRODUCING SURFACE ELEMENTS OF LDPE/RUBBER POWDER COMPOSITE**

### Summary

In the work the conception of management of plastic waste materials, which are difficult to recycle due to its properties, structure or forms, is presented. Rubber powder received as a result of grinding by hyperboloid cutting and second granulate LDPE made of used polyethylene sheeting have been used for producing injection moulding profile, which can be applied as an element of sports grounds and playgrounds.



## WZDŁUŻNO-DOCZOŁOWE ZGRZEWANIE WYBUCHOWE BLACH Z METALI JEDNO- I RÓŻNOIMIENNYCH

Włodzimierz Walczak

Politechnika Gdańska, Wydział Mechaniczny,  
ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gdańsk

Zgrzewanie wybuchowe kojarzone jest zwykle z platerowaniem. Mało znana i nierozpoznana jest natomiast możliwość wykorzystania zgrzewania wybuchowego do łączenia blach z różnych metali. W referacie omówiono wstępne próby takiego zgrzewania blach z Al i Cu oraz miedzianych ze stalowymi. Przedstawiono istotne elementy technologii zgrzewania oraz wyniki prób mechanicznych i badań metalograficznych uzyskanych połączeń.

### 1. WSTĘP

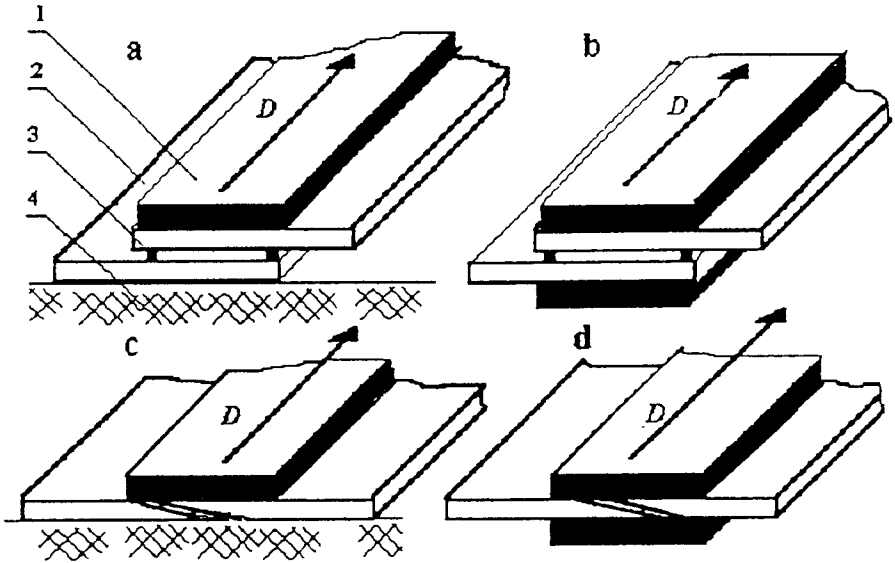
Zgrzewanie wybuchowe jest zwykle prezentowane w literaturze jako metoda wytwarzania blach platerowanych, które mogą być stosowane bądź w stanie nieprzetworzonym bądź też są przeznaczone do dalszego przetwórstwa poprzez walcowanie. Bardzo mało znana jest natomiast możliwość wykorzystania zgrzewania wybuchowego jako metody łączenia blach o której to możliwości donoszą autorzy [1,2] podając różne układy takiego zgrzewania przedstawione na rysunku 1.

Z punktu widzenia praktyki najbardziej interesujące wydaje się być zgrzewanie wzdużno-doczołowe (rys.1c, d), które mogłoby umożliwić łączenie pasów blach z tych samych lub różnych metali przeznaczanych np. na tory wysokoprądowe. Mając na uwadze powyższe w KTMMiS P.G. przeprowadzono badania mające na celu z jednej strony, potwierdzenie możliwości uzyskania połączenia na drodze wzdużno-doczołowego zgrzewania wybuchowego pasów blach, z drugiej zaś strony określenie niektórych własności i budowy tak uzyskanych połączeń.

Badania zrealizowano wykorzystując układ zgrzewania wzdużno-doczołowy (rys.1d) z dwustronnie symetrycznie ułożonym ładunkiem wybuchowym, przy czym w kolejnych seriach zgrzewano blachy:

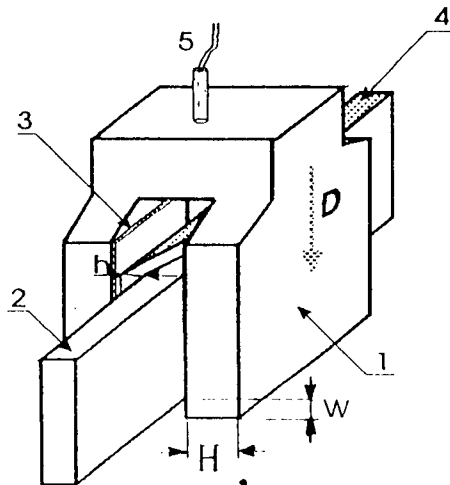
- a) aluminium A1 z aluminium A1,
- b) miedź M3 z miedzią M3,
- c) miedź M3 ze stalą St41A.

Uzyskane wyniki badań, pomimo ich wycinkowego charakteru, wydają się na tyle interesujące, iż celowym jest zdaniem autora ich opublikowanie, czemu ma służyć niniejszy artykuł.



Rys. 1. Schematy układów zgrzewania wybuchowego umożliwiające uzyskanie połączeń blach na zakładkę (a i b) oraz doczołowo (c i d); 1 - materiał wybuchowy, 2 - zgrzewane blachy, 3 - kołki dystansowe, 4 - podłoże, D - prędkość detonacji materiału wybuchowego

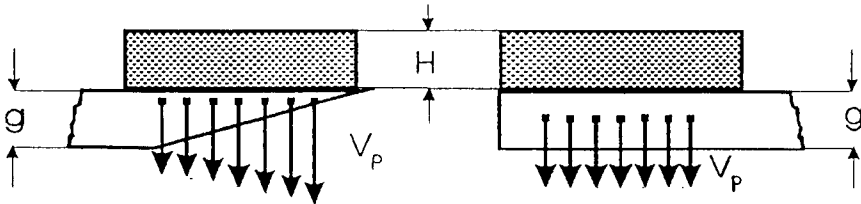
## 2. UKŁAD, PARAMETRY I PRÓBY ZGRZEWANIA



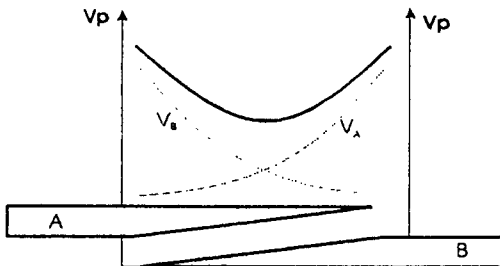
Rys. 2. Schemat ustawienia płyt i materiału wybuchowego do zgrzewania. 1 - materiał wybuchowy; 2, 4 - zgrzewane płyty; 3 - podkładka ochronna; 5 - detonator; D - prędkość detonacji materiału wybuchowego i jej kierunek; H - wysokość warstwy materiału wybuchowego; W - wybieg materiału wybuchowego

Próby zgrzewania przeprowadzono w układzie przedstawionym na rysunku 2, w którym parametrami zgrzewania są: prędkość detonacji materiału wybuchowego  $D$ , wstępna odległość  $h$  pomiędzy zgrzewanymi powierzchniami oraz grubość  $H$  warstwy materiału wybuchowego, która jest funkcją kąta zderzenia (prędkości zderzenia  $V_p$ ). Dwa pierwsze z wymienionych parametrów dobrano łatwo (tab.1) w oparciu o opracowane już i opublikowane [3,4] schematy doboru parametrów zgrzewania blach o stałych grubościach. Dobór grubości  $H$  warstwy materiału wybuchowego napotkał jednak na istotne utrudnienia wynikające z faktu zukosowania krawędzi zgrzewanych blach, zmieniła się bowiem w sposób zasadniczy geometria zderzenia. W przypadku platerowania płyt o stałej grubości przy stałej wysokości  $H$  materiału wybuchowego zapewniona jest stała wartość prędkości  $V_p$ , którą nadaje płycie detonacja materiału wybuchowego. W przypadku płyty zukosowanej prędkość zderzenia  $V_p$  jest funkcją grubości płyty i zmienia się na szerokości ukosowania wg krzywej  $y = 1/x$ , rysunek 3.

Dla symetrycznego zderzenia płyt ukosowanych prędkość zderzenia  $V_p$  na ostrych krawędziach płyt jest znacznie większa niż w środku ich grubości i zmienia się na szerokości ukosowania wg krzywej przedstawionej na rysunku 4.



Rys.3. Rozkład prędkości nadanej płytą o zmiennej i stałej grubości przez detonację materiału wybuchowego o stałej wysokości warstwy  $H$



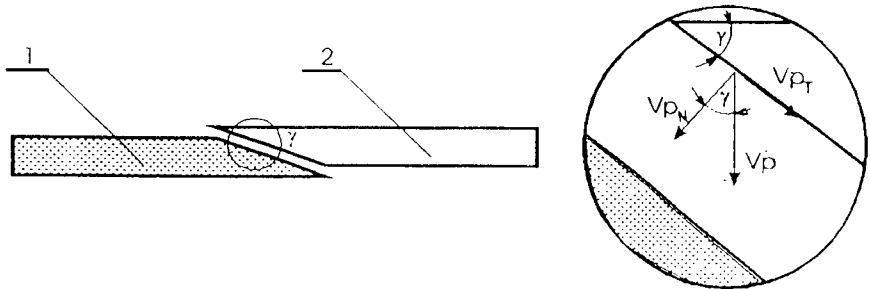
Rys.4. Rozkład prędkości zderzenia na szerokości ukosowania dwu płyt przy symetrycznym zgrzewaniu wzdłużno-doczółowym

Ukosowanie krawędzi blach powoduje też drugą zmianę geometrii zderzenia. W procesie platerowania płyt o stałej grubości prędkość zderzenia  $V_p$  jest skierowana prawie prostopadłe do powierzchni płyty nastrzeliwanej. W przypadku zgrzewania wzdłużno-doczółowego prędkość ta rozłoży się na dwie składowe (rys.5), z których składową  $V_{pN} = V_p \times \cos \alpha$  można traktować jako prędkość odpowiadającą prędkości zderzenia przy platerowaniu wybuchowym.

Omówione dwie zmiany w geometrii zderzenia należy uwzględnić w dotychczas stosowanym schemacie doboru grubości  $H$  materiału wybuchowego. Druga z omówionych zmian (rys.5) jest łatwa do uwzględnienia, ponieważ wymaga jedynie zmniejszenia wyjściowej wartości prędkości zderzenia o iloczyn cosinusa kąta ukosowania.

Uwzględnienie pierwszej z omówionych zmian (rys.4) wymaga natomiast zastosowania warstwy materiału wybuchowego o zmiennej grubości  $H$  na szerokości ukosowania, co w praktyce jest bardzo trudne, a w przypadku materiałów wybuchowych sypkich prawie niemożliwe.

W tej sytuacji przyjęto grubość  $H$  warstwy materiału wybuchowego dobierać tak, aby zabezpieczała ona wartość prędkości zderzenia (liczoną w środku grubości płyt) zapewniającą uzyskanie połączenia. Przyjęte rozwiązanie jest niewątpliwie znacznym uproszczeniem zagadnienia, które będzie wymagało odrębnej analizy. Pozwala ono jednak na wstępny dobór grubości  $H$  warstwy materiału wybuchowego, umożliwiając przeprowadzenie zaprezentowanych w niniejszym artykule badań rozpoznawczych.



Rys.5. Rozkład prędkości zderzenia przy zgrzewaniu wzdłużno-doczołowym: 1, 2 - zgrzewane płyty,  $\gamma$  - kąt ukosowania

Tabela 1. Blachy zastosowane w próbach oraz parametry ich zgrzewania

Zgrzewane blachy			Materiał wybuchowy		Wstępna odległość płyt $h$ , mm	Wstępny wynik próby	Znak próbki
Materiał	Grubość $g$ , mm	Kąt ukosowania $\gamma$ , °	Prędkość detonacji $D$ , m/s	Grubość $H$ , mm			
Al + Al	10 + 10	10	2400	20	10	+	A1
		20				-	A2
		30				-	A3
		10		30		+	A4
		20				+	A5
		30				+	A6
Cu+Cu	8+8	10	1600	40	8	+	C1
		20				+	C2
		30				-	C3
Cu + St	10 + 10	10	2300	50	12	+	S1
		20	1900			-	S2

Uwagi:

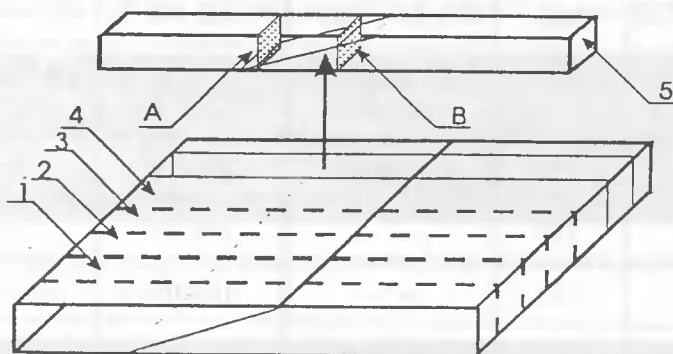
- 1) wszystkie zgrzewane blachy posiadały wymiary powierzchni 200×200 mm,
- 2) materiał wybuchowy stanowiły mieszaniny saletry amonowej z proszkiem A1,
- 3)  $H$  - oznacza grubość warstwy materiału wybuchowego na każdą z dwu zgrzewanych płyt,
- 4) wstępny wynik próby podano po oględzinach zewnętrznych i próbie młotkowej.

W tabeli 1 zestawiono dobrane według omówionego schematu parametry zgrzewania dla wszystkich par metali poddanych zgrzewaniu oraz przyjęte w badaniach kąty ukosowania płyt. Dla każdego z przyjętych parametrów i kątów ukosowań wykonano tylko jedną próbę zgrzewania. Uzyskane połączenie poddano ocenie wstępnej (tab.1) i następnie badaniom mechanicznym i metalograficznym.

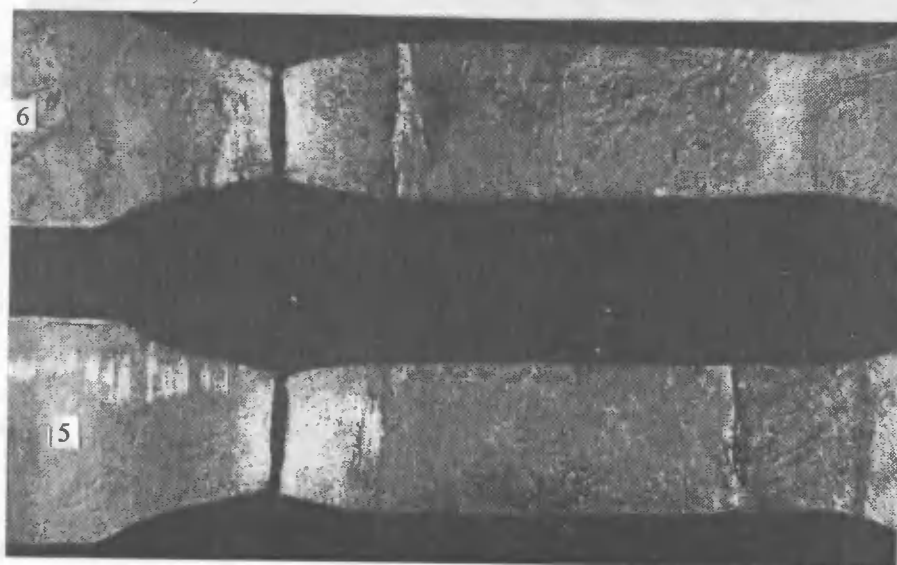
### 3. BADANIA POŁĄCZEŃ

Badania połączeń obejmowały badania własności mechanicznych (próby rozciągania i zginania) oraz badania metalograficzne makro- i mikroskopowe.

Z każdej próbki ocenionej jako zgrzana (znak + w tab.1) wycięto próbki do badań zgodnie ze schematem przedstawionym na rysunku 6.



Rys.6. Schemat pobierania próbek do badań mechanicznych (próbki 1, 2, 3, 4) i metalograficznych (próbka 5). A i B - powierzchnie zglądów mikroskopowych, A-B - powierzchnia zglądu makroskopowego



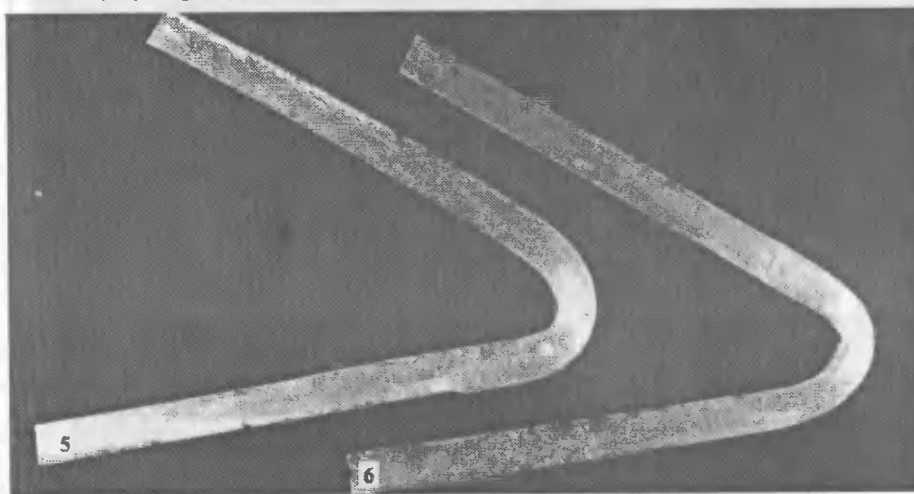
Rys.7. Próbkę połączenia aluminium A1 z aluminium A1 ( $H = 20 \text{ mm}$ ,  $\gamma = 10^\circ$ ) po próbie rozciągania

Dla oceny wytrzymałości na rozciąganie zgrzeiny wybuchowej zastosowano próbki typu A wg PN-78/M-69710. Wyniki prób zestawiono w tabeli 2, zaś fotografie wybranych próbek po próbie rozciągania przedstawiono na rysunku 7.

Tabela 2. Zestawienie wyników prób rozciągania i zginania próbek pobranych z płyt zgrzanych

Znak próbki	$R_{m\alpha}$ , MPa	Miejsce zerwania	Kąty zgięcia 2 próbek, MPa	Uwagi
A1	66,0	poza zgrzeinę	160; 160	-----
A4	68,5	--- " ---	160; 160	-----
A5	70,0	--- " ---	160; 160	-----
A6	63,5	na krawędzi zgrzeiny	160; 50	pęknięcie wzdłuż zgrzeiny
C1	235	poza zgrzeinę	160; 160	-----
C2	230	--- " ---	160; 160	-----
C3	231	--- " ---	160; 160	-----
S1	223	w miedzi	160; 160	-----

- Uwagi: 1) wytrzymałość aluminium A1 wg atestu  $R_m = 62$  MPa, zaś wytrzymałość miedzi M3R wg atestu  $R_m = 220$  MPa,  
2) wynik próby rozciągania jest średnią z dwu próbek.

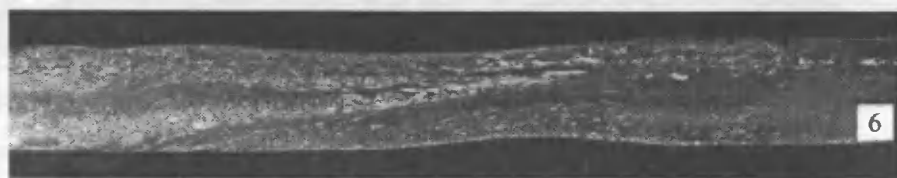


Rys.8. Próbki połączenia aluminium A1 z aluminium A1 ( $H = 20$  mm,  $\gamma = 10^\circ$ ) po próbie zginania

Próbie zginania przeprowadzono na próbkach wg PN-78/M-69720. Próbki zginano na trzpieniu  $d = 2g$ , a następnie doginano do kąta  $160^\circ$ . Wyniki prób zestawiono w tabeli 2, zaś przykładowe fotografie próbek po próbie zginania przedstawiono na rysunku 8.

Oceniając wyniki prób rozciągania i zginania można absolutnie jednoznacznie stwierdzić, że wszystkie złącza uzyskane przy kącie ukosowania  $\gamma < 30^\circ$  charakteryzują się wytrzymałością na rozciąganie wyższą od wytrzymałości słabszego ze zgrzewanych metali, zachowując jednocześnie wysoką plastyczność umożliwiającą ich zgięcie na kąt  $160^\circ$  na trzpieniu o średnicy równej dwóm grubościom badanej blachy.

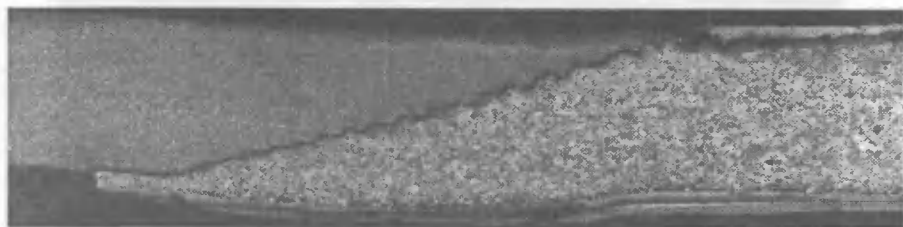
Badania metalograficzne makro- i mikroskopowe przeprowadzono na zglądach, których usytuowanie w stosunku do powierzchni zgrzanych przedstawia rysunek 6. Fotografie wybranych zglądów makroskopowych połączeń przedstawiono na rysunkach 9÷11, zaś fotografie zglądów mikroskopowych tych połączeń na rysunkach 12÷14.



Rys.9. Zgląd makroskopowy połączenia aluminium A1 z aluminium A1, wykonanego przy  $H = 30 \text{ mm}$  i  $\gamma = 10^\circ$



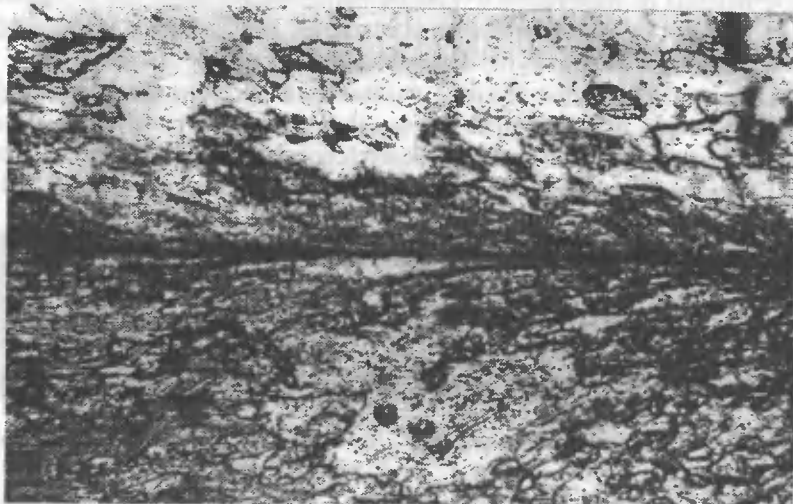
Rys.10. Zgląd makroskopowy połączenia miedzi M3 z miedzią M3, wykonanego przy  $H = 40 \text{ mm}$  i  $\gamma = 20^\circ$



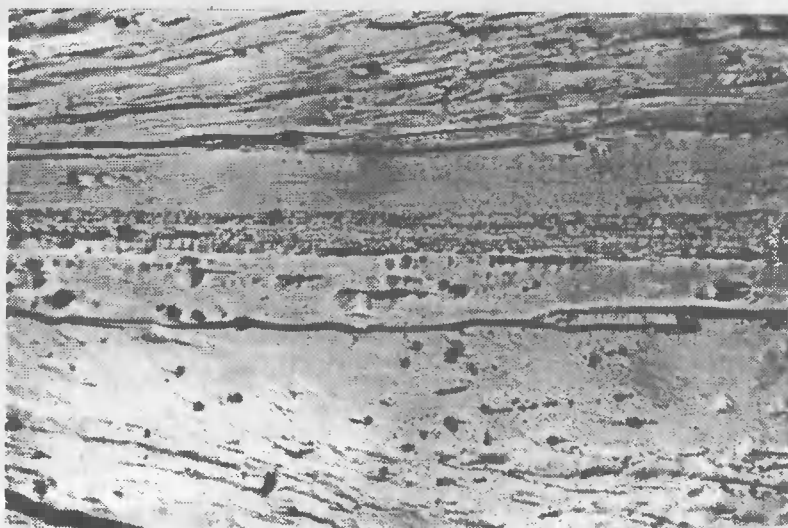
Rys.11. Zgląd makroskopowy połączenia miedzi M3 ze stalą St41A, wykonanego przy  $H = 50 \text{ mm}$  i  $\gamma = 20^\circ$

Charakterystycznym i jednoznacznym wynikiem badań metalograficznych jest bardzo dobra jakość połączeń stwierdzona na wszystkich badanych zglądach, potwierdzająca wyniki prób mechanicznych. Można również stwierdzić, że wszystkie ujawnione struktury są charakterystyczne dla procesu zgrzewania wybuchowego. Szereg

innych obserwacji jest zaskakujących i będzie wymagało zupełnie odrębnych interpretacji oraz dalszych badań. Do obserwacji takich należą między innymi: falista budowa połączeń Cu + Cu (rys.10) oraz stali z miedzią (rys.11) na długości ukosowania, brak spodziewanej falistej budowy połączeń wzdłuż kierunku detonacji materiału wybuchowego stwierdzony we wszystkich połączeniach (rys.10÷12), różna budowa połączenia stali z miedzią w zależności od miejsca pobrania próbki (rys.14 A i B).

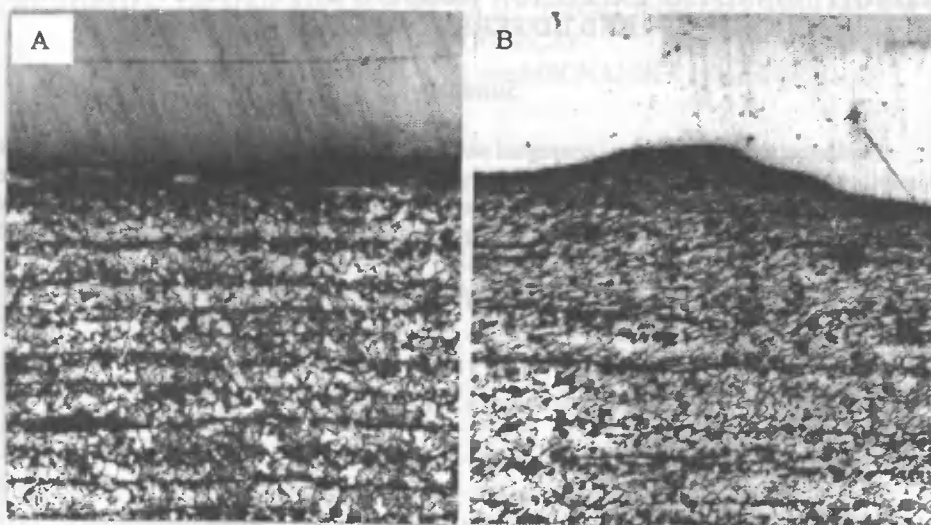


Rys.12. Struktura zglądu (B) połączenia aluminium A1 z aluminium A1, wykonanego przy  $H = 30 \text{ mm}$  i  $\gamma = 20^\circ$ . Trawiono elektrochemicznie. Pow. 50x



Rys.13. Struktura zglądu (A) połączenia aluminium A1 z aluminium A1, wykonanego przy  $H = 30 \text{ mm}$  i  $\gamma = 20^\circ$ . Trawiono elektrochemicznie. Pow. 400x





Rys.14. Struktura zglądów (A) i (B) połączenia miedzi M3 ze stalą St41A, wykonanego przy  $H = 50$  mm i  $\gamma = 20^\circ$ . Trawiono nitałem. Pow. 100x

#### 4. WNIOSKI

1. Wzdłużno-doczółowe zgrzewanie wybuchowe umożliwia uzyskanie połączeń doczołowych pomiędzy blachami z aluminium A1, miedzi M3 oraz miedzi M3 ze stalą St41A. Wszystkie te połączenia charakteryzują się wytrzymałością na rozciąganie wyższą od wytrzymałości materiałów zgrzewanych oraz zadowalającą plastycznością mierzoną próbą zginania.
2. Pełne poznanie i wykorzystanie omawianej metody zgrzewania wymaga dalszych badań obejmujących:
  - poznanie i wyjaśnienie mechanizmu zgrzewania oraz związanej z nim budowy połączeń,
  - opracowanie schematu precyzyjnego doboru parametrów zgrzewania,
  - przeprowadzenie prób i opracowanie technologii niesymetrycznego (jednostronnego) zgrzewania przy zmiennej wysokości materiału wybuchowego,
  - przeprowadzenie prób zgrzewania szeregu metali i stopów umożliwiających określenie zakresu zastosowania badanej metody.

#### LITERATURA

- [1] Bement J. L.: Small-scale ExW extends the capabilities of conventional explosion welding to new areas of joining. *Weld. J.*, 52, No 3, p. 147-154, 1973.
- [2] Błazynski T. Z. i in.: Explosive welding, forming and compaction. App. Sc. Publ., London, New York 1983.
- [3] Walczak W.: Wytwarzanie prefabrykatów zgrzewanych wybuchowo i ich zastosowania. III Konferencja nt. Wytwarzanie elementów maszyn..., s. 282-289, Rzeszów 1985.
- [4] Walczak W.: Zgrzewanie wybuchowe metali. WNT, Warszawa 1989.

## **LONGITUDINAL-LAP EXPLOSION WELDING OF PLATES OF THE SAME AND DIFFERENT METALS**

### **Summary**

Explosion welding usually is connected with plating. Little known and unrecognised is the possibility of using explosion welding for joining plates of different metals. Results of tentative welding of plates of Al with Cu as well as copper plates with these of steel were discussed. Base elements of welding process, results of mechanical testing and metallographic inspection of obtained joints were presented.

## WPLYW PODGRZEWANIA MIEJSCOWEGO PRZY PROSTOWANIU PŁOMIENIOWYM NA WŁASNOŚCI BLACH KADŁUBOWYCH

Robert Skoblik, Lech Wilczewski

Politechnika Gdańska, Wydział Mechaniczny,  
ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gdańsk

Badano blachy stali kadłubowej gatunku D o zawartości węgla ok. 0,2 % i strukturze ferrytyczno-perlitycznej. Instrukcje technologiczne prostowania blach w stocznjach zalecają miejscowe podgrzewanie powierzchni blach specjalnymi palnikami grzebieniowymi do określonej temperatury z jednoczesnym chłodzeniem wodą. W pracy przedstawiono wpływ temperatury podgrzewania w procesie prostowania oraz samego procesu prostowania na własności blach stali kadłubowej gatunku D.

### 1. WPROWADZENIE

Stal kadłubowa o normalnej wytrzymałości o zawartości węgla ok. 0,2 % w stanie dostawy posiada strukturę ferrytyczno-perlityczną. Instrukcje technologiczne prostowania blach w stocznjach zalecają miejscowe podgrzewanie powierzchni blach specjalnymi palnikami grzebieniowymi do określonej temperatury z równoczesnym chłodzeniem wodą. Dla uniknięcia istotnych zmian strukturalnych, a także własności w wyniku nagrzewania, zaleca się dla stali o normalnej wytrzymałości temperaturę grzania w granicach 650÷850 °C, a dla stali o podwyższonej wytrzymałości temperaturę grzania 650÷700 °C.

W pracy przedstawiono jak temperatury podgrzewania oraz sam proces prostowania wpływają na własności stali kadłubowej po prostowaniu. Ponieważ w procesie prostowania może wystąpić, przy niedopatrzaniu, podgrzanie materiału do temperatur wyższych, aniżeli zaleca instrukcja, w badaniach należało uwzględnić również ten czynnik.

Dla stali przy jej nagrzewaniu najważniejsze są: przemiana  $A_{c1}$  występująca w temperaturze 723 °C przy bardzo wolnym nagrzewaniu i przemiana  $A_{c3}$ . Ta ostatnia w przypadku stali kadłubowych (0,2 % C) przy wolnym nagrzewaniu występuje

w temperaturze około 880 °C. Jak wiemy w temperaturze 723 °C następuje przemiana perlitu w austenit, a w temperaturze 880 °C - koniec tej przemiany.

W przypadku nagrzewania palnikiem, szybkość nagrzewania jest znaczna i nagrzanie materiału do temperatury rzędu 750 °C wynosi zaledwie kilka minut. Można przyjąć, że szybkość nagrzewania wynosi około 2 °C/s. Oznacza to, że przemiana  $A_{c1}$  w danym przypadku występuje nie w temperaturze 723 °C, lecz wyższej - około 750 °C. Ponadto ta przemiana przebiega w pewnym zakresie czasowym.

Biorąc powyższe pod uwagę, dość szybkie nagrzewanie palnikiem stali kadtłubowej do temperatur około 750 °C nie powoduje zasadniczych zmian strukturalnych. Mogą wystąpić tylko małe załączki rozpadu perlitu na austenit.

Jednakże pomimo braku w sposób znaczący przemiany perlitu w austenit w temperaturze 723÷750 °C występują inne zjawiska, które są trudno uchwytnie przy badaniach metodami konwencjonalnymi, a mogą one mieć wpływ na własności stali prostowanej.

W temperaturze 723 °C następuje wzrost zdolności rozpuszczania węgla w ferrycie, co może powodować wydzielanie się cementytu trzeciorzędowego. Nagrzewanie stali powyżej 600 °C powoduje także wzrost jej zdolności do rozpuszczania wodoru i azotu. W przypadku nagrzewania palnikiem gazowym może łatwo nastąpić nasycenie stali wodorem, co obniża własności plastyczne stali (kruchość wodorowa).

Dla stali o podwyższonej wytrzymałości, przy zwiększonej nieco zawartości Mn, przemiana  $A_{c1}$  występuje w nieco niższej temperaturze w porównaniu ze stałą zwykłą, stąd w tych stalach łatwiejsze jest osiągnięcie przemiany perlitu w austenit. Mangan zwiększa ponadto hartowność. W stalach o podwyższonej wytrzymałości mogą wystąpić zatem w blachach prostowanych drobne wysepki struktur typu bainitycznego, a nawet martenzytycznego. Jest rzeczą zrozumiałą, że struktury te obniżają plastyczność materiału.

Poza wyżej wymienionymi zjawiskami, podgrzanie stali do temperatur powyżej 200 °C powoduje dość gwałtowny spadek granicy plastyczności, co ułatwia proces odkształceń plastycznych, zatem i sam proces prostowania. Dla przykładu można podać, że dla stali St41K granica plastyczności obniża się wraz z temperaturą grzania od  $R_e$  wynoszącym 205 MPa w 200 °C do 155 MPa w 300 °C i 100 MPa w 450 °C.


Jak widać, w wyniku podgrzewania stali nawet do temperatur nie powodujących przemian fazowych, występują w niej dość złożone zjawiska, które są trudne do zmierzenia jak i wyselekcjonowania, które z tych zjawisk ma wpływ największy.

Z punktu widzenia eksploatacji statku jako konstrukcji, najistotniejsze znaczenie posiadają własności mechaniczne, jakie materiał uzyskuje w wyniku prostowania. Szczególne znaczenie mają tu własności plastyczne charakteryzujące odporność materiału na kruche pękanie. Temu zjawisku poświęcono w tej pracy główną uwagę.

## 2. BADANIA WŁASNE

Do badań użyto blach gatunku D o grubości  $g = 14$  i  $20$  mm o składzie chemicznym i własnościach podanych w tabelach 1 i 2.

Dla badanych blach przeprowadzono dwa warianty nagrzewania stosowane w produkcji:

- 1 - nagrzewanie w jednym kierunku przy chłodzeniu wodą z drugiej strony blachy poniżej 850 °C, oznaczono na rysunkach - 


2 - nagrzewanie w jednym kierunku przy chłodzeniu wodą z drugiej strony blachy powyżej 850 °C, oznaczono na rysunkach - 

Tabela 1. Skład chemiczny badanych blach ze stali gatunku D

g mm	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Ni %	Cu %	Al %
14	0,16	0,78	0,22	0,012	0,016	0,01	0,02	0,02	0,04
20	0,17	0,79	0,22	0,023	0,019	0,02	0,01	0,03	0,05

Tabela 2. Własności wytrzymałościowe badanych blach ze stali gatunku D

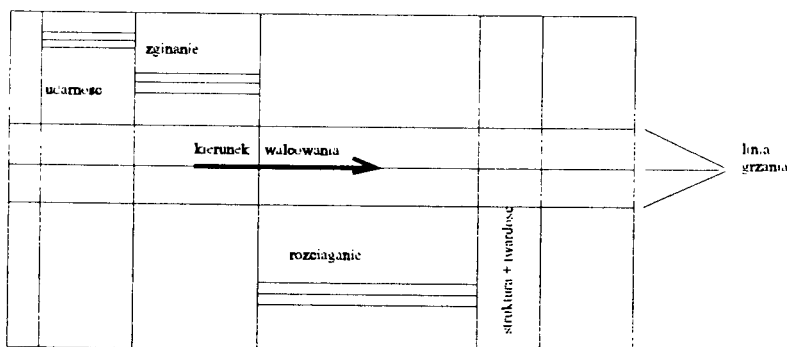
g mm	R <sub>e</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	KV J
14	330	485	29	79 w 0 °C
20	313	450	26,5	101 w -10 °C

Pomiar temperatury nagrzewania odbywał się przy pomocy trzech termopar, z których dwie umocowane były w osi grzania, a jedna pomiędzy osiami grzania. Zastosowano termopary PtRh-Pt, a wyniki odczytywano na miliwoltomierzach. Palniki wyposażone były w dysze nr 4. Wydatek wody wynosił 0,5÷1,3 l/min. Prędkość przesuwu palnika od 0,85 mm/s do 1,85 mm/s. Ciśnienie acetylenu - 0,05 MPa, ciśnienie tlenu 0,5÷0,6 MPa. Nagrzewane płyty posiadały wymiary 600x600 mm i przed nagrzewaniem przyspawane były do ramy z dwuteowników. Dla każdego wariantu nagrzewania przeprowadzono następujące próby:

- rozciągania,
- zginania,
- udarności,
- twardości,
- analiza strukturalna.

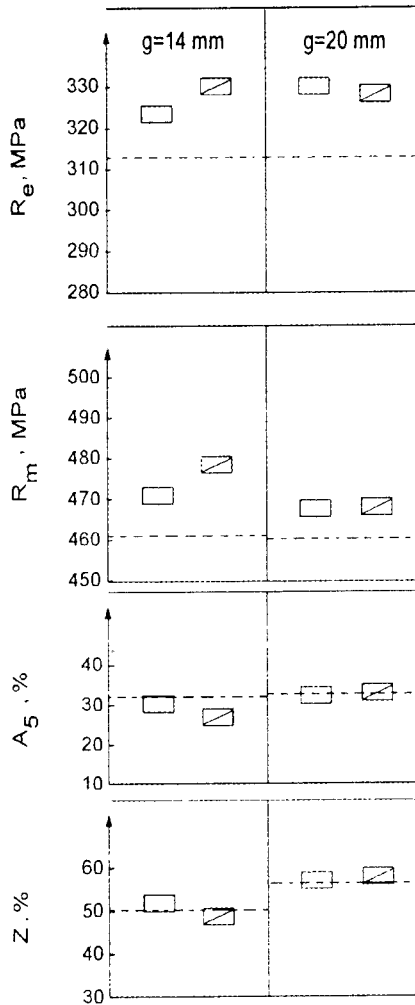
Sposób wycinania próbek z płyty testowej przedstawia rysunek 1.

Próbki na rozciąganie i na zginanie wycinane były wzdłuż osi grzania. Próbki do badań udarnościowych wycinane były wzdłuż osi grzania jak również wycinane były z miejsc między osiami grzania. Wyniki badań wytrzymałościowych zostały przedstawione na rysunku 2.



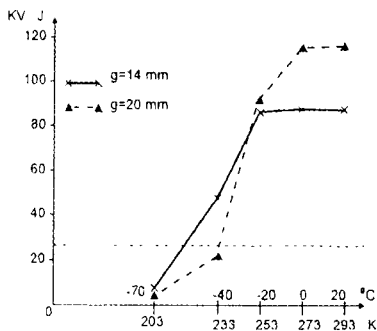
Rys.1. Sposób wycinania próbek z płyty testowej

Próbie zginania poddano 6 próbek; 3 próbki do zginania dla strony rozciąganej poddanej działaniu płomienia i 3 próbki od strony przeciwniej. Próbę przeprowadzono zgodnie z przepisami Polskiego Rejestru Statków (PRS). Jako kryterium przyjęto kąt zgięcia do chwili pęknięcia po stronie rozciąganej. Dla badanych blach gatunku D kąt zgięcia dla wszystkich przypadków wynosił  $180^{\circ}$ .

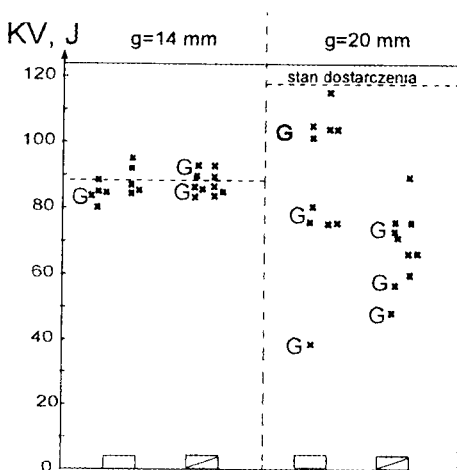


Rys.2. Własności mechaniczne badanych blach

Badania udarności blach przeprowadzono zgodnie z przepisami PRS. Dla blach gatunku D jako kryterium porównawcze przyjęto zgodnie z wymaganiami PRS wielkość 28 J w temperaturze 253 K. Próbkę do badań udarności wycinano wzdłuż osi grzania (oznaczone literą G) oraz pomiędzy osiami grzania. Dla materiałów rodzimych badanych blach określono krzywą udarności w temperaturach 293÷293 K ( $-70^{\circ}\text{C}$  do  $+20^{\circ}\text{C}$ ). Wyniki badań przedstawiono na rysunkach 3 i 4

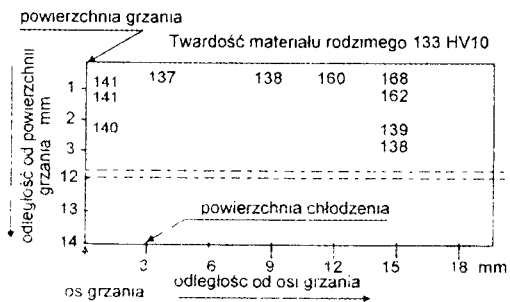


Rys.3. Krzywe udarności materiału rodzimego

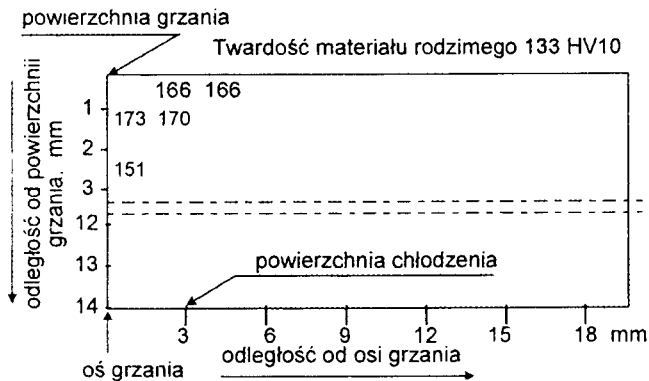


Rys.4. Udarność prostowanych blach

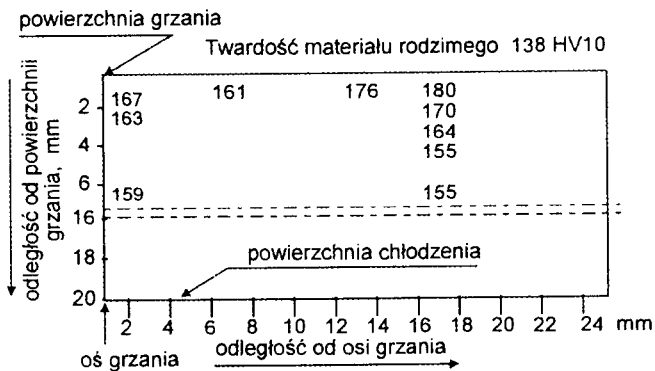
Badania twardości grzanych blach wykonano na powierzchni grzania oraz na przekroju poprzecznym w osi grzania na różnej głębokości od powierzchni grzania. Miejsce pomiaru twardości na próbce oraz samą twardość podają rysunki 5÷8.



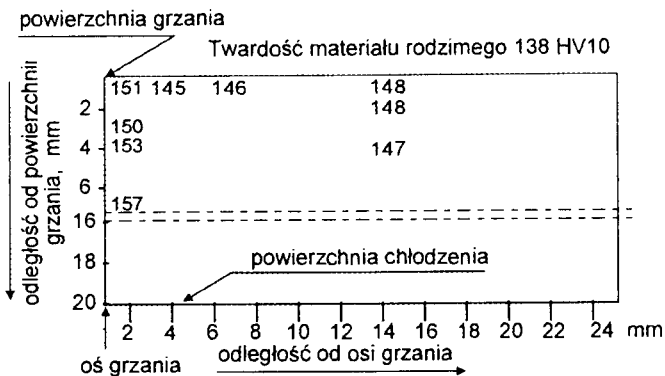
Rys.5. Rozkład twardości na przekroju próbki blachy o grubości 14 mm, temperatura nagrzewania 760 °C



Rys.6. Rozkład twardości na przekroju próbki blachy o grubości 14 mm, temperatura nagrzewania 810 °C



Rys.7. Rozkład twardości na przekroju próbki blachy o grubości 20 mm, temperatura nagrzewania 750 °C



Rys.8. Rozkład twardości na przekroju próbki blachy o grubości 14 mm, temperatura nagrzewania 850 °C



### 3. WNIOSKI

1. Badania wpływu procesu nagrzewania przy prostowaniu przeprowadzono dla warunku sztywnego umocowania brzegów płyty, czyli dla najbardziej niekorzystnych warunków mogących wystąpić w konstrukcji.
2. Nagrzewanie w jednym kierunku i chłodzenie wodą z drugiej strony daje optymalne własności niezależnie od badanej grubości i temperatur nagrzewania.
3. Wyniki badań wykazały, że blachy są bardzo mało wrażliwe na proces nagrzewania.
4. Własności materiału po prostowaniu były porównywane z własnościami materiału rodzimego - dotyczy to  $R_e$ ,  $R_m$ ,  $A_5$ , natomiast wyniki zginania i udarności z wymaganiami dla złączy spawanych.
5. Dla blach gatunku D o grubości 14 mm i 20 mm, niezależnie od sposobu nagrzewania, występuje wzrost  $R_e$  i  $R_m$ . Wydłużenie i udarność spełniają wymagania PRS (odpowiednio  $A_5 = 22\%$  i udarność minimum 28 J w temperaturze  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).
6. Wpływ różnych metod nagrzewania przy prostowaniu na twardość materiału jest nieznaczny.
7. Proces nagrzewania spowodował w miejscu nagrzewania zmiany strukturalne. Struktury są porównywalne ze strukturami strefy wpływu ciepła złącza spawanego.

### LITERATURA

- [1] Cudny K., Puchaczewski N.: Stopy metali na kadłuby okrętowe i obiekty oceanotechniczne. Skrypt Politechniki Gdańskiej, Gdańsk 1995.
- [2] Polska Norma PN-85/H-92147. Blachy stalowe grube i uniwersalne do budowy statków.
- [3] Przepisy klasyfikacji i budowy statków morskich. Gdańsk, PRS, 1995.

## INFLUENCE OF LOCAL DURING FLAME STRAIGHTENING ON PROPERTIES OF SHIP HULES PLATES

### Summary

0,2 % C grades D steel plates of ferritic-perlitic structure in as-received condition, which is specified for ship hulls have been under investigation. In ship yards local heating of surfaces of the plates by special combtorches and simultaneous water cooling during straightening of the plates are recommended by technological instructions. In this paper the influence of temperatures of the heating and the process of straightening it self on properties of the steel plates is presented.



## DYNAMICZNA ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE ZŁĄCZY ZGRZEWANYCH TARCIOWO

Jan Sadowski, Tadeusz Szykowny

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Jednym z ważnych parametrów wytrzymałościowych wprowadzanych do obliczeń inżynierskich dla doboru materiałów i oceny ich własności eksploatacyjnych jest odporność materiału na pękanie. W odróżnieniu od statycznej odporności na pękanie  $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$  ważnym parametrem jest też dynamiczna odporność na pękanie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ ,  $a_d$ . W pracy na przykładzie oprzyrządowanej próby udarowego zginania oceniano zmianę parametrów dynamicznej odporności na pękanie w złączach zgrzewanych tarciowo wykonanych ze stali: N9E-45, 18G2A-St3S, St3S-45, 40H-45, 18G2A-40H.

### 1. WSTĘP

Ocena kruchości lub plastyczności materiału na podstawie wyników prób rozciągania, zginania, skręcania lub badań udarności dla wielu dziedzin techniki oraz Towarzystw Kwalifikacyjnych okazuje się niewystarczająca. Ocena taka jest szczególnie mało znacząca dla stali stosowanych na konstrukcje spajane.

Spajanie, a konkretnie spawanie i zgrzewanie stwarza sprzyjające warunki metalurgiczne i naprężeniowe dla kruchego pękania materiału, tj. nagłego przejścia ze stanu plastycznego w stan kruchy. Dodatkowe czynniki sprzyjające temu zjawisku to wieloosiowy stan naprężeń, temperatura, warunki eksploatacji, technologia spajania, a także udarowe obciążenia, na które narażone są te konstrukcje.

Ocena odporności na pękanie materiałów przy zastosowaniu kryteriów mechaniki pękania dla obciążeń statycznych jest obecnie dość dobrze opanowana i doczekała się szeregu norm (PN-87/H-04335, PN-88/H-04336).

Warunek inicjacji pęknięcia można wyrazić zależnościami (1) i (2):

$$K_I = K_{Ic} , \text{ MPa m}^{1/2} \quad (1)$$

$$J_I = J_{Ic} , \text{ kN / m} \quad (2)$$

Polega to na teoretycznym wyznaczeniu współczynnika intensywności naprężeń  $K_I$  lub odpowiadającej mu krytycznej wartości odporności na pękanie  $K_{Ic}$  (liniowa mechanika pękania) bądź teoretycznej całki  $J_I$  i odpowiadającej jej statycznej odporności na pękanie  $J_{Ic}$  (nieliniowa mechanika pękania).

Podobnie jak dla warunków statycznych, ocenę warunków niestabilnego rozwoju szczeliny w ramach dynamicznej mechaniki pękania, charakteryzującą pękanie materiałów w warunkach obciążeń uderowych, można określić wzorami (3) i (4):

$$K_{I(t)} = K_{Id} , \quad \text{MPa m}^{1/2} \quad (3)$$

$$J_{I(t)} = J_{Id} , \quad \text{kN / m} \quad (4)$$

Podane zarówno po lewej, jak i po prawej stronie równań parametry są stałymi materiałowymi i umożliwiają ocenę dopuszczalnej wady tolerowanej w materiale przy założonych obciążeniach lub ocenę tych obciążeń przy założonej wielkości wady w materiale.

W równaniach (3) i (4) problem sprowadza się albo do teoretycznego (metodami analitycznymi) wyznaczania dynamicznego współczynnika intensywności naprężeń  $K_{I(t)}$  lub teoretycznej całki  $J_{I(t)}$ , albo eksperymentalnego określenia krytycznej wartości dynamicznej odporności na pękanie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ .

Spośród nielicznych metod doświadczalnego wyznaczania parametrów dynamicznej odporności na pękanie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ , zastosowanie oprzyrządowanej próby uderowego zginania (próby uderowości) dla oceny tych parametrów wydaje się być obiecujące i przyszłościowe, czego dowodem jest wzrastające zainteresowanie aplikacji tej próby w aspekcie stosowania kryteriów mechaniki pękania zarówno w kraju, jak i zagranicą [1-3]. Szczególnie brak jest danych o wyznaczeniu i zmianach odporności na dynamiczne pękanie w materiałach niejednorodnych, jakimi są np. złącza zgrzewane tarcio.

## 2. METODYKA I MATERIAŁ BADAŃ

Ocenę parametrów dynamicznej odporności na pękanie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ ,  $a_d$ , pracy uderzenia  $K$  z jej rozkładem na składowe realizowano na oprzyrządowanym i skomputeryzowanym młocie uderowym PSD 150/300 zmontowanym w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie, którego opis przedstawiono w pracach [4-6].

Układ ten umożliwiał zapis rejestrowanych w czasie próby uderowego zginania przebiegów siła - czas  $F(t)$ , siła - ugięcie  $F(f)$  oraz ugięcie - czas  $f(t)$ . Zastosowano komputerowy program obróbki zarejestrowanych przebiegów FRACDYNA [5,6]. Program ten oparty na matematycznych modelach formalizujących fizyczny model próby uderowego zginania składał się z szeregu modułów programowych umożliwiających pobieranie sygnału z oscyloskopu, skalowanie przebiegów  $F(t)$ ,  $F(f)$ , ich korekcję (wyglądanie) i obróbkę matematyczną polegającą na wyznaczeniu punktów charakterystycznych niezbędnych do określenia wartości siły i energii niezbędnej do inicjacji pęknięcia, obliczanie na ich podstawie parametrów odporności na pękanie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ ,  $a_d$ ,

a także umożliwiał rozdział globalnej pracy uderzenia na składowe:  $K_z$  - pracy na zapoczątkowanie pęknięcia,  $K_r$  - pracy rozwoju pęknięcia,  $K_h$  - pracy hamowania pęknięcia [5,6].

Do badań oceny zmian parametrów odporności na pękanie oraz oceny procesu pęknięcia przyjęto złącza zgrzewane tarciovo stosowane najczęściej w różnych układach konstrukcyjnych i często pracujące przy obciążeniach uderowych.

Przyjęte do badań złącza zgrzewane tarciovo wykonano na zgrzewarce tarciowej ZT4-13 zgrzewając ze sobą stalowe wałki  $\phi 32 \times 120$  mm z poszczególnych gatunków stali, a parametry zgrzewania podano w tabeli 1. Parametry te dobrano na podstawie dostępnej literatury [7] oraz wstępnych badań wytrzymałościowych na rozciąganie  $R_m$  wykonanych złączy, które wykonano zgodnie z PN-87/M-69713 i PN-80/H-04310.

Tabela 1. Parametry zgrzewania tarciowego przyjętych do badań złączy zgrzewanych

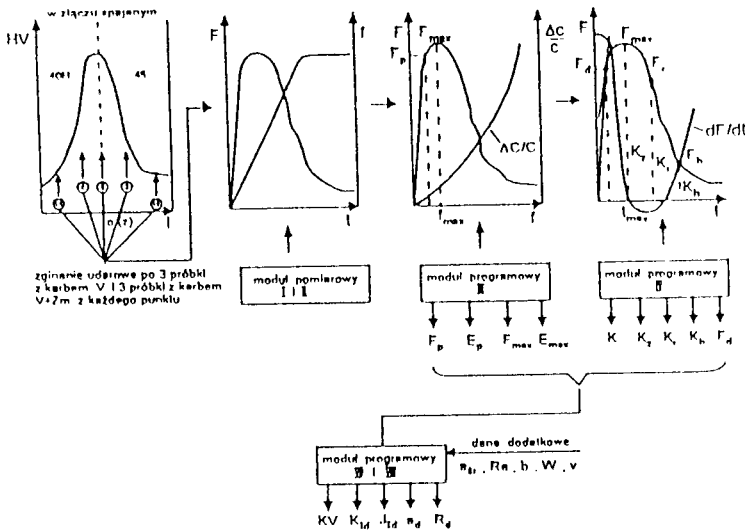
Parametry zgrzewania tarciowego						
Lp.	Układ zgrzewany	Obroty rd/s	Siła tarcia N	Czas tarcia s	Siła spęczania N	Czas spęczania s
1.	18G2A-St3S	152	40000	25	45000	3,0
2.	N9E-45	152	45000	18	50000	2,5
3.	St3S-45	152	40000	16	50000	2,5
4.	40H-45	152	50000	22	50000	3,0
5.	18G2A-40H	152	45000	18	50000	2,5

Z otrzymanych złączy wycinano próbki udarnościowe, na które nanoszono karb V wg PN-H-04370 dla oceny udarności KCV oraz karb V z pęknięciem zmęczeniowym wg ASTM [8] dla oceny parametrów odporności na pękanie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ .

Jako metodę oceny punktu inicjacji początku pęknięcia, na podstawie którego obliczono parametry  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ , przyjęto dokładną i możliwą do zastosowań praktycznych metodę zmiany podatności  $\Delta c/c$  zginanej udarowo próbki [5,6]. Karby nacinano na podstawie wykresu rozkładu twardości w złączu w miejscach charakterystycznego wzrostu lub spadku twardości w badanym złączu.

Na rysunku 1 przedstawiono metodykę zdejmowania przebiegów  $F(t)$  i  $F(f)$  i ich obróbki komputerowej w próbie udarowego zginania badanych złączy zgrzewanych z użyciem programu FRACDYNA. Wszystkie badania złączy realizowano w temperaturze pokojowej 293 K.

Przebiegi  $F(t)$  i  $F(f)$  zdejmowano z miejsc charakterystycznych badanego złącza, określonych rozkładem twardości. Przeprowadzono w tych miejscach badania mikrostrukturalne.



Rys.1. Metodyka zdejmowania i obróbki komputerowej przebiegów dynamicznych  $F(t)$  i  $F(\dot{t})$  otrzymanych w próbie udarowego zginania badanych złączy zgrzewanych z użyciem programu FRACDYNA

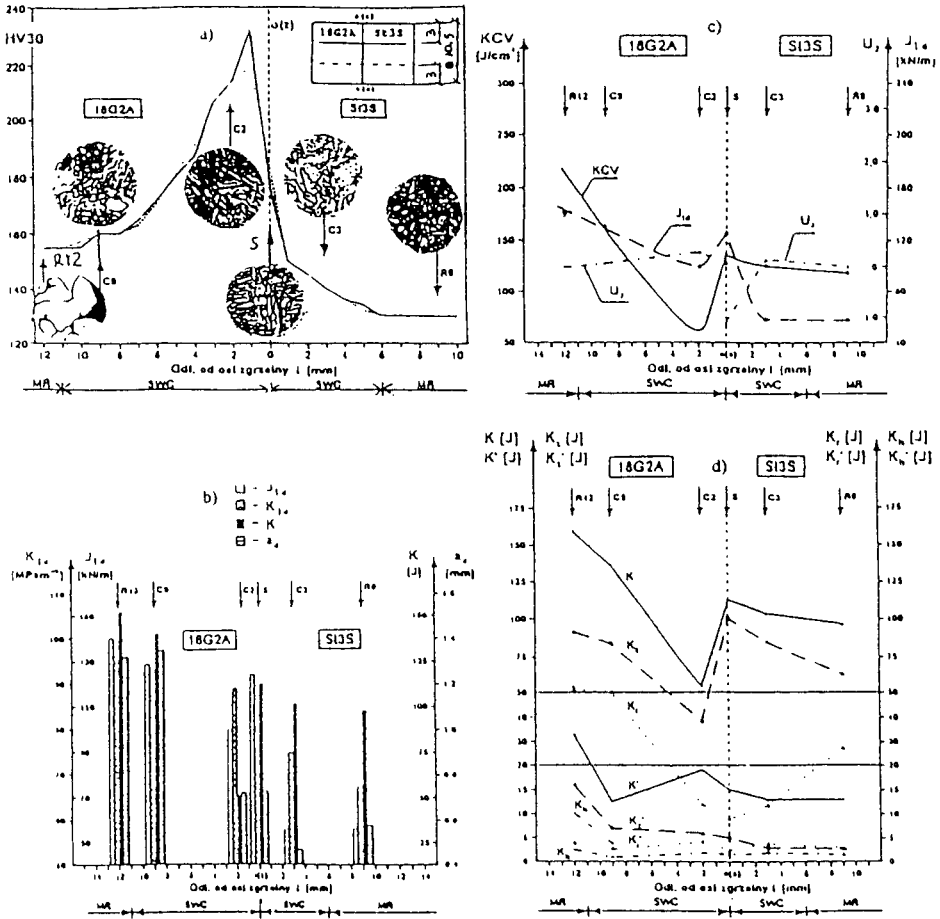
### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Na rysunku 2 pokazano graficzne zestawienie wyników badań dla złącza zgrzewanego tarciowo ze stali 18G2A-St3S. Na rysunku 2a przedstawiono rozkład twardości w złączu oraz miejsca nacięcia korbów w próbkach udarnościowych, na których dokonano oceny KCV oraz parametrów odporności na pęknięcie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$  (strzałki), a także wybrane struktury w niektórych strefach tego złącza. Rysunek 2b przedstawia graficzne zestawienie zmian parametrów odporności na pęknięcie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ ,  $a_d$ ,  $K$  w badanym złączu zgrzewanym.

Badany materiał wykazywał w całym obszarze cechy materiału plastycznego. więc właściwym miernikiem oceny odporności na pęknięcie jest krytyczna wartość całki  $J_{Id}$ . Na rysunku 2c przedstawiono zmiany wartości  $J_{Id}$  oraz udarności KCV i współczynnika uwrażliwienia na pęknięcie  $U_j$  w badanym złączu.

Zaobserwowane na rysunku 2c zmiany odporności na pęknięcie  $J_{Id}$ , są wynikiem zmian strukturalnych zachodzących podczas procesu zgrzewania tarcioowego. Otrzymane wyniki świadczą o tym, że połączenie zgrzewane charakteryzuje się dość wysoką odpornością na pęknięcie, szczególnie po stronie stali 18G2A. Wartości parametru  $J_{Id}$  nie przekraczają jednak 140 kN/m. Najniższą odporność na pęknięcie  $J_{Id}$  obserwuje się w badanym złączu w SWC w odległości 2 mm od zgrzeiny po stronie stali 18G2A (100 kN/m). Strefie tej odpowiada maksimum twardości. W miarę oddalania od osi zgrzewania odporność na pęknięcie wzrasta i w materiale rodzimym stali 18G2A osiąga

najwyższą wartość  $J_{Id}$ . Odporność na pękanie samej zgrzeiny jest niższa niż materiału rodzimego, (MR) niemniej jest ona prawie dwukrotnie wyższa, niż odporność na pękanie SWC i materiału rodzimego (MR) po stronie stali St3S.



Rys.2. Wyniki badań odporności na pękanie w złączy zgrzewanym tarciowo ze stali 18G2A-St3S: a) rozkład twardości w złączy i miejsca nacięcia karbów, b) graficzne zestawienie wyników badań, c) charakter zmian  $J_{Id}$ , KCV,  $U_j$  w złączy, d) rozdział pracy uderzenia  $K$  na składowe  $K_2, K_3, K_1$  w złączy

Przeprowadzone badania strukturalne złącza w miejscach charakterystycznych (nacięcia karbu) pozwoliły w pewnym stopniu wyjaśnić zaobserwowane zmiany odporności na pękanie  $J_{Id}$  w badanym złączy w różnych jego strefach.

Wystąpienie lokalnego maksimum udarności KCV oraz odporności na pękanie  $J_{Id}$  w zgrzeinie można przypisać fragmentacji ziarn austenitu na skutek plastycznego odkształcenia w tej strefie. Spadek wartości tych parametrów po stronie stali 18G2A w odległości 2 mm od zgrzeiny (SWC) można by przypisać głównie wystąpieniem pewnej ilości struktury nieeutektoidalnej, najprawdopodobniej bainitu. Stąd również obserwuje się też w tej strefie maksimum twardości. Minimum  $J_{Id}$ , KCV w tej strefie

może mieć swoją przyczynę również w dużych rozmiarach ziarn austenitu po przemianach. Świadczą o tym długie igły ferrytu. Duża prędkość chłodzenia w omawianym obszarze w głąb nieograniczonego materiału przyczynia się zapewne do przesylenia ferrytu pierwiastkami międzywęzłowymi (C-N).

Z kolei strefa odległa 9 mm od zgrzeiny (SWC) po stronie 18G2A jest strefą częściowego przekrystalizowania, leży więc pomiędzy temperaturami  $A_1$  i  $A_2$ . W wyniku chłodzenia nie otrzymujemy tu struktur nieeutektoidalnych, a struktura w tej strefie złożona z ziarn ferrytu nieprzemienionego, drobnych ziarn ferrytu pochodzących z przemiany austenitu oraz ścisłego perlitu jest najprawdopodobniej przyczyną znacznego wzrostu parametru odporności na pękanie  $J_{Id}$  względem strefy odległej o 2 mm od zgrzeiny.

W strefie odległej o 12 mm po stronie stali 18G2A (MR) brak jest jakichkolwiek oznak zajścia przemiany. Równoosiowe w większości ziarna ferrytu oraz stosunkowo równomiernie rozłożony perlit sprzyjają dalszemu wzrostowi parametru odporności na pękanie  $J_{Id}$ .

Struktura stali St3S w bezpośrednim sąsiedztwie zgrzeiny utworzona jest przez drobnoiglaste ziarna ferrytu, najczęściej w układzie Widmannstättena, oraz niewielką ilość ścisłego perlitu. Z uwagi na różnice w składzie chemicznym w obu stalach (szczególnie manganu), większa jest ilość ferrytu po stronie stali St3S. Opisaną powyżej strukturę w tej strefie odpowiada bardzo słaby spadek KCV i silny spadek odporności na pękanie  $J_{Id}$ , względem wartości tego parametru odnoszącego się do zgrzeiny złącza. Należy przypuszczać, że silne zróżnicowanie form ferrytu, jak i jego przesylenie może być przyczyną obserwowanego spadku odporności na pękanie  $J_{Id}$  i udatności KCV.

Struktura stali St3S w strefie materiału rodzimego (MR) jest ferrytyczna o równoosiowych ziarnach z niewielką ilością ferrytu w układzie Widmannstättena i niewielką ilością ziarn ścisłego perlitu. Struktura ta nie wywołuje istotnych zmian wartości analizowanych parametrów względem poprzedniej struktury.

Aproksymacja otrzymanych wyników badań (rys.2c) umożliwiła wyznaczenie funkcyjnej korelacji między dynamiczną odpornością na pękanie  $J_{Id}$  a udatnością KCV w zależności od odległości  $l$  od osi (linii) zgrzania w badanym złączu, która przedstawia się następująco:

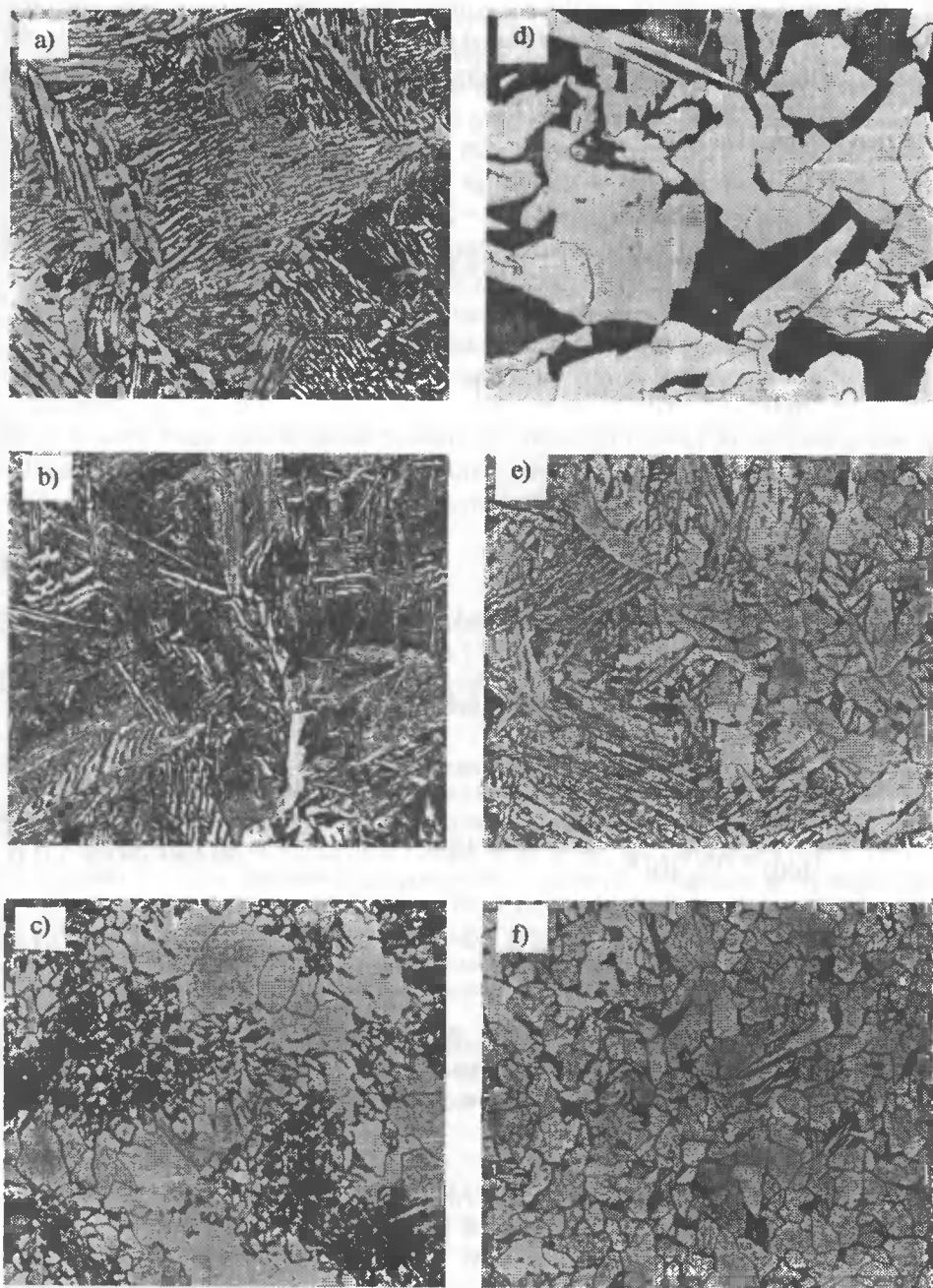
$$J_{Id(l)} = 0,2526 \cdot KCV_{(l)} + \left(0,27 \cdot l^2 - 3,07 \cdot l + 89,3\right) - \text{dla stali 18G2A} \quad (5)$$

$$J_{Id(l)} = KCV_{(l)} \left(0,621^{-0,1541}\right) - \text{dla stali St3S} \quad (6)$$

Na rysunku 2d przedstawiono charakter zmiany pracy  $K$  i jej składowych  $K_z$ ,  $K_r$ ,  $K_h$  w badanym złączu zgrzewanym, dokonany zarówno na próbkach z karbem V, jak i z karbem zmęczeniowym (oznaczenia z apostrofą).

Z rysunku można stwierdzić dominację pracy  $K_z$  w próbkach z karbem V, jak też  $K_z$  w próbkach z karbem zmęczeniowym w całym obszarze badanego złącza. Praca hamowania pęknięcia  $K_h$  jest dużo niższa po stronie złącza ze stali St3S, co może świadczyć o niskiej plastyczności tej strefy i jej małej żywotności resztkowej.





Rys.3. Mikrostruktura złącza zgrzewanego tarciowo ze stali 18G2A-St3S: a) w osi zgrzewania, b) w odległości 2 mm od zgrzeiny po stronie stali 18G2A (SWC), c) w odległości 9 mm od zgrzeiny po stronie stali 18G2A (SWC), d) w odległości 12 mm od zgrzeiny po stronie stali 18G2A (MR), e) w odległości 3 mm od zgrzeiny po stronie stali St3S, f) w odległości 9 mm od zgrzeiny po stronie stali St3S (MR). Pow. 250x

Postępując w badaniach podobnie z pozostałymi złączami zgrzewanymi tarciowo, otrzymano wzory pozwalające ocenić charakter zmian dynamicznej odporności na pękanie  $J_{Id}$  w funkcji odległości  $l$  od linii zgrzania wyrażonej przez parametr udarowości KCV, co przedstawiono wzorami (7)-(14).

Dla złącza zgrzewanego N9E-45

$$J_{Id(l)} = 0,578KCV_{(l)} + (0,2l^2 - 2,9l + 18,7) \quad - \text{ dla stali N9E} \quad (7)$$

$$J_{Id(l)} = -1,03KCV_{(l)} + 3,215l + 34,08 \quad - \text{ dla stali 45} \quad (8)$$

Dla złącza zgrzewanego St3S-45

$$J_{Id(l)} = KCV_{(l)} (0,464 \cdot l^{0,066}) \quad - \text{ dla stali St3S} \quad (9)$$

$$J_{Id(l)} = 0,383KCV_{(l)} + 0,78l + 10 \quad - \text{ dla stali 45} \quad (10)$$

Dla złącza zgrzewanego 40H-45

$$J_{Id(l)} = 1,344KCV_{(l)} + 4,844l - 5,66 \quad - \text{ dla stali 40H} \quad (11)$$

$$J_{Id(l)} = 0,955KCV_{(l)} + 0,18l + 6,4 \quad - \text{ dla stali 45} \quad (12)$$

Dla złącza zgrzewanego 18G2A-40H

$$J_{Id(l)} = KCV_{(l)} (e^{-0,503+0,024l}) \quad - \text{ dla stali 18G2A} \quad (13)$$

$$J_{Id(l)} = -1,17KCV_{(l)} + (0,408l^2 - 3,5l + 100,5) \quad - \text{ dla stali 40H} \quad (14)$$

Otrzymane zależności umożliwiają przy wysokim współczynniku korelacji ( $R = 0,989 \div 1,0$ ) oszacowanie odporności na pękanie  $J_{Id}$  w złączach zgrzewanych tarciowo na podstawie otrzymanych wyników badań udarowości KCV w analizowanym złączu.

## 5. PODSUMOWANIE

Z przedstawionych powyżej wyników badań można poczynić pewne wnioski i spostrzeżenia:

- 1) oceny parametrów dynamicznej odporności na pękanie  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ , które są stałymi materiałowymi, można dokonać przy zastosowaniu zmodyfikowanej, oprzyrządowanej i skomputeryzowanej próby udarowego zginania, stosując dla wyznaczania punktu inicjacji pęknięcia w badanej próbce metodykę zmiany podatności  $\Delta c/c$  zginanej udarowo próbki, na podstawie zdjętego przebiegu  $F(f)$ ,

- 2) badane złącza zgrzewane tarciowo charakteryzowały się ogólnie dużym zróżnicowaniem zmian odporności na pękanie wyrażonym parametrem  $J_{Id}$  w całej ciągłości złącza. Szczególnie obniżoną odporność na pękanie w stosunku do SWC i materiału rodzimego (MR) wykazywały strefy tuż przyzgrzeinowe (w odległości 1,5÷3 mm od osi zgrzeiny). Zaobserwowane zmiany były wynikiem zmian strukturalnych zachodzących w procesie zgrzewania, które są efektem zmian szybkości chłodzenia poszczególnych stref wykonanych złączy,
- 3) otrzymane matematyczne zależności między dynamiczną odpornością na pękanie  $J_{Id}$  a udarnością KCV w badanych złączach zgrzewanych tarciowo stwarzają możliwość racjonalnego wykorzystania wyników badań udarności KCV jako użytecznego parametru wytrzymałościowego przy projektowaniu i doborze optymalnych warunków technologicznych gwarantujących wymaganą odporność na pękanie złączy zgrzewanych,
- 4) należałoby kontynuować dalsze badania nad doбором czynników technologicznych zapewniających w miarę jak najwyższą i wyrównaną w całej ciągłości złącza odporność na dynamiczne pękanie  $J_{Id}$  oraz wytrzymałość  $R_m$ .

## LITERATURA

- [1] Kobayashi T.: Introduction of new dynamic fracture toughness evaluation system: Journal of Testing and Evaluation, Vol.21, no 3, s.145-153, 1993.
- [2] Kalthof J.F., Winkler S., Böhme W.: A novel procedure for measuring the impact fracture toughness  $K_{Id}$  with precracked Charpy specimens. J.Physique, Vol.46, No 8 C5, s.179-186, 1985.
- [3] Lis Z., Schindler H.J.: Evaluation of dynamic fracture toughness  $J_{Id}$  using instrumented Charpy impact test: Mechanika Teoretyczna i Stosowana, Vol.32, No 1 s.119-128, 1994.
- [4] Biel-Gołaska M.: A method of testing the dynamic fracture toughness of materials characterised by high plasticity: Metallurgy and Foundry Engineering, Vol.19, No 4, s.491-499, 1993.
- [5] Sadowski J.: Ocena odporności na pękanie złączy spajanych w aspekcie próby udarowego zginania. Rozprawa doktorska. Politechnika Gdańska, Gdańsk 1996.
- [6] Sadowski J., Szykowny T.: Ocena dynamicznej odporności na pękanie złącza zgrzewanego N9E-45 w próbie udarowego zginania. Materiały Sympozjum Współczesne zagadnienia w Materiałoznawstwie i Technologii Bezwiórowej. Z. Naukowe ATR, Mechanika 38, s.151-163, 1995.
- [7] Michalski R., Kamiński Z.: Zgrzewanie tarciove. WNT, Warszawa 1982.
- [8] ASTM E 24.03.03: Proposed standard method of test for instrumented impact of precracked Charpy specimens of metallic materials. Draft 2c. Philadelphia, 1980.

## AN ASSESSMENT OF THE DYNAMIC FRACTURE RESISTANCE OF THE WELD JOINTS BY IMPACT BEND TEST

### Summary

The paper presents an assessment of the dynamic fracture of the mismatched weld different steels by impact bend test. For example, there was made an assessment of the dynamic fracture parameters such as:  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ , failure work  $K$  of the tested samples and the admissible dimension of weld defects.



## NIEKTÓRE ASPEKTY OCENY STOPNIA UWRAŻLIWIENIA NA PROCES SPAJANIA

Eugeniusz Ranatowski

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

W pracy przedstawiono przegląd aktualnie stosowanych metod oceny skłonności do pęknięcia w procesie spajania ze szczególnym uwzględnieniem parametrów i kryteriów oceny tego procesu. Ponadto scharakteryzowano możliwości wykorzystania parametrów mechaniki pęknięcia  $K_{II}$ ,  $\delta_c$  (CTOD),  $J$ ,  $G_I$  do ustalenia kryteriów pęknięcia i oceny stopnia uwrażliwienia na proces spajania. Przedstawiono również kilka przykładów zastosowania mechaniki pęknięcia do oceny odporności na pęknięcie niejednorodnych połączeń spajanych ze stali 18G2A.

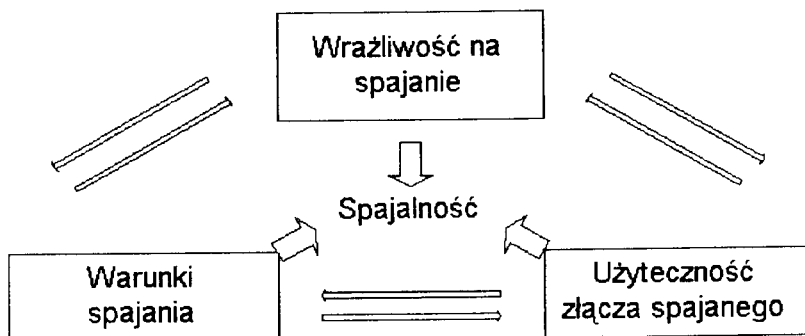
### 1. WSTĘP

Proces spajania związany jest bezpośrednio z lokalną zmianą energii wewnętrznej łączonych materiałów, a jego realizacja, zgodnie z pierwszą zasadą termodynamiki, jest możliwa poprzez użycie energii dostarczonej na sposób ciepła, bądź jako rezultat pracy pola siłowego. Prowadzi to w naturalny sposób do lokalnej zmiany stanu materiału, z czym związany jest stopień uwrażliwienia materiału spajanego i ocena spajalności. Zgodnie z PN-84/M-69005, wrażliwość na spajanie oznacza reakcję metalu na procesy wywołane warunkami spajania, które tworzy zespół czynników technologicznych i konstrukcyjnych, oddziałujących na spajane złącze w czasie jego wykonywania, decydując o jego użyteczności. Jest to relacja bardzo złożona, o sprzężeniu zwrotnym, przedstawiona na rysunku 1.

Powyższy problem oceny spajalności, wyrażony w kategoriach technologicznych, w sensie fizycznym prowadzi do ustalenia relacji pomiędzy: polem termicznym - ewolucją mikrostruktury - polem mechanicznym, o wzajemnym oddziaływaniu o charakterze synergicznym [1].

Ocena stopnia uwrażliwienia materiału na proces spajania powinna więc polegać na analizie wymiarowej określonych powyżej modułów, przy ścisłym zapisie fizykalnym zachodzących w nich procesów. Równocześnie należy stwierdzić, iż istnieje wyraźna asymetria pomiędzy zakresem i poziomem rozwiązań dotyczących modułów:

pole termiczne i ewolucja mikrostruktury a modulem pole mechaniczne. Dotyczy to zwłaszcza oceny stopnia uwrażliwienia na proces spajania, wyrażającej się jego odpornością na pękanie w różnych fazach powstawania złącza i w warunkach eksploatacyjnych.



Rys. 1. Relacja pomiędzy głównymi czynnikami decydującymi o spajalności metali

## 2. AKTUALNY STAN OCENY STOPNIA UWRAŻLIWIENIA W ASPEKTCIE USTALEŃ NORMATYWNYCH ORAZ ZALECEŃ LITERATUROWYCH

Procedura oceny stopnia uwrażliwienia na proces spajania, objęta aktami normatywnymi, dotyczy zasadniczo procesu spawania i obejmuje:

- badania skłonności do tworzenia pęknięć krystalizacyjnych (lub inaczej nazwanych gorącymi) złączy spawanych łukowo (PN-79/M-69761),
- badania skłonności do tworzenia pęknięć zimnych w złączach spawanych łukowo (PN-90/M-69760).

Tabela 1. Zestawienie kryteriów spajalności na pękanie krystalizacyjne wg PN-79/M-69761

Lp.	Próba	Rodzaj oceny	Wskaźnik
1	Próba o zmniejszającej się sztywności	Jakościowa	Obecność lub brak pęknięć Jeżeli istnieją pęknięcia przyjmuje się dodatkowy wskaźnik porównawczo-ilościowy P: $p = \frac{l_s - l_p}{l_s} \cdot 100 \%$ $l_s$ - długość spoiny, $l_p$ - długość podłużnego pęknięcia krystalizacyjnego lub długość odcisku spoiny, w którym występuje pęknięcie krystalizacyjne.
2	Próba o różnych szerokościach	Jakościowa	Obecność lub brak pęknięć
3	Próba teowa ze spoiną czołową	Jakościowa	Obecność lub brak pęknięć

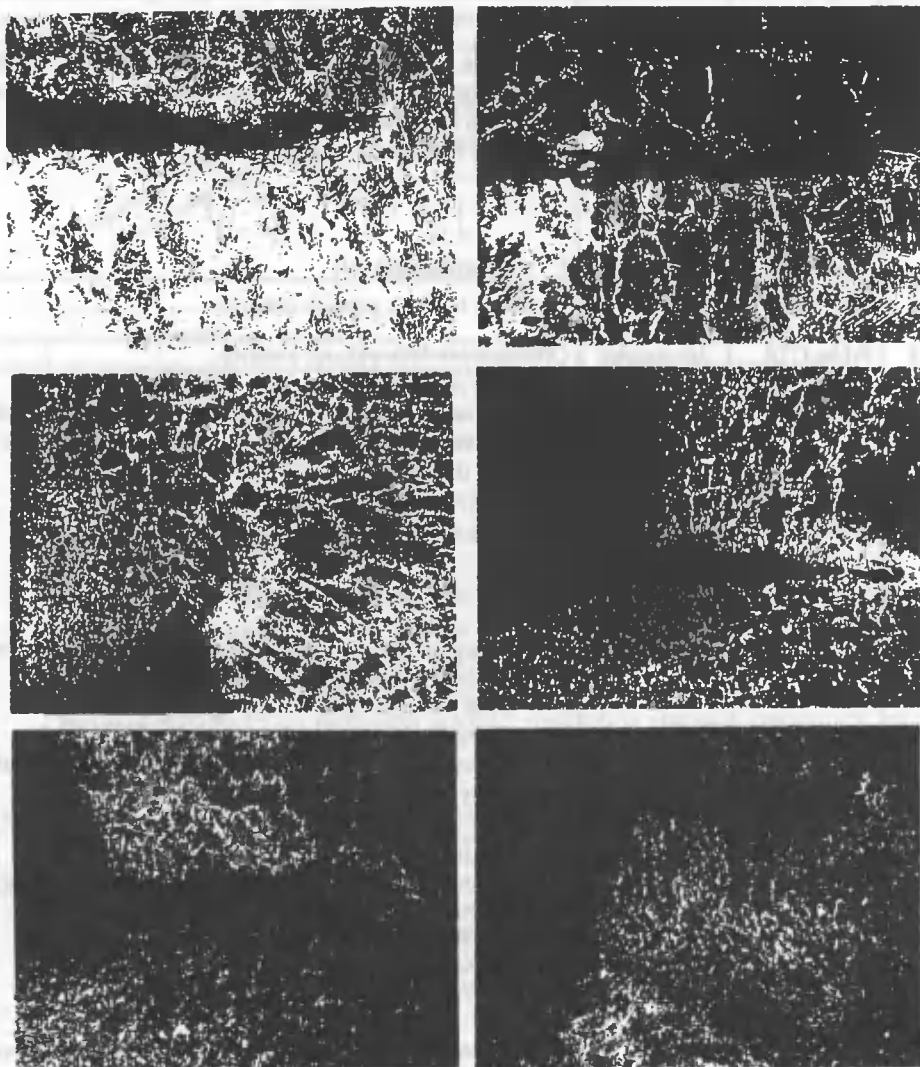
Akty normatywne obejmują również próbę udarności złączy spawanych lub zgrzewanych, której rezultaty badań mogą być źródłem informacji o wpływie stopnia uwrażliwienia materiału i jego użyteczności w warunkach eksploatacyjnych.

Tabela 2. Zestawienie kryteriów spajalności na pęknięcie zimne wg PN-90/M-69760

Lp.	Próba	Rodzaj oceny	Wskaźnik
1	Badanie z regulowanymi naprężeniami	Ilościowa	Najwyższe wartości naprężeń rozciągających, poniżej których próbki nie ulegają zerwaniu przy obciążeniu trwającym co najmniej 16 h. Krytyczne naprężenia rozciągające $\sigma_{kr}$ : $\sigma_r = \frac{4F}{\Pi(d-1)^2}$ F - siła rozciągająca [N].
2	Próba krzyżowa	Jakościowa	Obecność lub brak pęknięć zimnych
3	Próba CTS	Jakościowa	Obecność lub brak pęknięć zimnych
4	Próba Takken	Jakościowa	Obecność lub brak pęknięć zimnych Jeżeli istnieją pęknięcia, przyjmuje się dodatkowy wskaźnik porównawczo-ilościowy: wskaźnik ilościowy pęknięć $W_p$ $W_p = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{H_{pi}}{H_{sp}} \cdot 100 \%$ $H_{pi}$ - wysokość pęknięć na zglądzie metalograficznym, mm $H_{sp}$ - grubość spoiny próbnej mm, n - ilość badanych zglądów metalograficznych, i - kolejny zgląd metalograficzny. Wykres krzywej $W_p$ w funkcji czasu chłodzenia $t_{max-100^\circ C}$ lub temperatury podgrzania wstępnego.
5	Próba 19-XT	Jakościowa	Obecność lub brak pęknięć zimnych. Jeżeli istnieją pęknięcia przyjmuje się dodatkowy wskaźnik porównawczo - ilościowy: wskaźnik liczby pęknięć $W_l$ lub $W_h$ $W_l = 100 \cdot \sum_{i=1}^n \frac{L_{ci}}{L_{sp}}; \quad W_h = \frac{100}{n} \cdot \sum_{i=1}^n \frac{H_{pi}}{H_{sp}}$ $W_l$ - procentowy udział długości pęknięć ( $L_{pi}$ ) w całej długości spoiny próbnej, $W_h$ - procentowy udział średniej wysokości pęknięć ( $H_{pi}$ ) w grubości spoiny próbnej.

W tabelach 1 i 2 zestawiono zalecane przez PN metody badań i stosowane kryteria do oceny skłonności do tworzenia pęknięć krystalizacyjnych oraz zimnych. Wynika z nich jednoznacznie, iż wskaźnikiem jest obecność lub brak pęknięć i mają charakter jakościowy, wyrażający reakcję materiału spawanego na warunki stworzone przez określoną próbę. Jedynie w przypadku aplikacji próby implantacyjnej z regulowanymi naprężeniami jako kryterium pęknięcia zimnego przyjmuje się krytyczne naprężenia rozciągające, poniżej których próbki nie ulegają zerwaniu przy obciążeniu trwającym co najmniej 16 h. Również przy aplikacji próby udarowego zginania miarą odporności

na pękanie, w warunkach eksploatacyjnych, jest wartość pracy zużytej na powstanie złomu próbki.



Rys.2. Przykłady pęknięć zimnych elementów spawanych ze stali 18G2A

Problem oceny stopnia uwrażliwienia na proces spawania odbywa się również przy użyciu metod analitycznych. Podstawą oceny są empiryczne zależności i kryteria, bazujące w przypadkach: oceny pęknięć krystalizacyjnych oraz po obróbce cieplnej w wyniku powtórnego nagrzewania, głównie na składzie chemicznym (w %), np.:

- pękanie krystalizacyjne (PK) stali niskowęglowych:

$$C_{ekw} = C + 2S + \frac{P}{3} + \frac{Si - 0,4}{10} + \frac{Mn - 0,8}{12} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cu}{15} + \frac{Cr - 0,8}{15} \quad (1)$$



- $C_{ekw} > 0,45$  - stal skłonna do PK,  
 $C_{ekw} < 0,15$  - stal odporna na PK,  
 $0,15 \leq C_{ekw} \leq 0,45$  - stal częściowo skłonna na PK,

- pękanie po obróbce cieplnej w wyniku powtórnego nagrzewania:

$$\Delta G = Cr + 3,3 Mo + 8,1 V - 2$$

$$\text{dla } C \% \leq 0,18, Cr \% < 1,5$$

$$\Delta G \geq 0 \text{ stal skłonna,}$$

$$\Delta G < 0 \text{ stal odporna.}$$

W przypadku oceny odporności na pękanie zimne i lamelarne, dodatkowo uśiłuje się uwzględnić wpływ wodoru dyfundującego bądź stopnia usztywnienia, poprzez uwzględnienie grubości spawanych elementów, stosując np. parametr  $P_w$  bądź  $P_L$ .

Badania eksperymentalne, z uwagi na przyjęte parametry i kryteria, mają charakter zbyt uogólniony, gdyż zasadniczo stopień uwrażliwienia materiału spawanego jest reakcją na warunki stworzone przez daną próbę. W tej sytuacji brak jest parametrów i kryteriów do jednoznacznej transformacji rezultatów badań laboratoryjnych na warunki rzeczywistej konstrukcji. Podobna uwaga odnosi się również do stosowanych empirycznych parametrów i kryteriów stosowanych w metodach analitycznych, gdyż nie są one rezultatem fizycznej analizy zachodzących procesów. Prowadzi to ostatecznie do bardzo ogólnej oceny procesu uwrażliwienia na proces spajania. Na rysunku 2 przedstawiono przykłady pęknięć zimnych, które wystąpiły w elemencie ze stali 18G2A, uprzednio ocenionym jako odporny na pękanie zimne.

### 3. FIZYCZNE PODSTAWY OCENY STOPNIA UWRAŻLIWIENIA NA PROCES SPAJANIA

Zgodnie z tendencjami światowymi, które wyrażają między innymi dokumenty MIS [1], zasadniczy postęp w powyższym zakresie związany jest z głębszą analizą fizyki procesu pękania, uwzględniającego specyfikę połączeń spajanych i prowadzi bezpośrednio do aplikacji parametrów i kryteriów mechaniki pękania. Parametry i kryteria mechaniki pękania znalazły dotychczas główne zastosowanie jako uzupełnienie tradycyjnych metod wymiarowania konstrukcji i oceny własności eksploatacyjnych. Mniejsze natomiast jest ich znaczenie i zastosowanie do rozwiązywania zagadnień technologicznych. W obydwu przypadkach zastosowanie mechaniki pękania związane z adekwatnością analizowanych modeli fizycznych i obiektów rzeczywistych.

W rozwiązaniach stosowanych w praktyce inżynierskiej model fizyczny stanowi więc uproszczenie obiektu rzeczywistego. W analizowanym przypadku jest to model układu spajanego i odpowiada mu tylko pod względem jego istotnych cech, które w dalszej kolejności podlegają modelowaniu matematycznemu. Model matematyczny formalizuje opis modelu fizycznego, np. w formie równań cząstkowych, które stanowią formalną podstawę opisu wszelkich twierdzeń fizycznych. Wobec powyższego uwzględniając fakt, że połączenia spajane są skutkiem pracy wykonanej przez skoncentrowany strumień energii dostarczonej na sposób ciepła, to proces modelowania układu spajanego powinien być oparty co najmniej na:

- równaniu przewodzenia ciepła

$$\operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} T) - c_p \cdot \rho \frac{\partial T}{\partial t} = -q_v(x, y, z, t) \quad (3)$$

- równaniu charakteryzującym sprzężenie energii cieplnej i pracy mechanicznej [2]

$$c_p \cdot \rho T + q_{i,i} = q_v(x, y, z, t) - \frac{E \alpha_p T}{1 - 2\nu} \varepsilon_{ij}^e + \xi \cdot S_{ij} \cdot \dot{\varepsilon}_{ij}^n \quad (4)$$

gdzie:

- $\lambda$  - współczynnik przewodzenia ciepła, J/m s K,
- $c$  - ciepło właściwe, J/kg K,
- $\rho$  - gęstość, kg/m<sup>3</sup>,
- $T$  - temperatura, K,
- $t$  - czas, s,
- $q_v$  - objętościowe źródło ciepła, J/m<sup>3</sup> s,
- $q_i$  - gęstość strumienia ciepła, W/m<sup>2</sup>,
- $\varepsilon_{ij}^e$  - tensor odkształceń sprężystych,
- $\dot{\varepsilon}_{ij}^n$  - tensor niesprężystej szybkości odkształceń, 1/s,
- $S_{ij}$  - tensor dewiatora naprężeń, N/m<sup>2</sup>,
- $E$  - moduł sprężystości podłużnej, N/m<sup>2</sup>,
- $\nu$  - współczynnik Poisson'a,
- $\xi$  - część energii niesprężystej przekształconej w ciepło;  $\xi = 0 \div 1$ ,
- $\alpha_p$  - współczynnik rozszerzalności cieplnej, 1/K.

Równania (3) i (4) w sensie fizycznym stanowią podstawę do oceny wzrostu temperatury  $T$  oraz innych parametrów charakteryzujących cykl cieplny procesu spajania, a także skutki wymiany cieplnej i mechanicznej energii, tworząc konstytutywne podstawy do oceny odkształceń i naprężeń. Należy równocześnie stwierdzić, iż wiele zjawisk występujących w procesie spajania ma charakter bardzo złożony, tzn. występuje wiele synergicznych efektów, które nie dadzą się opisać w postaci prostych reguł i zespołu równań. Jednym z takich problemów jest relacja pomiędzy strukturą i jej własnościami, wyrażająca się np. odpornością na pękanie.

Analiza wymiarowa procesu uwrażliwienia jest bezpośrednio powiązana z fizyką procesu pęknięcia i dotyczy zjawisk lokalnych, występujących w sąsiedztwie szczeliny. Procedura wprowadzenia odpowiednich parametrów i kryteriów do oceny stopnia uwrażliwienia, zgodnie z zasadami mechaniki pęknięcia, związana jest z oceną stanu naprężenia w sąsiedztwie wierzchołka szczeliny bądź zmiany stanu energetycznego analizowanego układu. I tak w ramach liniowej mechaniki pęknięcia punktem wyjścia do oceny stanu naprężenia  $\sigma_{ij}$  jest biharmoniczne równanie:

$$\nabla^2(\nabla^2 U) = 0 \quad (5)$$

gdzie:

$U$  - funkcja naprężeń,

co, po uwzględnieniu warunków brzegowych, pozwala ocenić stan naprężenia w sąsiedztwie wierzchołka szczeliny jako:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_n}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\Theta) \quad i, j = x, y, z \quad (6)$$

gdzie:

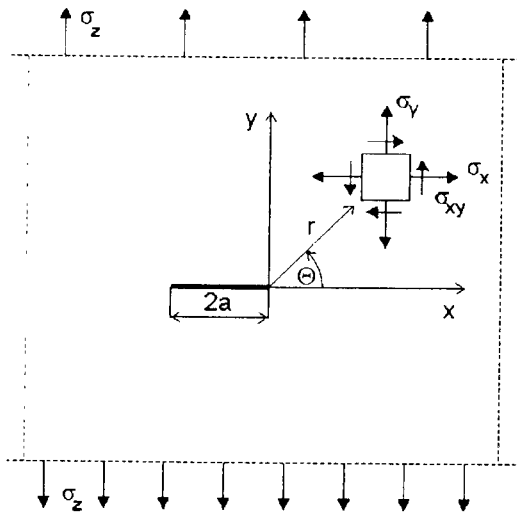
- $K_n$  - współczynnik intensywności naprężeń (WIN),  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  
 $r, \Theta$  - współrzędne biegunowe,  
 $f_{ij}(\Theta)$  - funkcja kąta  $\Theta$ ,  
 $n = \text{I, II, III}$  - oznacza formę obciążenia szczeliny (I - rozciąganie, II - ścinanie wzdłużne, III - ścinanie poprzeczne zwane antyplaskim).

Na rysunku 3 przedstawiono charakterystykę stanu naprężenia w sąsiedztwie wierzchołka szczeliny  $2a$ , usytuowanej w płycie o nieskończonych wymiarach dla  $n = \text{I}$ . Biorąc pod uwagę modyfikacje Irwina i Orowana, uwzględniając deformacje plastyczne w sąsiedztwie wierzchołków szczeliny i nadając skończoną wartość naprężeniom  $\sigma_{ij}$  i zarazem WIN -  $K_n$ , kryterium inicjacji wzrostu szczeliny ma postać:

$$K_n = K_{nc}, \quad n = \text{I, II, III} \quad (7)$$

gdzie:

$K_{nc}$  - odporność materiału na pękanie  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



Rys.3. Schemat stanu naprężenia wokół wierzchołka szczeliny w nieskończonej płycie, obciążony naprężeniem  $\sigma_z$

Biorąc pod uwagę fakt, iż z punktu widzenia powstawania pęknięć w procesie spawania: krystalizacyjnych, zimnych oraz eksploatacyjnych np. kruchych, główne zagrożenie stanowi model I, kryterium (7) przyjmie postać:

- dla płaskiego stanu odkształcenia

$$K_I = K_{IC} \quad (8a)$$

- dla płaskiego stanu naprężenia

$$K_I = K_C \quad (8b)$$

Oprócz WIN i kryterium (8a, b) stosowane są inne parametry, tworząc nowe kryteria:

$$\delta = \delta_c \quad (9)$$

$$J = J_c \quad (10)$$

$$G_n = G_{nc} \quad (11)$$

gdzie:

- $\delta$  - rozwarcie wierzchołka szczeliny,
- $J$  - całka J.R. Rice,
- $G_n$  - siła wydłużająca pęknięcie związana z wielkością uwalnianej energii sprężystej.

Parametry  $K_{nc}$ ,  $\delta_c$ ,  $J_{nc}$ ,  $G_{nc}$  oznaczają stałe materiałowe, zwane odpornością na pękanie, a kryteria (7)-(11) charakteryzują stopień wyężenia materiału w obszarze przywierzchołkowym szczeliny, decydującym o inicjacji procesu pęknięcia. Powyższe parametry i kryteria stanowią mogą więc poprawną miarę stopnia uwrażliwienia na proces spajania.

#### 4. PRZYKŁADY OCENY STOPNIA UWRAŻLIWIENIA Z WYKORZYSTANIEM MECHANIKI PĘKANIA

Zastosowanie parametrów i kryteriów mechaniki pęknięcia do oceny stopnia uwrażliwienia materiałów spajanych oraz jako miarę ich użyteczności, związane jest z założeniem adekwatności analizowanych modeli fizycznych i obiektów rzeczywistych. Warunkiem koniecznym i dostatecznym występowania podobieństwa pomiędzy modelem i obiektem rzeczywistym jest formalizacja opisu zachodzących w nich procesów:

- za pomocą tych samych związków fizycznych, opisujących wewnętrzne prawidłowości procesu np. deformacji, wpływu więzów mechanicznych,
- zgodności kryteriów podobieństwa.

Ocena parametrów i kryteriów mechaniki pęknięcia wymaga więc uwzględnienia przebiegu szczególnych okoliczności procesu wyrażonego przez:

- geometrię obiektu wraz z ewentualną koniecznością uwzględnienia wpływu wewnętrznych więzów mechanicznych,
- konfigurację szczeliny i jej umiejscowienia w obiekcie,
- określenie warunków brzegowych i początkowych,
- rodzaj i stopień złożoności pola siłowego.

W stosunku do czynnika materialnego, w klasycznych rozwiązaniach makroskopowej mechaniki pęknięcia zakłada się model ciągły ciała, o właściwościach izotropowych, niezmiennych w czasie  $t$ . W kontekście ustaleń w poprzednim punkcie, uwzględnienie zjawisk występujących w procesie spajania wymaga co najmniej wprowadzenia korekty do modelu ośrodka materialnego.

Przy założeniu idealnych własności sprężysto-plastycznych materiału i uwzględniając zróżnicowaną budowę złącza, w którym makroskopowe własności mikrostruktury wyrażone są poprzez rozkład twardości, bądź odpowiadające cechy mechaniczne np.

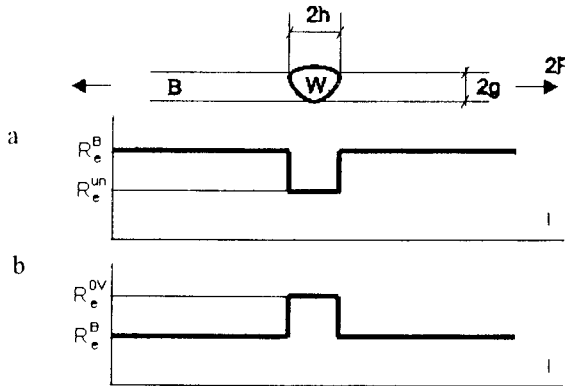
$R_e$  - rysunek 4 a b, to prowadzi do następujących ustaleń [3]:

$$R_e^{zl} = R_e^{un} \cdot K_W^{un} \quad (12)$$

$$R_e^{zl} = R_e^{ov} \cdot K_W^{ov} \quad (13)$$

gdzie:

- $R_e^{zl}$  - granica plastyczności złącza,
- $R_e^{un}$  - granica plastyczności strefy złącza o obniżonej wartości w stosunku do materiału rodzimego  $R_e^B$  : ( $R_e^B > R_e^{un}$ ) - rysunek 4,
- $R_e^{ov}$  - granica plastyczności strefy złącza o podwyższonej wartości w stosunku do materiału rodzimego  $R_e^B$  ; ( $R_e^B < R_e^{ov}$ ) - rysunek 4,
- $K_W^{un}$  - współczynnik umocnienia materiału, będący rezultatem oddziaływania więzów dla  $K_S = R_e^B / R_e^{un} > 1$ ,
- $K_W^{ov}$  - współczynnik umocnienia materiału, będący rezultatem oddziaływania więzów dla  $K_S = R_e^B / R_e^{ov} < 1$ .



Rys.4. Charakterystyka modelu niejednorodnego złącza spawanego: a)  $K_S^{un} = R_e^B / R_e^{un} > 1$

b)  $K_S^{ov} = R_e^B / R_e^{ov} < 1$

Wartość współczynnika umocnienia materiału  $K_W^{un}$  lub  $K_W^{ov}$  - będąca z fizycznego punktu widzenia rezultatem oddziaływania więzów mechanicznych, które tworzą powierzchnie kontaktowe stref B i W - rysunek 4 - zależy od parametrów charakteryzujących geometrię układu, wyrażoną poprzez  $\kappa$  i parametrów określających wielkości fizyczne układu  $q$  i  $K_S^{un}$  lub  $K_S^{ov}$  :

$$K_W^{un} = f(\kappa, q, K_S^{un}) \quad (14)$$

$$K_W^{ov} = f(\kappa, q, K_S^{ov}) \quad (15)$$

gdzie:

$$\kappa = 2h / 2g ,$$

$$0 \leq q < 1 ,$$

$$K_S^{un} = R_e^B / R_e^{un} > 1 ,$$

$$K_S^{ov} = R_e^B / R_e^{ov} < 1$$

Bardziej szczegółowe informacje dotyczące  $K_W^{un}$  i  $K_W^{ov}$  przedstawiono w opracowaniach [3,4].

Rozpatrzmy więc w dalszej kolejności sytuację wynikającą z umiejscowienia w centralnej części strefy (W) szczeliny o długości  $2a$ , prostopadłej do siły  $2F$  (rysunek 4 a, b), przyjmując jako miarę odporności na pękanie parametr  $\delta$  - CTOD. Wobec tego miarą zmiany odporności na pękanie strefy (W) -  $\delta_W$ , normalizowanego poprzez  $\delta_B$  dla obszaru B, jest parametr:

$$\delta_R = \frac{\delta_W}{\delta_B} \quad (16)$$

Jeżeli dokonamy oceny  $\delta_W$  zgodnie z zależnością, którą podaje K.H. Schwalbe [5] :

- dla sytuacji wg rysunku 4 a:

$$\delta_W^{un} = \frac{3\pi a R_e^B}{2M} M^{(1-1/n_w)} \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_e^B} \right)^{n_B/n_w} \quad (17)$$

$$M = R_e^W / R_e^B < 1; \quad \varepsilon_e^B = R_e^B / E$$

$n_B, n_W$  - współczynniki umocnienia materiału stref (B) i (W),

- dla sytuacji wg rysunku 4b:

$$\delta_W^{ov} = \frac{3\pi a R_e^B}{2M} M^{(1-1/n_w)} \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_e^B} \right)^{n_B/n_w} \quad (18)$$

$$M = R_e^W / R_e^B > 1$$

to wartość parametru  $\delta_R$  określimy zgodnie z zależnością :

- dla sytuacji wg rysunku 4a

$$\delta_R^{un} = \frac{\delta_W^{un}}{\delta_B} = M^{(1-1/n_w)} \cdot \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_e^B} \right)^{(n_B/n_w-1)} \quad (19)$$

- dla sytuacji wg rysunku 4b:

$$\delta_R^{ov} = \frac{\delta_W^{ov}}{\delta_B} = M^{(1-1/n_w)} \cdot \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_e^B} \right)^{(n_B/n_w-1)} \quad (20)$$

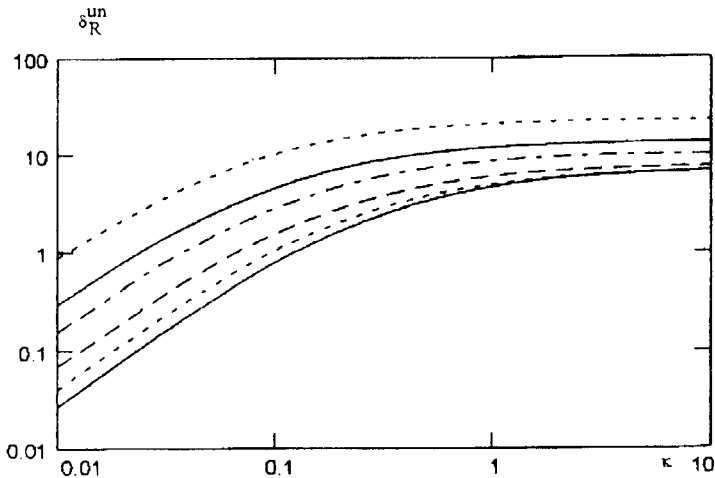
Wobec powyższego, biorąc pod uwagę określony uprzednio parametry  $K_W$  oraz  $K_s^{un/ov}$ , wartość  $\delta_R$  określimy jako [3] :

- dla sytuacji wg rysunku 4a:

$$\delta_R^{un} = \left( \frac{1}{K_S^{un}} \right)^{(1-1/n_w)} \cdot \left( \frac{K_W^{un}}{K_S^{un}} \right)^{\left( \frac{1}{n_w} - \frac{1}{n_B} \right)} \quad (21)$$

- dla sytuacji wg rysunku 4b:

$$\delta_R^{ov} = \left( \frac{1}{K_S^{ov}} \right)^{(1-1/n_w)} \cdot \left( \frac{K_W^{ov}}{K_S^{ov}} \right)^{\left( \frac{1}{n_w} - \frac{1}{n_B} \right)} \quad (22)$$



Rys.5. Wykres  $\delta_R^{un}$  jako funkcji  $\kappa$  dla  $q = 0,1 \div 0,9$  i  $K_s = 1,39$  oraz wartościach  $R_e^{W(un)} = 434$  MPa,  $R_c^B = 605$  MPa,  $n_W^{un} = 0,20$ ,  $n_B = 15$

Na rysunkach 5 i 6 przedstawiono zmianę parametru  $\delta_R$  jako funkcji  $\kappa$  dla  $q = 0,1 \div 0,9$  zgodnie ze wzorami (21) i (22) dla stali 18G2A o następujących parametrach:

- ze strefą o obniżonej wytrzymałości, rysunek 4a:

$$R_e^{W(un)} = 434 \text{ MPa}, \quad R_c^B = 605 \text{ MPa},$$

$$n_W^{un} = 0,25, \quad n_B = 0,20$$

- ze strefą o podwyższonej wytrzymałości, rysunek 4b:

$$R_e^{W(ov)} = 605 \text{ MPa}, \quad R_c^B = 434 \text{ MPa},$$

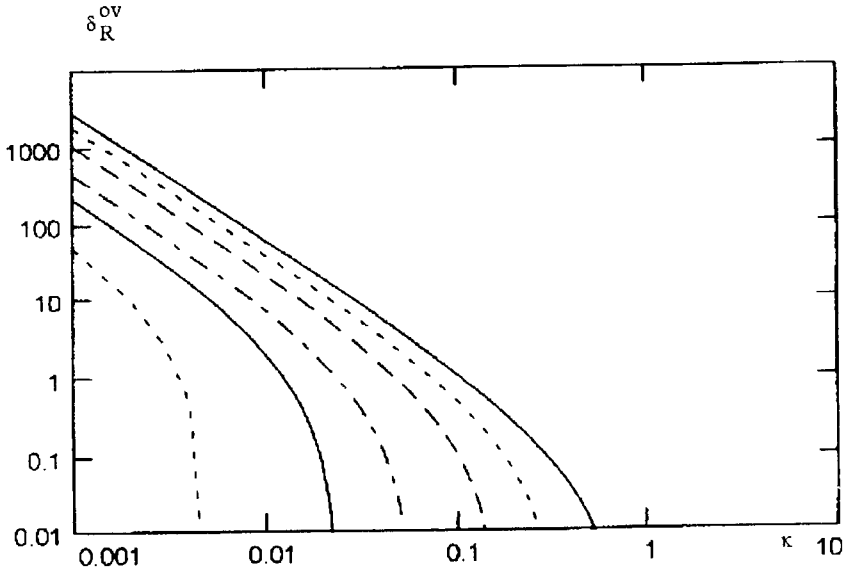
$$n_W^{(ov)} = 0,20, \quad n_B = 0,25.$$

Powyższe dane wyraźnie wskazują na istotny wpływ zróżnicowania własności mechanicznych stref (W) i (B) na odporność na pękanie heterogenicznego układu

przedstawionego na rysunku 4. Pozwala to również określić związek:

$$\delta_R \leq \frac{\delta_c^W}{\delta_c^B} \geq 1 \quad (23)$$

gdzie  $\delta_c^W$  i  $\delta_c^B$ , oznaczają krytyczną wartość  $\delta$  dla spoiny W lub SWC i materiału rodzimego B, co oznacza iż odporność na pękanie złącza jest równa lub wyższa, aniżeli materiału rodzimego B.



Rys.6. Wykres  $\delta_R^{ov}$  jako funkcji  $\kappa$  dla  $q = 0,1+0,9$  i  $K_s = 0,717$  oraz wartościach  $R_c^{W(ov)} = 605$  MPa,  $R_c^B = 434$  MPa,  $n_W^{(ov)} = 0,15$ ,  $n_B = 0,20$

## 5. WNIOSKI KOŃCOWE

Ogólna charakterystyka relacji struktura - własności mechaniczne, w ujęciu stosowanych aktualnie metod oceny stopnia uwrażliwienia na proces spajania, zarówno w ujęciu eksperymentalnym jak i analitycznym, wykazuje w sposób jednoznaczny na konieczność odejścia od jednorodnego ośrodka materialnego przy ocenie własności mechanicznych, zwłaszcza w przypadku połączeń spajanych, oraz od powszechnie stosowanej metodyki badawczej. Wynika to wprost z fizyki procesu pękania, pozwalając wprowadzić adekwatne parametry oceny tego zjawiska. Przeprowadzony w niniejszym opracowaniu przykład oceny i wykorzystania parametru  $\delta_R^{un/ov} = \delta_W^{un/ov} / \delta_B$  może być źródłem informacji o tym, jak dobrać krytyczną wartość  $\delta_c$  - CTOD, ażeby zapewnić globalną wytrzymałość złącza równą co najmniej materiałowi rodzinnemu B w stanie wyjściowym, przed spajaniem, będącej zarazem miarą stopnia uwrażliwienia na proces spajania.



**LITERATURA**

- [1] Burdekin F.M., Koçak M., Schwalbe K.- H., Denys R.: Draft definitive statement on the significance of mis - match of strength in welds. IIW, Doc. X - 1282, 1993.
- [2] Argyris J.H., Szimmat J., Willam K.J.: Computational aspects of welding stress analysis. comp. Methods appl. Mech. Eng. 33. 1982.
- [3] Ranatowski E.: Influence of the constraint effect on fracture resistance of mis-matched weld joints. ECF 11 - Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure. Futuroscope - Poitiers. France 1996.
- [4] Ranatowski E.: Analytical assessment of the constraint effect of undermatched weld joints. ECF 10. Structural Integrity: Experiments, Models and Applications. Publ. EMAS. London 1994.
- [5] Schwalbe K-H.: Effect of weld metal mis - match on toughness requirement; Some simple analytical considerations using the Engineering Treatment Model (ETM). International Journal of Fracture, 56, 1992.

**SOME ASPECTS OF AN ASSESSMENT ON THE SUSCEPTIBILITY  
OF MATERIALS ON WELDING PROCESS**

## Summary

The actual methods: experimental and theoretical which are used in investigation of weldability and solution of the fracture mechanics, which can be useful in welding technology have been characterized. There was made also an assessment of the susceptibility of weld joints to welding process with used the fracture parameters  $K_n$ ,  $\delta_c$  (COD),  $G_n$ ,  $J_{nc}$  and fracture criterion's. Finally, the examples of application of fracture mechanics to assessment of fracture toughness of heterogeneous weld joints have been given.



## SYMULACJA KOMPUTEROWA PROCESU PRZEPYCHANIA RUR STALOWYCH

Tomasz Dyl, Marlena Krakowiak

Politechnika Częstochowska, Wydział Metalurgii i Inżynierii Materiałowej,  
ul. Armii Krajowej 19, 42-200 Częstochowa

W pracy przedstawiono symulację komputerową procesu przepychania rur z wykorzystaniem komercyjnego pakietu MES FORGE2. W tym celu założono sprężysto-plastyczny model odkształcanego ciała. Obliczenia wykonano dla rury ze stali 35 o wymiarach: średnicy zewnętrznej  $D = 100$  mm i wewnętrznej  $d = 80$  mm. Przedstawiono rozkłady temperatury, naprężeń i odkształceń dla różnych wartości kąta nachylenia trzpienia  $\alpha \in (10 \div 30^\circ)$  i różnych warunków tarcia na powierzchniach styku metal - narzędzie.

### 1. WSTĘP

Materiałem wsadowym do procesu przepychania rur na trzpieniu są tuleje wyprodukowane na prasie i w walcierce wydłużającej z kęsiska o przekroju kwadratowym. Wytworzenie rury polega na przepychaniu wsadu przez walce duo na trzpieniu. Za pomocą tłoczyska tuleja jest przepychana w kierunku trzpienia, na którym w zależności od jego wymiarów i warunków tarcia materiał odkształca się plastycznie lub po przekroczeniu warunków spójności ulega zniszczeniu.

Stateczność procesu zależy od następujących wymiarów rury i trzpienia: początkowa średnica zewnętrzna rury  $D$ , początkowa średnica wewnętrzna rury  $d$ , średnica trzpienia  $d_a$ , kąt pochylenia trzpienia  $\alpha$ .

W wyniku przepychania rury na trzpieniu zwiększa się jej średnica. W zależności od rodzaju materiału dobierane są odpowiednie parametry procesu odpowiednie dla jego składu chemicznego.

W artykule proces rozpatrywano tylko zagadnienia na styku rura - trzpień, zaś oddziaływanie zewnętrznych narzędzi pominięto.

### 2. ZAŁOŻENIA DO SYMULACJI

Symulacji dokonano za pomocą programu FORGE2 wykorzystującego metodę elementów skończonych. Program jest komercyjnym pakietem, który umożliwia symu-

lacje różnych procesów przeróbki plastycznej, np.: walcowanie, kucie, ciągnięcie.

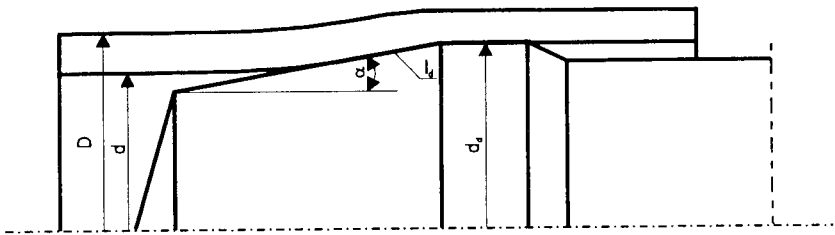
Założono, że proces jest osiowo-symetryczny, a metal spełnia wymagania ciała sprężysto-plastycznego.

W celu przeprowadzenia symulacji konieczne było ustalenie warunków brzegowych procesu. Dlatego też, zadeklarowano dane materiałowe dla stali 35, określono warunki tarcia na styku rura - trzpień oraz zadano temperaturę początkową procesu przepychania.

Następnie wprowadzono dane wymiarowe rury i narzędzi. W tym celu należało narysować kształt narzędzi i rury. Pierwszym narzędziem był trzpień (rys.1) o promieniu 45 mm i kącie nachylenia  $\alpha \in (10\div 30^\circ)$ , drugim było tłoczysko o kształcie prostokąta. Rura została przedstawiona w przekroju o promieniu zewnętrznym 50 mm i wewnętrznym 40 mm (rys.1). Zestawiano je ze sobą, zadając drugiemu narzędziu (tzn. tłoczysku) odpowiednią prędkość liniową, tak aby można było przeprowadzić symulację i obliczenia procesu.

### 3. WYNIKI BADAŃ

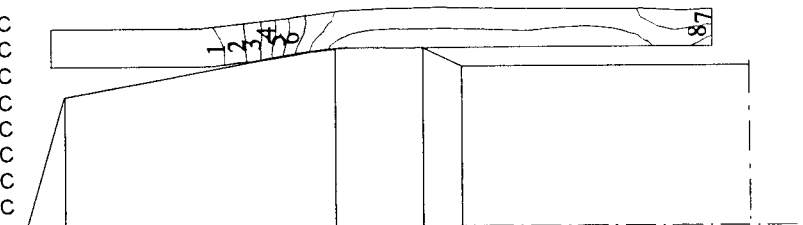
Symulacja przeprowadzona została dla rury o wymiarach początkowych: średnica zewnętrzna  $D = 100$  mm i wewnętrzna  $d = 80$  mm (rys.1). Badano proces w zależności od różnych warunków tarcia na długości styku materiał - narzędzie ( $l_d$ ), dla wartości współczynników tarcia  $f = 0,01$ ,  $f = 0,03$  i  $f = 0,3$  oraz dla kąta zbieżności trzpienia:  $\alpha \in (10\div 30^\circ)$  i średnicy główki trzpienia  $d_d = 90$  mm.



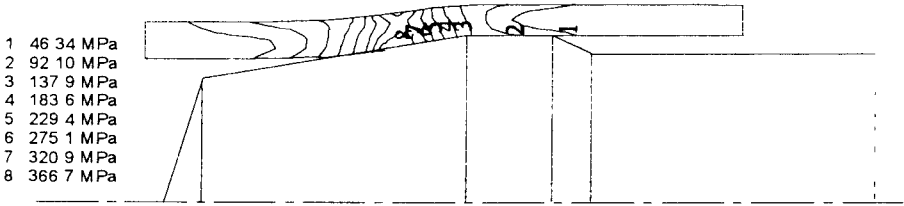
Rys.1. Schemat procesu przepychania rury

Na rysunkach 2÷4 przedstawione zostały rozkłady temperatur, naprężeń i odkształceń na przekroju rury w trakcie procesu przepychania dla kąta części kalibrującej trzpienia:  $\alpha = 10^\circ$ . Proces jest osiowo-symetryczny, dlatego symulacja dokonana została dla połowy rury. Rozkład analizowanych wielkości jest niejednorodny na grubości ścianki i długości rury.

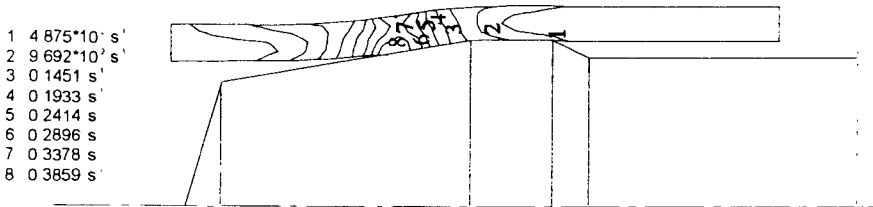
- 1 : 23.28 °C
- 2 : 25.82 °C
- 3 : 28.36 °C
- 4 : 30.90 °C
- 5 : 33.45 °C
- 6 : 35.99 °C
- 7 : 38.53 °C
- 8 : 43.81 °C



Rys.2. Rozkład temperatury

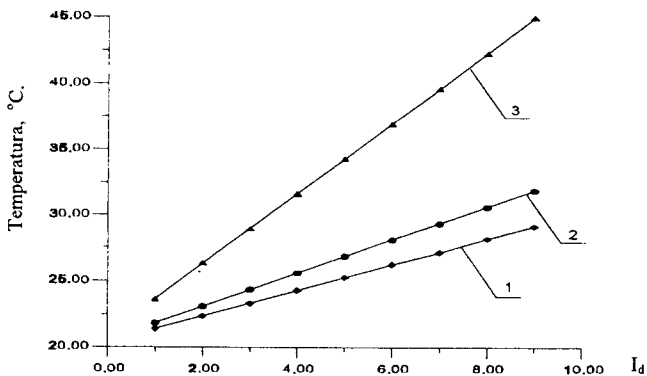


Rys.3. Rozkład naprężeń zastępczych



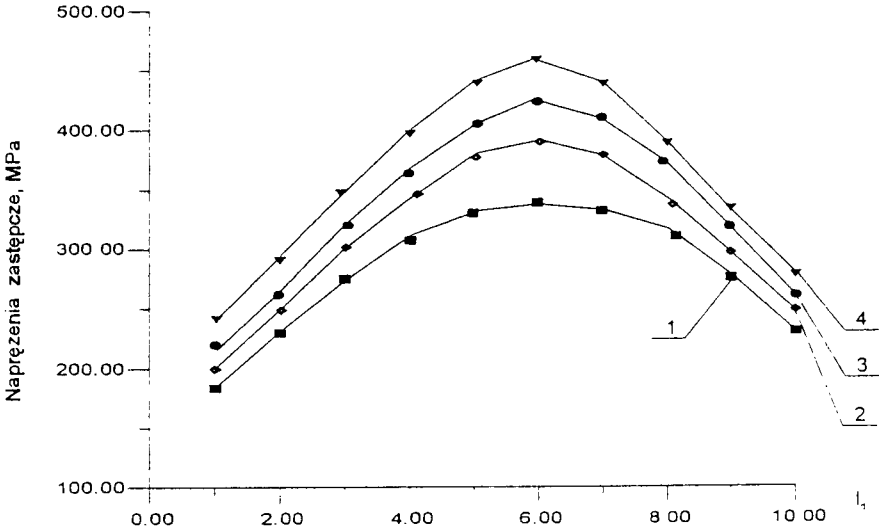
Rys.4. Rozkład prędkości odkształceń

Analiza wyników badań wykazała, że istotny wpływ na proces przepychania rur ma wielkość nachylenia kąta zbieżności trzpienia oraz wartość współczynnika tarcia. Na podstawie przeprowadzonej obserwacji można wnioskować, że przepychana rura ulegnie zniszczeniu po przekroczeniu krytycznej wartości kąta nachylenia trzpienia  $\alpha = 30^\circ$ . Dlatego przy projektowaniu technologii procesu przepychania rur wskazane jest stosowanie kąta zbieżności trzpienia  $\alpha < 20^\circ$ . W trakcie symulacji można było zaobserwować, że przy większych wartościach współczynnika tarcia na długości styku rury z trzpieniem występowały większe wartości temperatury materiału. Przy większym kącie nachylenia trzpienia ze wzrostem współczynnika tarcia materiał szybciej się nagrzewa (rys.5).

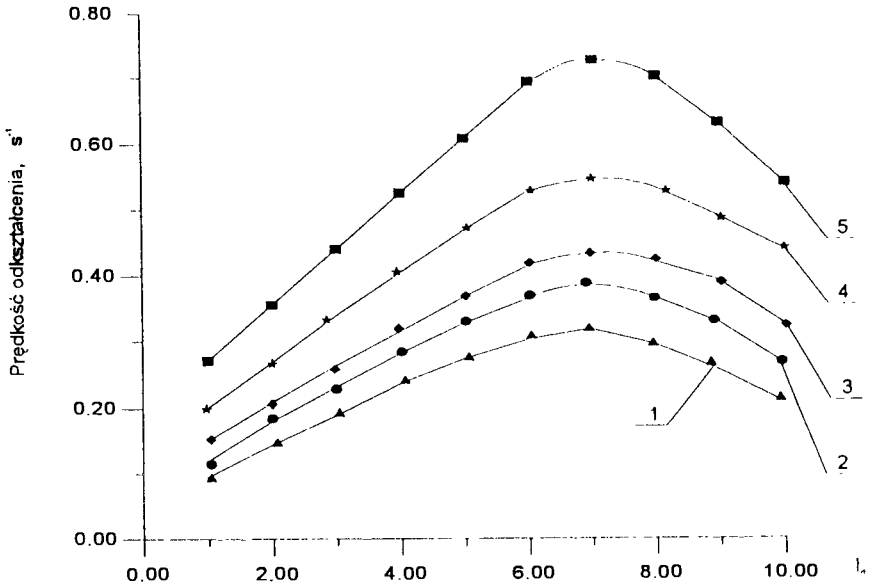


Rys.5. Zależność temperatury na grubości materiału od długości kotliny odkształcenia ( $l_d$ ) dla różnych kątów nachylenia trzpienia  $\alpha$ : 1 -  $\alpha = 30^\circ$ ; 2 -  $\alpha = 20^\circ$ ; 3 -  $\alpha = 10^\circ$  dla współczynnika tarcia  $f = 0,01$

Z danych przedstawionych na rysunkach 6 i 7 można stwierdzić, że zarówno wartości naprężeń zastępczych jak i wartości prędkości odkształcenia osiągają maksymalne wartości w połowie długości kotliny odkształcenia ( $l_d$ ) i zwiększają się wraz ze wzrostem kąta nachylenia trzpienia  $\alpha$  i współczynnika tarcia  $f$ .



Rys.6. Zależność naprężenia zastępczego od długości kotliny odkształcenia ( $l_d$ ): 1 -  $\alpha = 10^\circ$ ,  $f = 0,01$ ; 2 -  $\alpha = 10^\circ$ ,  $f = 0,03$ ; 3 -  $\alpha = 10^\circ$ ,  $f = 0,3$ ; 4 -  $\alpha = 20^\circ$ ,  $f = 0,01$



Rys.7. Zależność prędkości odkształcenia od długości kotliny: 1 -  $\alpha = 10^\circ$ ,  $f = 0,01$ ; 2 -  $\alpha = 10^\circ$ ,  $f = 0,03$ ; 3 -  $\alpha = 10^\circ$ ,  $f = 0,3$ ; 4 -  $\alpha = 20^\circ$ ,  $f = 0,01$ ; 5 -  $\alpha = 20^\circ$ ,  $f = 0,03$

#### 4. WNIOSKI

Zastosowany do obliczeń pakiet MES FORGE2 pozwala na określenie rozkładów odkształceń, naprężeń i temperatur w odkształcanej rurze. W wyniku przeprowadzonej symulacji można stwierdzić, że dla danego materiału i określonego zakresu wymiarowego trzpienia najlepsze wyniki otrzymuje się dla pośrednich wartości współczynnika tarcia  $f = 0,03$  i dla kątów zbieżności trzpienia  $\alpha < 20^\circ$ . Zbyt duże wartości tych wielkości niekorzystnie wpływają na proces przepychania. Przy maksymalnych wartościach współczynnika tarcia i kąta nachylenia trzpienia, branych pod uwagę w przeprowadzonej symulacji, można doprowadzić do zniszczenia odkształcanego materiału. Po przeprowadzonej symulacji można było zaobserwować, w jaki sposób materiał płynie w trakcie przepychania rury na trzpieniu. Symulacja pozwala na teoretyczne opracowanie procesu przepychania rur oraz umożliwia lepsze zrozumienie tego procesu.

#### LITERATURA

- [1] Hoderny B., Korek Z.: Rury Stalowe, Wyd. Śląsk, Katowice 1976.
- [2] Deviatov V.V., Stolbov V.J., Kukuryk B.: Analiza procesu przepychania rur. Hutnik-Wiadomości Hutnicze, nr 10, s.420, 1997.
- [3] FORGE2® SETUP on Windows NT: Instrukcja obsługi pakietu komercyjnego MES, Transwalor S.A. of Sophia-Antipolis, 1996.

### COMPUTER SIMULATION OF FORCING THROW STEEL TUBES BASED ON FINITE ELEMENTS METHOD

#### Summary

In this paper, computer simulation of forcing throw steel tubes taken advantage of commercial packet MES FORGE2 was presented. In this purpose, was assumed rigid-plastic model of deformed material. Analysis was realised for tube made from steel 35 on dimension: external diameter  $D = 100$  mm and internal  $d = 80$  mm. Distributions of temperature, stress and deformation for different values of gradient radius of mandrel  $\alpha \in (10-30^\circ)$  and different fiction conditions on the contact area of metal-tool were performed.





## **OPTIMALIZACJA DOBORU PIERŚCIENI WSTĘPNIE SPRĘŻAJĄCYCH NARZĘDZIA DO OBRÓBKII PLASTYCZNEJ**

Bogusław Koszla

Politechnika Poznańska, Instytut Technologii Materiałów,  
ul. Piotrowo 3, 61-138 Poznań

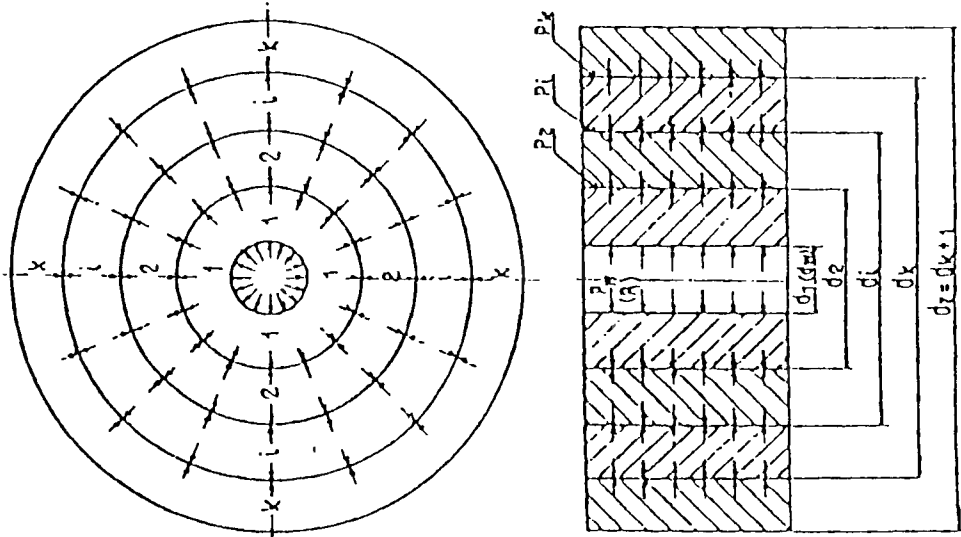
Niniejsze opracowanie dotyczy wstępnego sprężania narzędzi celem zwiększenia ich odporności na zniszczenie naciskami roboczymi. Podano wskazania doboru współczynników grubości pierścieni wstępnie sprężających oraz sposób sprawdzenia ich odporności na utratę wcisku i pękanie.

### **1. OZNACZENIA**

- h - wysokość pierścienia sprężającego.
- i - kolejny numer pierścienia sprężającego licząc od najmniejszego,
- k - liczba pierścieni sprężających,
- n - współczynnik pierścienia określony wzorem (2),
- r - promień pierścienia sprężającego,
- t - obwód pierścienia sprężającego,
- $d_i$  - średnica wewnętrzna pierścienia i, równa średnicy zewnętrznej nr i-1 ,
- $n_i$  - współczynnik pierścienia nr i określony wzorem (2),
- $n_c$  - współczynnik kompletu pierścieni sprężających,
- $p_h$  - wzdłużny nacisk jednostkowy pochodzący od montażu,
- $p_i$  - normalny nacisk jednostkowy na powierzchnię wewnętrzną pierścienia nr i,
- $p_w$  - normalny nacisk jednostkowy na powierzchnię wewnętrzną pierścienia nr 1,
- $R_e$  - wartość granicy plastyczności materiału pierścienia,
- $R_{ei}$  - wartość granicy plastyczności materiału pierścienia nr i,
- $R_r$  - wartość naprężenia zrywającego materiału pierścienia,
- $\nu$  - współczynnik Poissona,
- $\sigma_r$  - naprężenie (główne) w kierunku osi r,
- $\sigma_t$  - naprężenie (główne) w kierunku osi t,
- $\sigma_h$  - naprężenie (główne) w kierunku osi h.

## 2. ZASTOSOWANIE PIERŚCIENI WSTĘPNIE SPRĘŻAJĄCYCH

Narzędzia do obróbki plastycznej podlegają znacznym naciskom kształtowanego materiału. Skutki tych nacisków objawiają się zwiększeniem wyężenia materiału narzędzia i odchyłką wymiaru kształtowanego wyrobu. Niniejsze opracowanie dotyczy wstępnego sprężania narzędzi celem zwiększenia ich odporności na zniszczenie naciskami roboczymi. Na rysunku 1 przedstawiono przykład narzędzia wstępnie sprężonego. Wkładka matrycowa 1 stykająca się z kształtowanym narzędziem zabezpieczona jest pierścieniami wstępnie sprężającymi.



Rys. 1. Komplet pierścieni wstępnie sprężających narzędzie do obróbki plastycznej

## 3. STAN NAPRĘŻEŃ W PIERŚCIENIU WSTĘPNIE SPRĘŻAJĄCYM

W niniejszym opracowaniu (rys.2) zakłada się, że pierścień ten jest obciążony na powierzchni wewnętrznej prostopadłym naciskiem promieniowym  $p_1$ , a składowa styczna tego nacisku jest pomijalnie mała. Z zewnątrz pierścień jest wstępnie sprężony następnym pierścieniem, który działa naciskami  $p_2$ . Nacisk jednostkowy  $p_1$  wraz z naciskiem pierścienia zewnętrznego  $p_2$  powodują stan naprężeń, który określają wg [1] wzory Lamego. Celem uproszczenia zapisu we wzorach (1) zastosowano podstawienie (2):

$$\begin{aligned} \sigma_r &= -p_i \\ \sigma_t &= p_i \frac{1+n_i}{n_i-1} - p_{i+1} \frac{2n_i}{n_i-1} \\ \sigma_h &= -p_i \cong 0 \end{aligned} \quad (1)$$

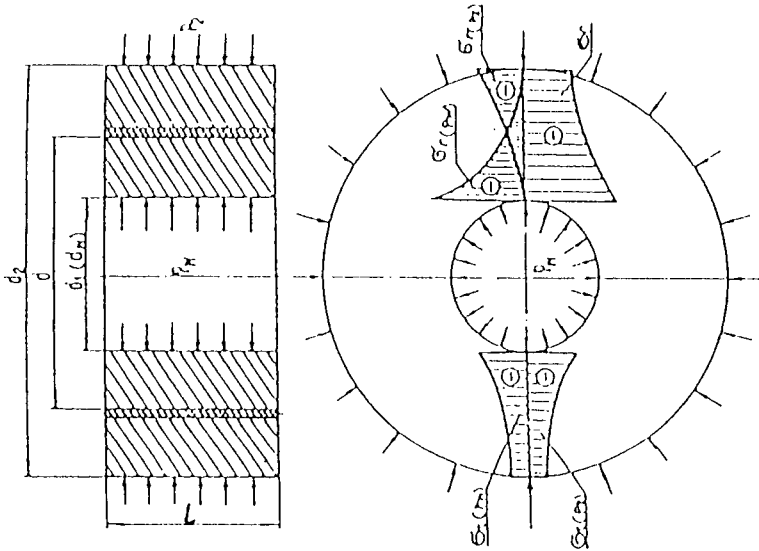
$$n_i = \frac{d_i^2}{d_{i+1}^2} \quad (2)$$

W zależności od wartości składowych stanu naprężeń przyjąć można trzy przypadki zdefiniowania naprężeń głównych i trzy możliwości obliczenia warunku wytrzymałościowego pierścienia skurczowego:

$$\sigma_t \geq \sigma_h \geq \sigma_r \quad (3a)$$

$$\sigma_h \geq \sigma_r \geq \sigma_t \quad (3b)$$

$$\sigma_r \geq \sigma_t \geq \sigma_h \quad (3c)$$



Rys.2. Pierścień wstępnie sprężający obciążony normalnym naciskiem jednostkowym wewnątrz i na zewnątrz pierścienia

#### 4. ZABEZPIECZENIE PIERŚCIENI PRZED UTRATĄ WCISKU

Niebezpieczeństwo uszkodzenia pierścienia (wyteżenie) określa się w zależności od tego, co uznaje się za niebezpieczną granicę. Odształcenie trwale pierścienia jest wtedy groźne, gdy powoduje znaczną utratę wcisku pierścieni jeden w drugi. Rozwiązanie Lamego [1] wskazuje, że największe naprężenia panują na powierzchni wewnętrznej pierścienia. Stosując hipotezę maksymalnej energii odkształcenia postacowego wg [2] należy sprawdzić warunek:

$$R_e \geq \sqrt{\frac{1}{2} \left[ (\sigma_t - \sigma_h)^2 + (\sigma_h - \sigma_r)^2 + (\sigma_r - \sigma_t)^2 \right]} \quad (4)$$

Warunek (4) można dla ułatwienia dalszej analizy zastąpić uwzględniając wg [2] naprężenia najmniejsze i największe:

$$R_e \geq \left| \frac{\sigma_t - \sigma_r}{1,15} \right| \quad (5a)$$

$$R_e \geq \left| \frac{\sigma_r - \sigma_h}{1,15} \right| \quad (5b)$$

$$R_e \geq \left| \frac{(\sigma_h - \sigma_t)}{1,15} \right| \quad (5c)$$

Zastępując z prawej strony nierówności wielkość mniejszą wielkością większą przez pominięcie dzielenia przez 1,15, po podstawieniu (1) i pomijając naciski wzdłużne otrzymuje się warunki na dopuszczalne naciski wewnątrz pierścienia sprężającego:

$$p_1 \leq \frac{n_1 - 1}{2n_1} R_{e1} + p_{1+1} \quad (6)$$

## 5. DYSKUSJA WARUNKÓW UTRATY WCISKU

Warunek (5b) może być zastąpiony warunkiem (5a), jeśli naciski wzdłuż wysokości pierścienia (wywołane na przykład mocowaniem narzędzia do przyrządu) będą pomijalnie małe. Warunek (5c) ma zastosowanie, gdy zachodzi niebezpieczeństwo zmiany wysokości pierścienia sprężającego. Niewielkie uplastycznienie wnętrza pierścienia skurczowego w warunkach ściskania nie jest niebezpieczne, jeśli materiał pierścienia silnie się umacnia w pobliżu granicy plastyczności. Jeśli więc podczas projektowania sprężenia uwzględnia się współczynnik bezpieczeństwa, to można warunek ten zastąpić warunkiem mówiącym, że naprężenia obwodowe na powierzchni wewnętrznej pierścienia powinny być równe lub mniejsze od zera. Wg wzoru (1), aby  $\sigma$  było mniejsze, lub równe zero powinien być spełniony warunek:

$$\frac{2n_1}{1 + n_1} p_{1+1} \geq p_1 \quad (7)$$

Grubość pierścienia musi być większa od zera, czyli:

$$1 < n \quad (8)$$

Współczynnik kompletu pierścieni skurczowych  $n_c$ , analogicznie do wzoru (2) można określić:

$$n_c = \frac{d_k^2}{d^2} \quad (9)$$

Oczywiście, jeżeli wszystkie pierścienie będą miały jednakowe proporcje pomiędzy średnicą wewnętrzną i zewnętrzną, to współczynnik kompletu pierścieni skurczowych wyniesie:

$$n_c = n^k \quad (10)$$

Wstępne sprężanie jest działaniem pożytecznym jeśli prowadzi do zmniejszania nacisków tak, że ostatni zewnętrzny pierścień  $k$  nie jest sprężony, czyli:

$$p_1 \leq p_{1+1} \text{ oraz: } p_{k+1} = 0 \quad (11)$$

Jeśli ilość wykonanych z tego samego materiału pierścieni wynosi  $k$ , a wszystkie pierścienie będą miały ten sam współczynnik  $n$  określony wzorem (2), to warunek na naciski normalne na ściankę wewnętrzną najmniejszego pierścienia wyraża się wzorem:

$$p_w = p_1 \leq k \frac{n-1}{2n} R_e \quad (12)$$

Z (12) można wyprowadzić wzór na współczynnik pierścienia  $n$  i podstawić do wzoru (10). Otrzymuje się wtedy wzór na współczynnik kompletu pierścieni skurczowych:

$$n_c \geq \left( \frac{k}{2 \frac{p_w}{R_r} - k} \right)^k \quad (13)$$

Jeśli ilość pierścieni wchodzących w skład narzędzia dążyć będzie do nieskończoności, a nacisk wewnątrz najmniejszego pierścienia osiąga największą możliwą wartość  $R_e$ , to graniczna wartość współczynnika kompletu pierścieni skurczowych będzie się równała kwadratowi podstawy logarytmu naturalnego:

$$n_{c \max} \geq \lim_{k \rightarrow \infty} \left( \frac{k}{2 \frac{p_w}{R_r} - k} \right)^k = e^2 \quad (14)$$

Współczynnik  $n$  pierścienia wchodzącego w skład takiego hipotetycznego narzędzia można wyliczyć ze wzoru:

$$n = \sqrt[n_{c \max}]{} \quad (15)$$

Współczynnik  $n$  pierścienia wchodzącego w skład kompletu narzędzi sprężających powinien więc spełniać warunek:

$$n > e^{\frac{2}{i}} \quad (16)$$

## 6. WARUNEK SPÓJNOŚCI PIERŚCIENIA

Jeśli chodzi o zabezpieczenie pierścienia przed pęknięciem, to wg [3] stosując hipotezę maksymalnego wydłużenia sprężystego należy sprawdzić warunki:

$$R_r \geq \sigma_t - v(\sigma_t + \sigma_h) \quad (17a)$$

$$R_r \geq \sigma_t - v(\sigma_h + \sigma_r) \quad (17b)$$

$$R_r \geq \sigma_h - v(\sigma_r + \sigma_t) \quad (17c)$$

Zgodnie z zasadą, że gwiazda dewiatora tensora naprężeń i odkształceń mają ten sam kąt skręcenia, warunki (17) zabezpieczają pierścień przed pęknięciami w poprzek kierunków głównych. Nie spełnienie warunku (17a) spowoduje pęknięcie pierścienia prostopadłe do jego promienia. Nie spełnienie warunku (17b) spowoduje pęknięcie pierścienia prostopadłe do jego obwodu. Nie spełnienie warunku (17c) spowoduje pęknięcie pierścienia prostopadłe do jego wysokości. Najczęściej pierścienie wstępnie sprężające narzędzia do obróbki plastycznej pękają wewnątrz prostopadłe do obwodu. Wobec tego najczęściej przydatnym jest warunek zabezpieczający pierścień przed pęknięciem otrzymany ze wzoru (17b) po podstawieniu (1):

$$p_w \leq \frac{(n-1)}{1+n+v(n-1)} \left( R_r + \frac{2n}{n-1} p_2 - v p_h \right) \quad (18)$$

**LITERATURA**

- [1] Bielajew M.: WMON. Warszawa 1956.
- [2] Erbel S., Kuczyński K., Marciniak Z.: Obróbka plastyczna. PWN, Warszawa 1981.
- [3] Pelczyński T.A., Pelczyński T.W.: Teoria procesów obróbki plastycznej. WPW, Warszawa 1978.

**ON RINGS SELECTION FOR HARD WORKING DIES PRESTRESSING****Summary**

The aim of the work is indicate for safe die design. The coefficient for rings thickness has analysing. Methods against rings fracturing as well prestressing effect preserving are presenting.

## WPLYW SPOSOBU ODKSZTAŁCANIA NA STRUKTURĘ I TWARDOŚĆ NISKOWĘGLOWEJ STALI

Leopold Berkowski

Politechnika Poznańska, Instytut Maszyn Roboczych i Pojazdów Samochodowych,  
ul. Piotrowo 3, 61-965 Poznań

W pracy opisano fragmenty badań uzyskanych przy realizacji projektu badawczego KBN nr 7 0973 91 pt. „Obróbka cieplno-chemiczna odkształconych plastycznie wyrobów”. W artykule analizowano wpływ różnych obróbek (sposobów odkształcania) na zmiany strukturalne i twardość próbek ze stali E04J. Badania wykazały, że istnieje prosta zależność między współczynnikiem anizotropii, określonym metodą metalografii ilościowej, a twardością.

### 1. WSTĘP

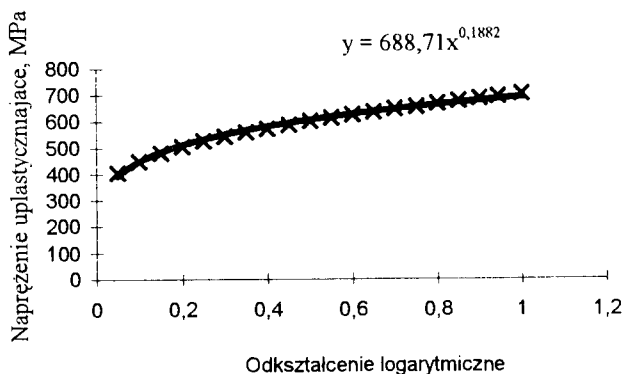
W ramach badań nad technologią azotowania odkształconych plastycznie wyrobów (projekt KBN [1]) przeprowadzono ocenę wpływu skutków obróbki plastycznej na strukturę i twardość pięciu gatunków stali konstrukcyjnej: E04J, 18HGT, 33H3MF, 38HMJ i 40H. Zastosowano kilka rodzajów obróbek:

- spęczanie próbek okrągłych z podtoczeniami na smar [2],
- prasowanie obwiedniowe na prasie z wahającą matrycą,
- przepychanie,
- nagniatanie kulką,
- nagniatanie wielorolkową głowicą
- nagniatanie strumieniowe (śrutowanie).

W artykule przedstawiono wyniki badania stali niskowęglowej E04J (żelazo techniczne - ARMCO). Pomiary twardości przeprowadzono z pomocą twardościomierza firmy ZWICK. Przy ocenie odkształconej struktury posłużono się metodą metalografii ilościowej [3-4], co dało możliwość skorelowania twardości z współczynnikiem anizotropii.

### 2. MATERIAŁ BADAŃ

Materiałem badań była stal niskowęglowa, ferrytyczna o dużej plastyczności, co wykazano w próbie rozciągania ( $R_e = 260$  MPa,  $R_m = 335$  MPa,  $A_{10} = 31$  %,  $Z = 79$  %) oraz na podstawie krzywej umocnienia (rys. 1).



Rys. 1. Krzywa umocnienia stali E04J

### 3. WYNIKI BADAŃ

Badanie twardości przeprowadzono, stosując obciążenie węgelnika 1 kg przy ocenie warstw nagniatanych oraz 10 kg w przypadku próbek odkształczanych objętościowo. Do oceny struktury zastosowano formuły stosowane w metalografii ilościowej: współczynnik anizotropii płaskiej  $\alpha_{pl}$  w przypadku próbek kształtowanych objętościowo oraz  $\alpha_{lin}$  w przypadku próbek nagniatanych.

$$\alpha_{pl} = \frac{(P)_{\perp} - (P)_{\parallel}}{(P)_{\perp} + (P)_{\parallel}} \quad (1)$$

$$\alpha_{lin} = \frac{(P)_{\perp} - (P)_{\parallel}}{(P)_{\perp} + 0,273(P)_{\parallel}} \quad (2)$$

gdzie:

$(P)_{\perp}$  i  $(P)_{\parallel}$  - liczba przecięć siecznych skierowanych prostopadle i równolegle do kierunku wydłużenia ziaren

#### 3.1 Analiza skutków spękania

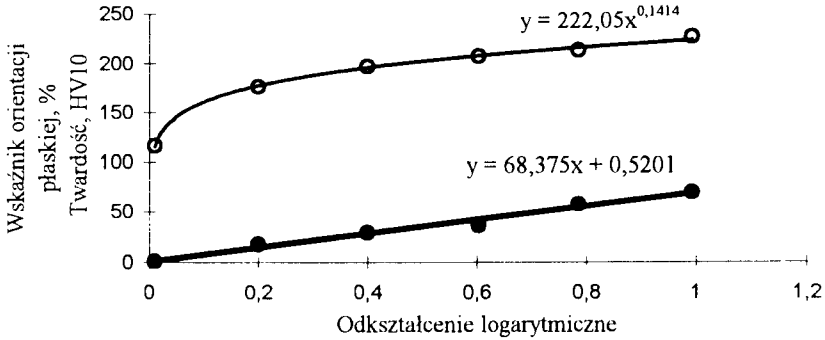
Próbki do spękania z podtoczeniami na smar dają możliwość (dla odkształcenia logarytmicznego  $\varphi = 1$ ) uzyskania jednakowego stopnia odkształcenia w całym ich przekroju. Wskazuje na to rozkład twardości w przekroju próbki. W tabeli podano wyniki tych badań.

Tabela 1. Rozkład twardości na przekroju próbki

Miejsce pomiaru na próbce			
1	2	2	1
3	4	4	3
3	4	4	3
1	2	2	1

Miejsce pomiaru	Odształcenie logarytmiczne, $\varphi$					
	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
1	114	176	197	205	208	224
2	115*	176	197	205	210	225
3	119	178	198	207	215	224
4	116	174	197	206	214	227

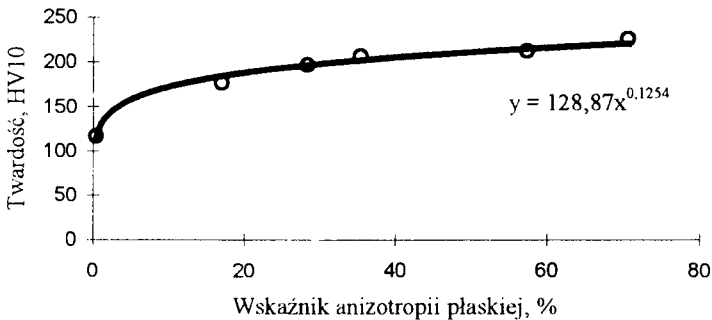




Rys. 2. Zależności twardości i wskaźnika orientacji płaskiej od odkształcenia logarytmicznego  $\phi$  stali E04J, gdzie: o - twardość, • - wskaźnik orientacji płaskiej

Z rysunku 2 wynika prostoliniowa zależność pomiędzy odkształceniem logarytmicznym, a wartością wskaźnika orientacji płaskiej. Natomiast związek pomiędzy tym odkształceniem, a twardością można opisać funkcją potęgową.

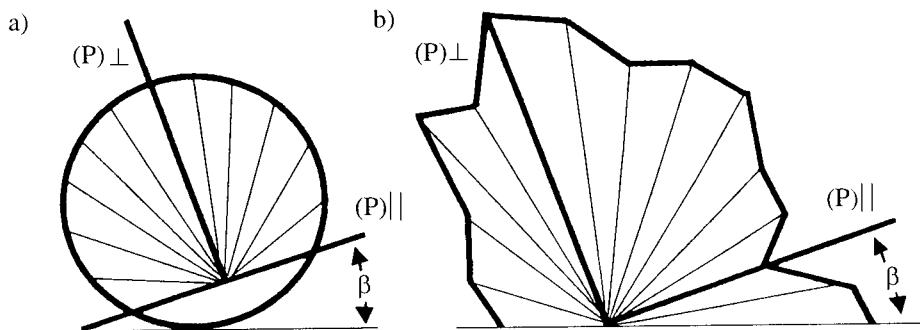
Z położenia punktów na rysunku 3 wynika, że istnieje również zależność (podobna do krzywej umocnienia) pomiędzy twardością a wskaźnikiem anizotropii płaskiej.



Rys. 3. Wpływ odkształcenia wyrażonego wskaźnikiem anizotropii płaskiej  $\alpha_{pl}$  na twardość stali E04J

### 3.2. Analiza skutków prasowania obwiedniowego

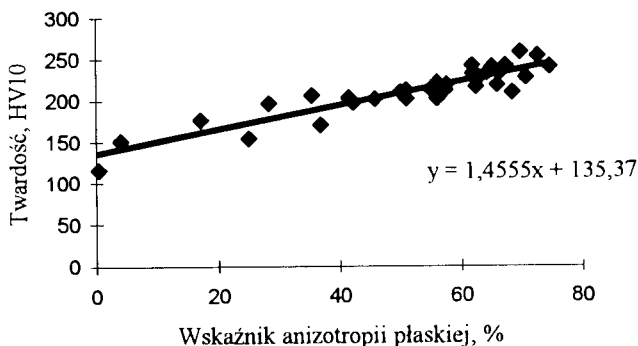
Badania wykazały, że wypraski kształtowane obwiedniowo na prasie z wahającą matrycą mają bardzo nierównomierny rozkład twardości. Mając na uwadze możliwość liczbowej oceny zgniotu metodami stereologicznymi postanowiono, podobnie jak poprzednio, skorelować twardość HV10 ze wskaźnikiem orientacji płaskiej  $\alpha_{pl}$ . Przy opisie lokalnego odkształcenia posłużono się tzw. różą liczby przecięć (siecznych skierowanych pod różnymi kątami z granicami ziaren), pozwalającą określić w przybliżeniu kierunek płynięcia materiału. Lokalną zmianę struktury określają zatem dwa parametry, wspomniany już wskaźnik orientacji płaskiej  $\alpha_{pl}$  z równania (1) oraz kąt pochylenia róży liczby przecięć  $\beta$  (rys. 4). Uwzględniając ten fakt dokonano pomiarów tych parametrów struktury w wybranych miejscach przekroju wypraski spęczonej ze średnim odkształceniem logarytmicznym  $\phi \cong 1$ . Wyniki podano poniżej.



Rys. 4. Róża liczby przecięć: a) układ idealny, b) układ rzeczywisty

Tabela 2. Współczynniki anizotropii płaskiej  $\alpha_{pi}$ , kąt pochylenia róży liczby przecięć  $\beta$  oraz twardość HV10 wypraski spęczanej na prasie PXW z odkształceniem logarytmicznym  $\varphi \cong 1$ 

56,9(-15)213	62,5(-10)216	51,0(0)201	56,0(0)201	51,0(0)212	63,0(-30)227
74,6(0)240	65,1(0)240	66,7(0)235	62,5(-15)227	57,6(-15)219	66,0(0)218
72,6(0)253	69,8(0)258	61,0(+10)232	61,8(0)242	68,4(-10)209	56,0(-10)221
41,5(0)203	50,0(0)210	64,3(+10)233	67,3(+15)242	55,0(+15)213	45,8(+10)201
4,0(-10)151	25,0(+10)154	36,8(0)170	59,0(0)188	42,2(+10)197	-



Rys. 5. Zależność twardości HV10 od wskaźnika anizotropii płaskiej na podstawie oceny próbki spęczanej i wypraski wykonanej na prasie z wahającą matrycą

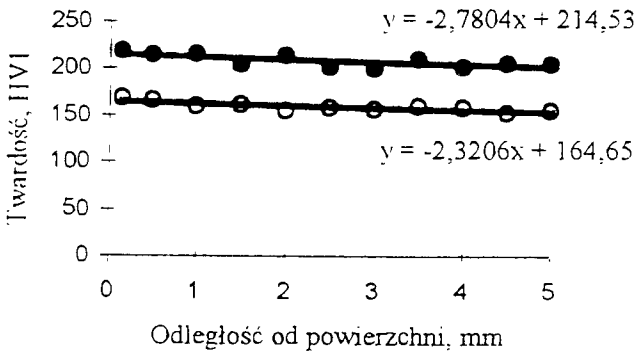
Badania anizotropii płaskiej potwierdziły badania twardości o bardzo nierównomiernym zgnieciu w obszarze wypraski. Maksymalne odkształcenie wystąpiło w górnej strefie wypraski, minimalne - w pobliżu osi, na granicy przy przejściu od części płaskiej do materiału wyjściowego. Jak wykazały dalsze badania ta nierówność odkształcenia stwarza dalsze, bardzo duże trudności technologiczne.

Wydzielone obszary, w których wyznaczono wskaźnik anizotropii płaskiej i mierzono twardość umożliwiły określenie odpowiedniej, prostoliniowej zależności (rys.5), mimo, iż wśród wyników pomiarów znalazły się także wyniki z badań próbki spęczanej, którymi posłużono się przy wyznaczaniu krzywej na rysunku 3. Większa liczba pomiarów nie potwier-

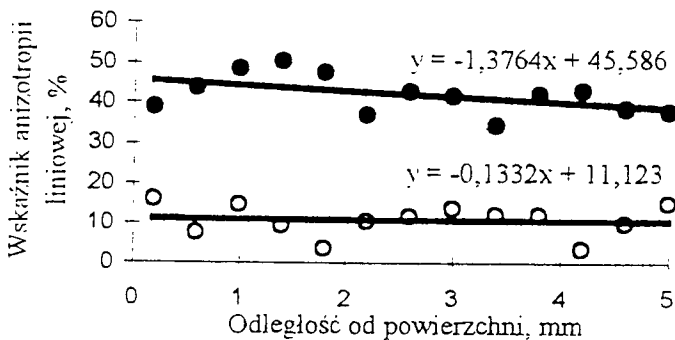
dziła istnienia krzywoliniowej zależności. Zatem można przyjąć, że zależność twardości od wskaźnika anizotropii płaskiej (w badanym obszarze odkształcania) jest prostoliniowa. Podczas badań zauważono pewne ograniczenia zastosowanej metody. Przy dużych odkształceniach granice ziaren ulegają rozmyciu, co uniemożliwia ocenę anizotropii metodami stereologicznymi, w których granice ziaren stanowią linie siatki.

### 3.3. Analiza skutków przepychania

Przepychanie krótkich wyrobów z niewielką redukcją przekroju przez oczko matrycy należy do znanych sposobów nagniatania (obróbki plastycznej powierzchniowej). W badaniach próbki o średnicy 10,5 i 12,5 mm przepychano przez oczko matrycy o średnicy 10 mm. Skutki obróbki plastycznej umocnionych w ten sposób próbek oceniano w pomiarach twardości HV1 oraz metodą metalografii ilościowej, wyznaczając ze wzoru (2) wskaźnik anizotropii liniowej  $\alpha_{lin}$ . Wyniki pomiarów twardości oraz oceny strukturalnych skutków odkształcania przedstawiono na rysunkach 6 i 7.



Rys. 6. Zmiany twardości w przekroju próbek ze stali E04J przepychanych z różną redukcją przekroju; gniot - prosta poniżej  $\approx 10\%$ , powyżej  $\approx 56\%$



Rys. 7. Zmiany współczynnika anizotropii liniowej  $\alpha_{lin}$  w przekroju próbek ze stali E04J przepychanych z różną redukcją przekroju; gniot-prosta poniżej  $\approx 10\%$ , powyżej  $\approx 56\%$

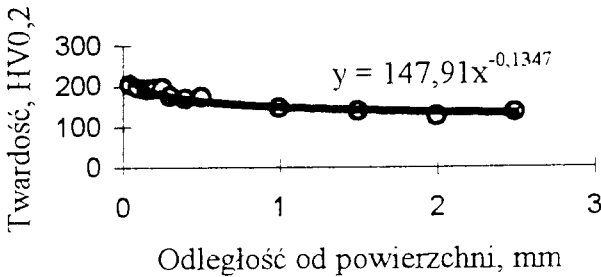
Na rysunku 6 przedstawiono profil twardości próbek przepychanych. Z rysunku wynika, że wzrost redukcji przekroju powoduje wyraźne zmiany twardości w całej objętości próbki. Nie stwierdzono natomiast, charakterystycznego dla obróbek plastycznych powierzchniowych, umocnienia warstwy wierzchniej. Na rysunku widoczne jest niewiel-

kie pochylenie prostych. Wykazano więc, że przepychanie należy do obróbki plastycznej objętościowej; oprócz zmian chropowatości powierzchni nie powoduje wyraźnego umocnienia warstwy wierzchniej.

Na rysunku 7 przedstawiono zmiany wskaźnika orientacji liniowej  $\alpha_{lin}$  w tych samych miejscach, w których oceniano twardość. Widać, że zmiany tego wskaźnika wykazują podobne tendencje jak zmiany twardości, przy zastosowaniu małego zgniotu są prawie niezauważalne. Zmiany wskaźnika orientacji choć wykazują duże rozrzuty, wskazują na objętościowy charakter obróbki.

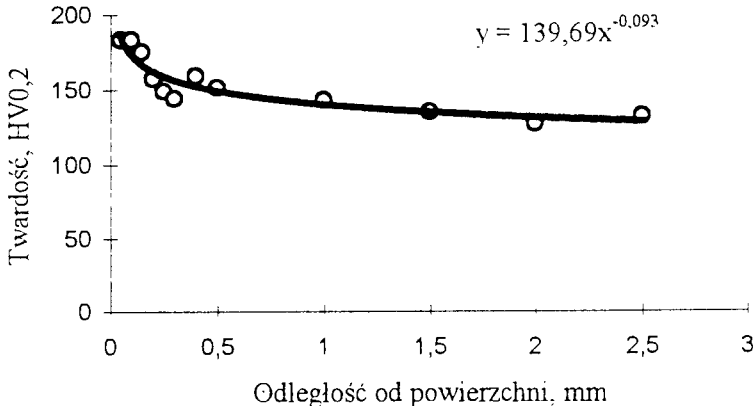
### 3.4 Nagniatania kulką i głowicą wielorolkową

Skutki nagniatania kulką, z uwagi na występującą w próbce strukturę gradientową, oceniano wyłącznie metodą pomiaru twardości. Zastosowano przy tym mniejsze niż poprzednio obciążenie (0,2 kg). Wyniki pomiarów pokazano na rysunku 8. Z rysunku wynika, że umocnienie materiału występuje na stosunkowo niewielkiej głębokości do około 0,5 mm, a zmianę twardości można opisać potęgową zależnością.



Rys.8. Zmiany twardości warstwy wierzchniej próbek nagniatanych kulką

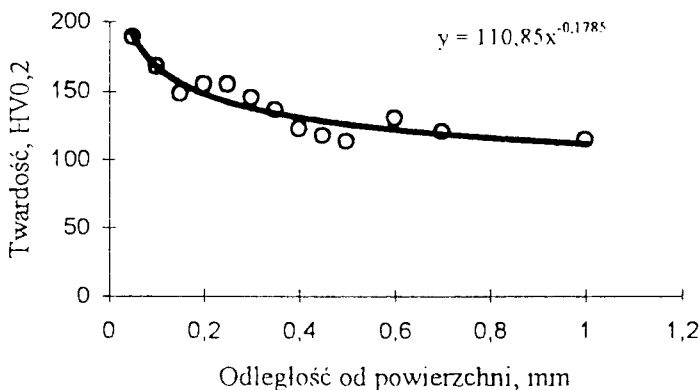
Zbliżone wartości i podobny charakter krzywej uzyskano po nagniataniu głowicą wielorolkową (rys.9). Również w tym przypadku głębokość warstwy umocnionej nie przekracza 0,5 mm. Podobne badania (nagniatanie i badanie twardości w tych samych warunkach) przeprowadzone na próbkach z innych gatunków stali konstrukcyjnych nie wykazały istotnych zmian twardości warstwy wierzchniej (umocnienia).



Rys.9. Zmiany twardości warstwy wierzchniej

### 3.5. Nagniatanie strumieniowe (śrutowanie)

Zmiany twardości warstwy nagniatanej strumieniowo były podobne jak po nagniataniu kulką i głowicą wielorolkową, choć może najintensywniejsze, jeśli porównać wykładniki potęgowe (rys.10). Podobnie jak poprzednio głębokość umocnionej części warstwy (w sposób zauważalny) nie przekraczała 0,5 mm.



Rys.10. Zmiany twardości warstwy wierzchniej nagniataniu głowicą wielorolkową po nagniataniu strumieniowym (śrutowaniu)

## 4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

W niniejszym artykule dokonano analizy wpływu obróbki plastycznej (objętościowej i powierzchniowej) na strukturę i twardość modelowej, niskowęglowej stali E04J. Przy ocenie wartości odkształcania posłużono się stereologiczną metodą zliczania liczby przecięć odpowiednio skierowanych siecznych z granicami ziaren. Badania wykazały, że ten sposób oceny zgniotu może być stosowany, jeśli maksymalna wartość lokalnego odkształcania logarytmicznego jest mniejsza od jedności ( $\varphi < 1$ ). Stwierdzono ponadto, że zależność wskaźnika orientacji płaskiej od tego odkształcania jest prostoliniowa. Dlatego zależność twardości od odkształcania logarytmicznego  $\varphi$  i wskaźnika orientacji płaskiej  $\alpha_{pl}$  są podobne i mogą być opisane funkcją potęgową; podobnie jak krzywa umocnienia. Dotyczy to prawdopodobnie również wskaźników orientacji liniowej.

Wyniki badań pozwoliły wyciągnąć następujące wnioski:

1. Próbkę do spęczania, z podtoczeniami na smar, dają możliwość uzyskania jednakowego stopnia odkształcania w całym przekroju (dla  $\varphi < 1$ ), natomiast odkształcanie lokalne próbek prasowanych obwiedniowo jest bardzo niejednorodne.  
W przypadku niejednorodnego stanu odkształcania (spęczanie obwiedniowe) zmiany strukturalne opisują dwa parametry stereologiczne anizotropii strukturalnej:
  - wskaźnik anizotropii płaskiej  $\alpha_{pl}$ ,
  - kąt pochylenia róży liczby przecięć  $\beta$ , który wskazuje w pewnym stopniu kierunek płynięcia materiału.
2. W próbkach przepychanych zmiany wskaźnika anizotropii liniowej i twardości są podobne i wskazują na objętościowy charakter obróbki.
3. Zmiany twardości warstw nagniatanych kulką, głowicą wielorolkową i dynamiczną metodą strumieniową mają zbliżoną grubość i mogą być opisane funkcją potęgową.

**LITERATURA**

- [1] Berkowski L.: Obróbka cieplno-chemiczna odkształconych plastycznie wyrobów (projekt KBN nr 7 0973 91) INOP, Poznań 1994.
- [2] Turno A.: Obróbka Plastyczna t. 11, nr 3, s. 123, 1972.
- [3] Ryś J.: Wstęp do metalografii ilościowej, Wyd. Śląsk 1970.
- [4] Berkowski L.: Obróbka Plastyczna, t. 19, nr 4, s. 183, 1980.

**THE INFLUENCE OF THE METHODS OF DEFORMATION  
ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF THE LOWCARBON STEEL**

Summary

This paper presents the results of the research project financed by the KBN No 7 0973 91 "The thermochemical treatment of the product after its deformation". The influence of some forming methods on the structure and the hardness of the specimens made of the E04J steel is analysed. The research proves that there are relationships between stereological anisotropy index and the hardness.

## MOŻLIWOŚCI ZASTOSOWANIA OBRÓBKİ PRZEZ NAGNIATANIE W PROCESIE WYTWARZANIA PRZEDMIOTÓW O MAŁEJ SZTYWNOŚCI

Robert Polasik, Maciej M. Kozłowski

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

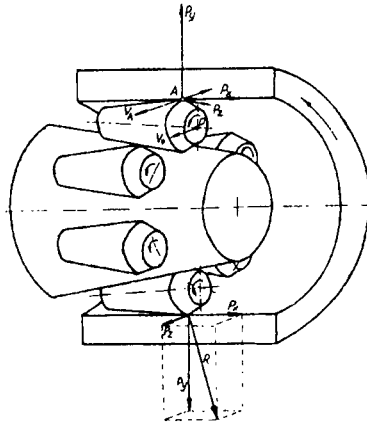
W artykule przedstawiono analizę możliwości zastosowania nagniatania impulsowego do obróbki przedmiotów o małej sztywności. Zaprezentowano głowicę udarową, wykonaną w Katedrze Technologii Maszyn ATR w Bydgoszczy, a także wyniki badań odkształceń i chropowatości powierzchni próbek po obróbce. Dokonano porównania wartości niektórych parametrów chropowatości po nagniataniu impulsowym z danymi literaturowymi dotyczącymi powierzchni obrabianych metodami naporowymi.

### 1. WPROWADZENIE

Pojęciem nagniatania określa się taki proces plastycznego kształtowania obrabianego przedmiotu, którego aspekt technologiczny zawarty jest w dążeniu określonego stanu warstwy wierzchniej. Jest to proces powierzchniowej obróbki plastycznej, który stosuje się najczęściej w celu nadania powierzchni dużej gładkości, przy czym nagniatanie stosuje się także w celu umocnienia obrabianej powierzchni, zwiększając w ten sposób trwałość zmęczeniową i odporność na zużycie ściernie tak obrabianego przedmiotu [1].

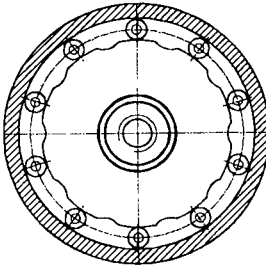
Najpopularniejszą i najbardziej poznaną metodą powierzchniowej obróbki plastycznej otworów na zimno jest nagniatanie naporowe. Spowodowane jest to jej licznymi zaletami - m.in. możliwością uzyskania powierzchni o dużej gładkości i nośności przy niskim koszcie obróbki. Jedną z podstawowych niedogodności tej metody jest trudność, a niekiedy niemożność obróbki przedmiotów o małej sztywności ścianek. Spowodowane jest to występowaniem ciągłych sił w czasie obróbki (rys.1), a w efekcie dużym odkształceniem przedmiotu przejawiającym się znacznym powiększeniem jego średnicy wewnętrznej i zewnętrznej.

Poszukując metody umożliwiającej nagniatanie przedmiotów o małej sztywności, a w szczególności tulei cienkościennych, przyjęto koncepcję skrócenia czasu działania siły na przedmiot poprzez wymuszenie jej impulsowego działania.



Rys. 1. Schemat nagniatania otworu głowicą naporową [1]

Zasadę działania narzędzia pracującego w sposób impulsowy przedstawiono na rysunku 2. Przedstawiona koncepcja głowicy impulsowej jest modyfikacją głowicy rolkowej naporowej, polegającą na odpowiednim zaprofilowaniu bieżni, po której przetaczają się rolki.



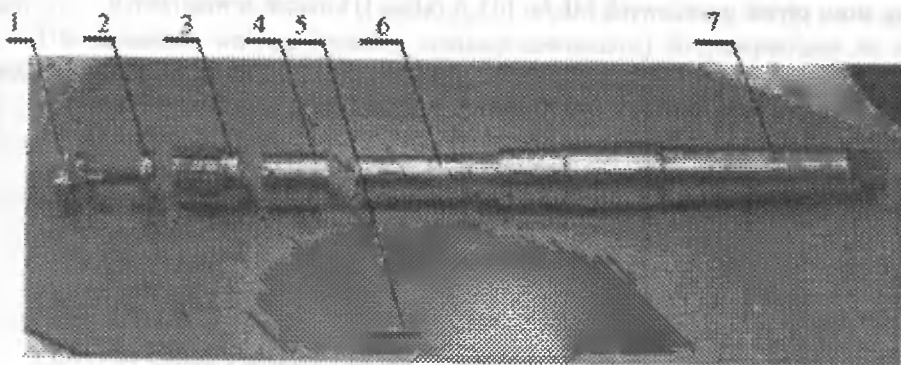
Rys.2. Schemat obróbki nagniatania głowicą impulsową [2,3]: 1 - przedmiot obrabiany, 2 - rolka, 3 - wielokątna bieżnia

Wymuszony względny ruch obrotowy bieżni 3 względem przedmiotu 1 powoduje przetaczanie się rolek, które stykają się z powierzchnią obrabianą przedmiotu tylko gdy znajdują się na garbach bieżni. W ten sposób znacznie skrócono czas oddziaływania siły na przedmiot obrabiany, co w efekcie doprowadziło do zmiennego w czasie rozkładu oddziaływania sił obróbczych na przedmiot.

## 2. NARZĘDZIE DO NAGNIATANIA

Obecnie żaden z producentów krajowych i zagranicznych nie oferuje impulsowych narzędzi nagniatających. Dlatego bazując na pracach prowadzonych w Katedrze Technologii Maszyn Akademii Techniczno-Rolniczej w Bydgoszczy wykonano narzędzie - głowicę impulsową do obróbki otworów (rys.3). Charakteryzuje się ona znacznie prostszą konstrukcją niż głowica rolkowa naporowa.





Rys. 3. Elementy składowe głowicy impulsowej[3]: 1 - śruba mocująca, 2 - pierścień dociskający, 3 - koszyk, 4 - tuleja dystansowa, 5 - pojedyncza rolka, 6 - trzpień głowicy, 7 - część chwytna (stożek Morse'a)

### 3. BADANIA

Przeprowadzone badania miały na celu sprawdzenie możliwości technologicznych nagniatania impulsowego w przypadku obróbki przedmiotów o małej sztywności. Dla ich zrealizowania zastosowano próbki w kształcie tulei cienkościennych z częścią chwytną grubościenną (rys.4). Taki kształt próbki umożliwiał porównanie stopnia odkształcenia części cienkościennej i grubościennej.

W literaturze pojęciem tulei cienkościennej określa się tuleję, której stosunek średnicy zewnętrznej do średnicy wewnętrznej  $D_z/D_w$  jest mniejszy od 1,25. W badaniach wstępnych znaleziono, w przybliżeniu, graniczny współczynnik grubości ścianki, powyżej którego nie następowało pogorszenie jakości obrobionej powierzchni i dalsze poszukiwania prowadzono dla wartości współczynnika  $D_z/D_w$  oscylując w pobliżu wartości granicznej. Próby przeprowadzono dla pięciu różnych współczynników grubości ścianki  $D_z/D_w$  uzyskanych poprzez wykonanie próbek o różnych wymiarach średnicy zewnętrznej części cienkościennej.

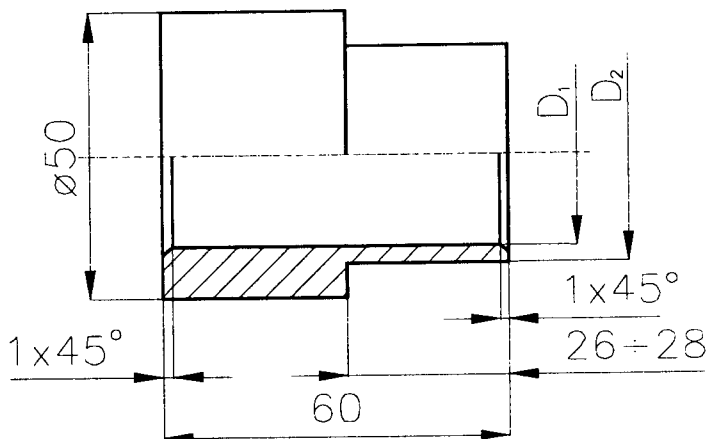
Badania zrealizowano na podstawie planu statystycznego zdeterminowanego kompletnego PS/DK  $n^{-2}$  ( $i = 1, n_1 = n_2 = 2$ ). Na podstawie badań wcześniejszych przyjęto następujące zakresy zmian parametrów technologicznych:  $n = 224+355 \text{ min}^{-1}$  i  $f = 1+2 \text{ mm/obr}$ . Nastawę wynoszącą około 0,04 mm traktowano jako stałą.

Stanowisko do nagniatania składało się z:

- tokarki TUD 50, zapewniającej odpowiednią sztywność i dokładność prowadzenia narzędzia (hartowane łoża). Uchwyt tokarski trójszczękowy wyposażono w szczęki miękkie, zapewniające odpowiednie wycentrowanie próbki,
- głowicy impulsowej (przedstawionej na rysunku 3),
- uchwytu specjalnego głowicy impulsowej, mocowanego na suporcie tokarki.

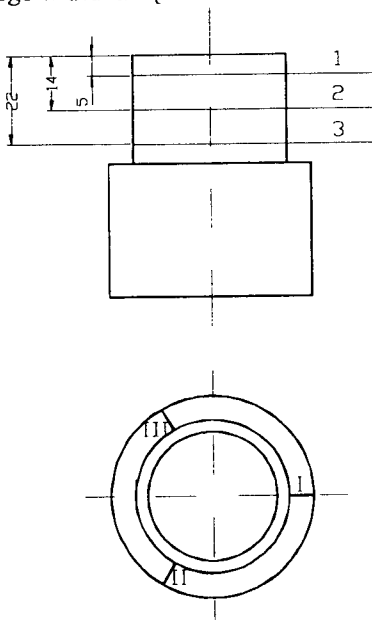
Prowadzone badania polegały na nagniataniu otworów w wykonanych próbkach i pomiarze stopnia odkształcenia zarówno otworu jak i średnicy zewnętrznej próbki. Pomiarów średnic otworów dokonywano średnicówkami mikrometrycznymi trzyskowyymi Mitutoyo 168-903 o zakresie pomiarowym 30+35 i 35+40 (pomiaru wstępne)

i średnicówką mikrometryczną dwustykową Mitutoyo 511-133N, którą ustawiano według stosu płytek wzorcowych MLAc 103 A (klasa I) i macek zewnętrznych.



Rys.4. Kształt i wymiary próbek:  $D_1 = \sim 32,87$  mm,  $D_2 = \sim 36,50 \pm 8,50$ , stopniowane co  $0,5$  mm

W skład stanowiska badawczego wchodził również profilografometr Hommelwerke 2000. Cechą charakterystyczną tego modelu jest posiadanie własnego układu poziomującego oraz analiza parametrów chropowatości wg bazy sztucznej, co umożliwia uzyskanie bardzo dokładnych pomiarów. Profilografometr składa się z dwu modułów: pomiarowego - igła TKL 300/17, statyw LV -100 i obliczeniowego HOMMEL TESTER T 2000 wyposażonego w drukarkę.



Rys.5. Płaszczyzny pomiarów średnic próbek

Na rysunku 5 przedstawiono schematycznie płaszczyzny w których wykonywano pomiary.

Dla określenia wpływu stosunku średnicy zewnętrznej do wewnętrznej na odkształcenie tulei cienkościennej pomierzono:

- średnicę wewnętrzną próbki przed nagniataniem (oznaczoną jako „ $D_w$  przed”),
- średnicę zewnętrzną próbki przed nagniataniem (oznaczoną jako „ $D_z$  przed”),
- średnicę wewnętrzną próbki po nagniataniu (oznaczoną jako „ $D_w$  po”),
- średnicę zewnętrzną próbki po nagniataniu (oznaczoną jako „ $D_z$  po”).

Na tej podstawie obliczono:

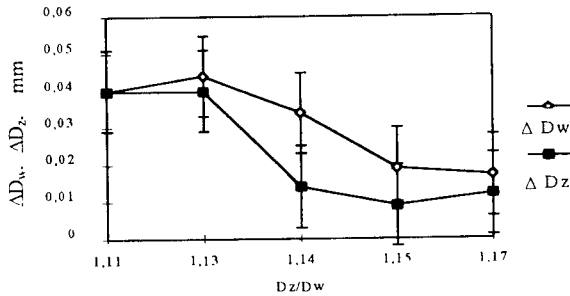
- stosunek  $D_z$  do  $D_w$  (oznaczony jako „ $D_z/D_w$ ”),
- grubość ścianki (oznaczoną jako „ $g$ ”),
- przyrost średnicy wewnętrznej po nagniataniu (oznaczony jako „ $\Delta D_w$ ”),
- przyrost średnicy zewnętrznej po nagniataniu (oznaczony jako „ $\Delta D_z$ ”).

Dla określenia każdego wymiaru wykonano 9 pomiarów dla każdej próbki, a następnie obliczono ich średnią arytmetyczną. Wyniki pomiarów i obliczeń zestawiono w tabeli 1. Obliczono także odchylenie standardowe -  $\sigma$ , które daje pogląd na powtarzalność wyników pomiarów.

Tabela 1. Wyniki pomiarów i obliczeń z badań wpływu kształtu próbki na odkształcenia po nagniataniu impulsowym

Nr próbki	$D_z$ przed	$D_z$ po	$\Delta D_z$	$D_w$ przed	$D_w$ po	$\Delta D_w$	$D_z / D_w$	$g$
4	36,497	36,537	0,040	32,871	32,913	0,042	1,110	1,81
$\sigma$	0,005	0,010	0,011	0,003	0,005	0,007		
3	37,043	37,083	0,040	32,867	32,911	0,044	1,127	2,09
$\sigma$	0,005	0,014	0,011	0,005	0,007817	0,010		
180	37,050	37,057	0,007	32,896	32,916	0,020	1,126	2,08
$\sigma$	0,00866	0,009	0,012	0,007	0,00527	0,011		
2	37,567	37,581	0,014	32,874	32,911	0,037	1,143	2,35
$\sigma$	0,005	0,011	0,010	0,005	0,003333	0,005		
444	37,559	37,574	0,016	32,876	32,911	0,036	1,142	2,34
$\sigma$	0,00928	0,013	0,016	0,007	0,01453	0,018		
378	37,562	37,576	0,013	32,877	32,907	0,030	1,143	2,34
$\sigma$	0,006667	0,010	0,010	0,005	0,01	0,015		
9	38,054	38,062	0,008	32,874	32,880	0,006	1,158	2,59
$\sigma$	0,00527	0,004	0,007	0,005	0,005	0,007		
5	38,058	38,074	0,017	32,890	32,908	0,018	1,157	2,58
$\sigma$	0,00666	0,007	0,010	0,000	0,00441	0,004		
6	38,068	38,072	0,004	32,888	32,904	0,017	1,158	2,59
$\sigma$	0,00441	0,007	0,007	0,010	0,01236	0,005		
276	38,460	38,472	0,012	32,879	32,896	0,017	1,170	2,79
$\sigma$	0,00707	0,010	0,008	0,008	0,00881	0,005		

Wykorzystując zamieszczone w tabeli 1 wyniki pomiarów sporządzono wykres przedstawiający przyrosty odpowiednich średnic po nagniataniu w zależności od stosunku  $D_z/D_w$  (rys.6).



Rys. 6. Zależność przyrostu średnicy zewnętrznej  $\Delta D_w$  i wewnętrznej  $\Delta D_z$  od stosunku  $D_z/D_w$  (dla sporządzenia wykresu przyjęto średnie wartości parametrów)

Dla określenia wpływu stosunku  $D_z/D_w$  na chropowatość po nagniataniu wykorzystano próbki i wyniki pomiarów z badań wpływu stosunku  $D_z/D_w$  na odkształcenie po nagniataniu. Dla każdej próbki wykonano po trzy pomiary chropowatości, przy czym każdy przeprowadzany był w innej płaszczyźnie. Płaszczyzny pomiarowe przedstawiono na rysunku 5 i oznaczono cyframi I, II, III. Dla określenia chropowatości wybrano następujące parametry:  $R_t$ ,  $R_a$ ,  $R_p$ ,  $W_t$ ,  $R_k$ . Sporządzono tabelę obrazującą zależność średnich wartości wybranych parametrów chropowatości od stosunku  $D_z/D_w$  (tabela 2).

Tabela 2. Średnie wartości parametrów chropowatości w zależności od  $D_z/D_w$

$D_z/D_w$	g	$R_t$	$R_a$	$R_p$	$W_t$	$R_k$
1,11	1,81	4,18	0,39	1,48	2,71	0,64
1,13	2,09	4,08	0,47	1,61	2,94	0,53
1,14	2,34	4,16	0,27	1,02	1,77	0,50
1,15	2,59	3,46	0,26	0,90	2,05	0,51
1,17	2,79	2,45	0,17	0,55	1,63	0,32

#### 4. DYSKUSJA OTRZYMANYCH WYNIKÓW

Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że głowica impulsowa podczas obróbki tulei cienkościennych umożliwia uzyskiwanie wartości chropowatości niewiele ustępującej nagniataniu naporowemu tocznemu. Przykładowo: parametr  $R_a$  po nagniataniu naporowym kształtuje się w przedziale  $0,10 \div 0,30 \mu\text{m}$ , natomiast po impulsowym  $0,13 \div 0,31 \mu\text{m}$  (tab.3). Należy zauważyć, że w literaturze za cienkościenną uważa się tuleję, dla której stosunek  $D_z/D_w$  jest mniejszy od 1,25. W przypadku badanej głowicy uzyskano pozytywne wyniki przy mniejszych wartościach tego wskaźnika. Dla wartości stosunku  $D_z/D_w$  powyżej 1,15 odkształcenia nie przekraczają 0,02 mm i tę wartość należy przyjąć jako graniczną dla nagniatania tulei cienkościennych głowicą impulsową.

W tabeli 2 przedstawiającej zależność chropowatości od stosunku  $D_z/D_w$  widoczne jest, że dla  $D_z/D_w$  powyżej 1,13 chropowatość maleje wraz ze wzrostem tego stosunku.

Z ogólnego trendu na wykresie można wnioskować, że dla wartości  $D_z/D_w$  powyżej 1,20 istnieje możliwość uzyskania chropowatości jak dla tulei grubościennych ( $R_a = 0,15 \mu\text{m} \pm 0,17 \mu\text{m}$ ).

Tabela 3. Porównanie wartości parametrów chropowatości otrzymanych w wyniku badań z wartościami parametrów chropowatości najczęściej przedstawianymi w literaturze

Orientacyjny przedział wartości parametrów uzyskanych w doświadczeniu dla metody impulsowej	Orientacyjny przedział wartości parametrów zaczerpniętych z literatury dla metody naporowej
$R_a = 0,13 \div 0,31 \mu\text{m}$	$R_a = 0,10 \div 0,30 \mu\text{m}$
$R_z = 0,8 \div 2 \mu\text{m}$	$R_z = 0,5 \div 5 \mu\text{m}$
$M_{r2} = 75 \div 90 \%$	$M_{r2} = 80 \div 90 \%$

## 5. WNIOSKI

1. Stwierdzono przydatność głowicy impulsowej do nagniatania przedmiotów o małej sztywności, a zwłaszcza tulei cienkościennych.
2. Dla wartości współczynnika grubości ścianki  $D_z/D_w > 0,15$  mm odkształcenia próbek nie przekraczają 0,02 mm.
3. W wyniku obróbki otworów głowicą impulsową uzyskano wartości parametrów chropowatości nie ustępujące odpowiadającym im wartościom parametrów chropowatości możliwym do uzyskania poprzez nagniatanie naporowe.

## LITERATURA

- [1] Kozłowski M.M.: Proces kształtowania powierzchni części maszyn nagniataniem naporowym tocznym. Wydawnictwo Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej w Bydgoszczy 1985.
- [2] Polasik R.: Geometryczna i fizykalna charakterystyka warstwy wierzchniej po nagniataniu udarowym i naporowym. Praca magisterska, ATR 1997.
- [3] Przybylski W.: Obróbka nagniataniem. WNT, Warszawa 1984.

## POSSIBILITIES OF BURNISHING TECHNOLOGY APPLICATION IN LITTLE STIFFLESS OBJECTS FORMING PROCESS

### Summary

The paper deals with burnishing technology application in forming process of stiffless objects. The impulse-burnishing equipment and sample deformation surface roughness values according to dynamic burnishing tests results "pressured" and impulse burnishing surface roughness have been presented.



## **OPERACJE POWIERZCHNIOWEJ OBRÓBKII PLASTYCZNEJ W PROCESACH TECHNOLOGICZNYCH CZĘŚCI MASZYN**

Maciej M. Kozłowski

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S.Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Dla ukształtowania finalnego zarysu przedmiotu, w procesach technologicznych części maszyn stosuje się obok operacji obróbki skrawaniem, również operacje powierzchniowej obróbki plastycznej. Występujący wówczas zespół działań technologicznych wymusza nie tylko kształtowanie zarysu powierzchni, ale powoduje również istotne zmiany fizykalne stanu warstwy wierzchniej. Ukształtowana warstwa wierzchnia charakteryzuje się korzystnymi właściwościami użytkowymi, przejawiającymi się zwiększoną trwałością zmęczeniową oraz odpornością na zużycie ściernie.

### **1. WPROWADZENIE**

Wytwarzanie części maszynowych polega na takim skojarzeniu odpowiednich działań technologicznych, aby otrzymać finalny wybór o pożądanych cechach konstrukcyjnych i eksploatacyjnych. W pojęciu tym mieści się zarówno wytwarzanie półfabrykatu (jako tworzywa wyjściowego) jak też proces obróbkowy, będący ciągiem jego (tzn. półfabrykatu) kolejnych przemian.

Proces kształtowania części maszyn może odbywać się za pomocą obróbki wiórowej jak i bezwiórowej. Zmiana kształtu w obróbce bezwiórowej może natomiast obejmować całą objętość materiału, względnie dotyczyć tylko jego części.

Pierwszy przypadek określa się pojęciem objętościowej obróbki plastycznej i dotyczy głównie kształtowania półfabrykatów. W drugim przypadku odkształceniom poddawana jest jedynie warstwa materiału pewnej grubości, położona pod powierzchnią przedmiotu i obejmująca tę powierzchnię. Ten sposób obróbki bezwiórowej określa się pojęciem powierzchniowej obróbki plastycznej. Jest on stosowany w procesach technologicznych części maszyn jako alternatywa obróbki skrawaniem tak powierzchni walcowych jak i kształtowych (np. gwintowych czy wielowypustowych). Przez zastosowanie odpowiednich narzędzi możliwe jest przeprowadzenie tej obróbki na typowych obrabiarkach skrawających.

## 2. CHARAKTERYSTYKA POWIERZCHNIOWEJ OBRÓBKII PLASTYCZNEJ

Powierzchniowa obróbka plastyczna polega na siłowym, kinematycznym i dynamicznym oddziaływaniu elementu roboczego narzędzia na obrabianą powierzchnię. Efektem tego oddziaływania są odkształcenia plastyczne i sprężyste warstwy materiału przedmiotu, powodujące odwzorowanie zarysu narzędzia na obrabianej powierzchni. Pozostały materiał - tzw. rdzeń w przypadku przedmiotów walcowych - doznaje w tym czasie co najwyżej odkształceń sprężystych.

Podczas powierzchniowej obróbki plastycznej następuje zespół działań technologicznych ukierunkowanych na:

- kształtowanie zarysu powierzchni,
- kształtowanie stanu warstwy wierzchniej.

Oba te procesy zachodzą jednocześnie, przy czym w zależności od tego, który z nich dominuje, wyróżnia się określoną odmianę powierzchniowej obróbki plastycznej.

Pierwsza odmiana obejmuje procesy w wyniku działania których następuje zmiana kształtu zewnętrznej warstwy materiału. Pożądany kształt powierzchni otrzymuje się w wyniku skojarzenia siłowego oddziaływania odpowiedniego elementu roboczego narzędzia i właściwej dla danego procesu kinematyki.

Procesy należące do drugiej odmiany mają na celu umocnienie warstwy wierzchniej oraz wygładzenie powierzchni. Podczas tej obróbki zarys powierzchni zazwyczaj nie ulega zmianie. Proces ten określa się pojęciem nagniatania.

Wtórny efekt procesów należących do obu wymienionych odmian jest ukształtowanie korzystnej eksploatacyjnie struktury warstwy wierzchniej.

Obie odmiany wykazują duże podobieństwo i w zależności od wielkości wymuszonych realizacją danego procesu przemieszczeń (nie odkształceń) wybiera się odpowiednie postępowanie przy rozwiązywaniu zadania sterowania procesem. W przypadku procesów zaliczonych do pierwszej odmiany, zarówno odkształcenia jak i przemieszczanie są duże. Druga odmiana charakteryzuje się małymi przemieszczeniami przy relatywnie dużych odkształceniach.

Procesy powierzchniowej obróbki plastycznej mają zastosowanie najczęściej technologii przedmiotów obrotowych. W takim przypadku najkorzystniejszym sposobem obróbki jest toczne kształtowanie zarysu powierzchni przedmiotu poprzez plastyczne odwzorowanie zarysu narzędzia. Wymuszone w ten sposób odkształcenia plastyczne obejmują jedynie wierzchnią warstwę obrabianego przedmiotu, której grubość wynosi od kilku do niekiedy kilkunastu milimetrów.

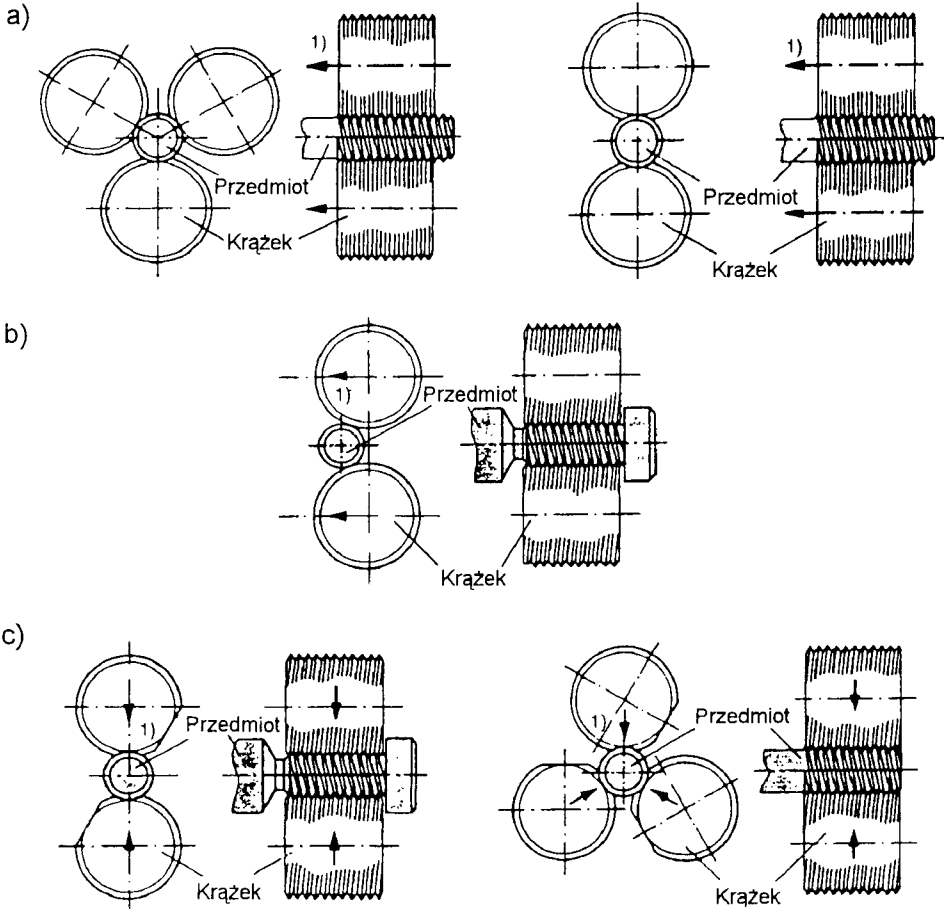
## 3. KSZTAŁTOWANIE ZARYSU POWIERZCHNI

W wyniku zastosowania w narzędziu elementów roboczych o odpowiednim zarysie, można w efekcie obróbki otrzymać powierzchnie obrotowe cylindryczne względnie kształtowe (najczęściej gwintowe lub wielowypustowe). Elementy robocze są wykonane w postaci krążków lub listew, a sam proces realizowany jest zarówno na obrabiarkach specjalnych, jak też na obrabiarkach skrawających. Stosowane w tym drugim przypadku narzędzia mają kształt głowic wyposażonych w dwa lub trzy elementy robocze w kształcie krążków.

Kształt powierzchni roboczej krążków dobiera się stosownie do realizowanego zadania. W przypadku kształtowania na powierzchni obrabianej zarysu gwintowego



lub wielowypustowego następuje bezpośrednio odwzorowanie zarysu krążka. W przypadku obróbki przedmiotu o powierzchni cylindrycznej, kształt powierzchni roboczej narzędzia różni się od cylindrycznego. Związane jest to z kinematyką procesu kształtowania takiej powierzchni przedmiotu obrabianego.



Rys. 1. Głowice do wyginania gwintów zewnętrznych: a) osiowe, b) styczne, c) promieniowe [1]

Powierzchniowa obróbka plastyczna realizowana na obrabiarkach skrawających jest ekonomicznie i technicznie atrakcyjną alternatywą obróbki narzędziami skrawającymi. Ze względu na wartości występujących przy tym sił, ograniczona jest ona do obróbki wykańczającej powierzchni cylindrycznych, względnie kształtowania gwintów oraz wielowypustów o zarysie ewolwentowym i module  $< 1,5$ .

Przy kształtowaniu zarysu powierzchni zewnętrznych głowicami krążkowymi wyróżnia się trzy odmiany tego procesu (rys. 1):

- walcowanie osiowe, najstarszy proces stosowany od dziesięcioleci, w którym głowica dwu lub trójkrażkowa jest przemieszczona wzdłuż tworzącej kształtowanej powierzchni (rys. 1a),

- walcowanie styczne głowicą dwukrażkową; w procesie tym krażki przesuwają się stycznie do powierzchni, która uzyskuje właściwy zarys po kilkudziesięciu obrotach (rys. 1b),
- walcowanie promieniowe głowicami dwu i trójkrażkowymi o zmiennej na obwodzie wysokości profilu roboczego; proces ten odbywa się bez posuwu roboczego narzędzia, a gotowy zarys powierzchni uzyskiwany jest w wyniku jednego pełnego obrotu krażków narzędzia (rys. 1c).

W każdej z tych odmian procesu rozstaw osi krażków w głowicy - właściwy dla danego zarysu - jest niezmienny w czasie obróbki.

#### 4. KSZTAŁTOWANIE WARSTWY WIERZCHNIEJ

Dla procesu powierzchniowej obróbki plastycznej, którego aspekt technologiczny zawarty jest w dążeniu do ukształtowania określonego stanu warstwy wierzchniej obrabianego przedmiotu, stosuje się pojęcie nagniatanie. W klasycznym ujęciu proces nagniatania jest stosowany zarówno dla obróbki powierzchni cylindrycznych jak i kształtowych (gwinty, wieńce kół zębatach), jednakże bez wymuszenia istotnej zmiany ich kształtu.

Najczęściej stosowaną odmianą nagniatania jest nagniatanie naporowe. W tym przypadku zarys powierzchni obrobionej jest funkcją profilu roboczego elementu nagniatającego, kinematyki procesu oraz jego parametrów siłowych. Trajektoria punktów styku elementu nagniatającego i obrabianej powierzchni cylindrycznej ma kształt linii śrubowej, jako wypadkowej dwóch ruchów składowych: w kierunku obwodowym przedmiotu i w kierunku osiowym.

Przyjmując ten punkt widzenia, zarówno nagniatanie np. powierzchni cylindrycznej jak i wygniatanie gwintu można uważać za tę samą formę powierzchniowej obróbki plastycznej. Przebieg odkształceń plastycznych w obu przypadkach jest podobny. Przetaczający się po powierzchni element nagniatający w postaci rolki lub krażka wypiętrza w kierunku obwodowym falę materiału, której dalsze przemieszczenie zależy już od ukształtowania profilu roboczego elementu nagniatającego.

W przypadku nagniatania, np. powierzchni cylindrycznych, następuje równomierne „rozprowadzenie” fali materiału po powierzchni, bez zmiany jej zarysu. Wymaga to zastosowania odpowiedniego kształtu rolki oraz kinematyki, w której prędkość ruchu osiowego jest wielokrotnie (kilkaset razy) mniejsza od prędkości ruchu obwodowego.

W przypadku natomiast wygniatania gwintu czy wielowypustu, ukształtowanie rolki wymusza stopniowe przemieszczenie materiału, powodujące określoną zmianę zarysu powierzchni.

W większości przypadków nagniatania naporowego tocznego powierzchni cylindrycznych kształt elementu nagniatającego różni się więc od zarysu obrabianej powierzchni. Profil przekroju roboczego musi bowiem (jak już wspomniano) umożliwić właściwe przemieszczenie fali materiału odkształconego plastycznie, aby zapewnić wymaganą dokładność powierzchni. W związku z tym podczas nagniatania jako elementy nagniatające stosowane są najczęściej rolki lub krażki o zarysie sferycznym, torusa względnie złożonym. Podczas przetaczania ich np. po powierzchni cylindrycznej, kształtowana jest w kierunku obwodowym fala materiału, która częściowo przemieszczana jest również prostopadle do kierunku przetaczania (a więc w kierunku osiowym).

Nagniatanie powierzchni kształtowych może mieć natomiast dwojaki charakter. Polegać może tylko na kształtowaniu stanu warstwy wierzchniej, co jest przypadkiem najczęstszym, względnie może być związane również z nadawaniem tej powierzchni określonego kształtu. W tym drugim przypadku (np. podczas kształtowania zarysu gwintu) zastosowana rolka ma profil odpowiadający kształtowanemu zarysowi, kinematyka ruchu osiowego i obwodowego charakteryzuje się prędkościami tego samego rzędu, natomiast parametry siłowe przyjmują duże wartości (znacznie większe niż w przypadku procesu nagniatania bez wymuszania zmiany kształtu).

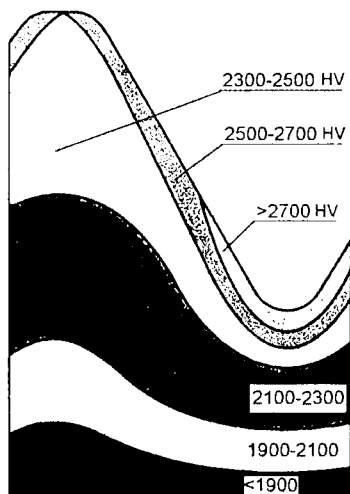
Proces plastycznego kształtowania zarysu gwintu czy wielowypustu przebiega stopniowo i polega na wielokrotnym przetaczaniu rolki tym samym torem. Kolejne przejścia rolki powodują podobnego rodzaju odkształcenia plastyczne, stopniowo przybliżając kształtowaną powierzchnię do pożądanego jej zarysu.

Można więc powiedzieć, że kształtowanie gwintu to proces nagniatania rolką powierzchni cylindrycznej przy zastosowaniu bardzo dużego posuwu. Wypiętrzona przez rolkę fala materiału przemieszczana jest nie tylko obwodowo, ale również prostopadle do kierunku przetaczania, co w powiązaniu z kształtem rolki umożliwia uzyskanie zarysu gwintu.

## 5. PODSUMOWANIE

Procesy powierzchniowej obróbki plastycznej wprowadzają istotne zmiany charakterystyki warstwy wierzchniej. Złożony stan naprężeń, wywołany siłowym i kinematycznym oddziaływaniem elementu nagniatającego narzędzia, skutkuje odkształceniami plastycznymi i sprężystymi warstwy materiału o pewnej grubości.

W przypadku klasycznego nagniatania, a więc nie powodującego zmian kształtu przedmiotu obrabianego, przemieszczenia są małe, a odkształcenia duże. Kształtowanie warstwy wierzchniej podczas nagniatania naporowego tocznego to proces cyklicznych odkształceń plastycznych i sprężystych materiału obrabianego, następujących jako wynik siłowego i kinematycznego oddziaływania narzędzia.



Rys.2. Rozkład twardości w przekroju gwintu kształtowanego plastycznie [1]

Natomiast w przypadku nagniatania kształtującego, tzn. wymuszającego zmianę kształtu obrabianej powierzchni, zarówno przemieszczenia jak i odkształcenia są duże. Ich efektem jest tekstura materiału wyraźnie widoczna na zglądach metalograficznych. Ukształtowana warstwa wierzchnia charakteryzuje się korzystnymi właściwościami użytkowymi, a jej parametry są w wielu przypadkach porównywalne z uzyskanymi w wyniku nagniatania wzmacniającego. Przykładem może być przyrost mikrotwardości w przekroju osiowym gwintu ukształtowanego w procesie nagniatania (rys.2).

## **LITERATURA**

[1] Katalog firmy FETTE

## **SURFACE PLASTIC OPERATIONS IN TECHNICAL PROCESSES OF MACHINE ELEMENTS**

### **Summary**

In technological processes beside cutting working surface operations are used, which despite of shaping the final surface profile make significant change in surface layer structure.

## **PRZEMIANY TEMPERATUROWE KWARCU ZJAWISKIEM DETERMINUJĄCYM POWSTAWANIE POWIERZCHNIOWYCH WAD ODLEWÓW**

Jerzy St. Kowalski

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

W opracowaniu przedstawiono problem przemian alotropowych kwarcu, będącego głównym składnikiem piasku formierskiego, zachodzących pod wpływem temperatury i mających bezpośredni wpływ na powstawanie naprężeń oraz zmian dylatacyjnych masy formierskiej. Badania tych zjawisk umożliwiają dokonanie oceny przydatności mas formierskich w rzeczywistych warunkach pracy, eliminując możliwość powstawania wad odlewniczych pochodzących od masy formierskiej. Zmiany dylatacyjne oraz naprężenia powstające w wyniku zachodzenia przemian fazowych w kryształach kwarcu są bardzo poważne i to właśnie te zjawiska wymuszają podjęcia tego typu badań.

### **1. WSTĘP**

Stosowanie „klasycznych metod” pomiaru własności mas formierskich pozwala w zasadzie na określenie ich przydatności do formowania, natomiast rzeczywiste warunki pracy określa się w oparciu o praktykę oraz obserwację surowego odlewu.

Powierzchniowe wady odlewnicze spowodowane są przez ciekły metal, jego temperaturę oraz działanie erozyjne. Wady erozyjne powstają w zasadzie w tych miejscach formy, gdzie metal płynie z największą szybkością, natomiast wady spowodowane zmianami dylatacyjnymi (objętościowymi) oraz powstałymi naprężeniami, mogą powstać w całej wnęce formy.

Piasek kwarcowy, będący najczęściej osnową masy formierskiej, jest jej najważniejszym składnikiem z punktu widzenia zmian objętościowych formy. Jego głównym składnikiem jest krzemionka (kwarc i jego odmiany). Krzemionka krystaliczna występuje w postaciach: kwarcu, trydymitu i krystalalitu w modyfikacjach wysoko- i niskotemperaturowych.

Przemiany enancjotropowe zachodzące pomiędzy głównymi odmianami, tj.: kwarcem, trydymitem i krystalalitem, są przemianami z przebudową struktury, zachodzącymi bardzo powoli i opornie, czego dowodem jest występowanie wszystkich tych

odmian w temperaturze otoczenia, pomimo, iż termodynamicznie trwały jest tu tylko  $\beta$ -kwarc.

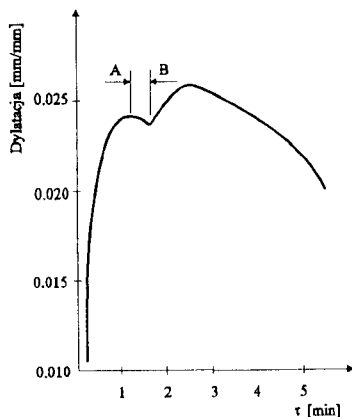
Przemiany odmian wysoko- i niskotemperaturowych należą do przemian z przebudową struktury i zachodzą bardzo łatwo i szybko, szczególnie przemiana kwarcu niskotemperaturowego  $\beta$  w wysokotemperaturowy  $\alpha$ -kwarc, która zachodzi odwracalnie i z dużą szybkością.

Szereg przemian kwarcu [ 2, 6] przebiega w następujący sposób:

- podczas ochładzania wydziela się w temperaturze 1713 °C  $\alpha$ -krytobalit, który w temperaturze 1470 °C ulega przemianie z przebudową na  $\alpha$ -trydymit, ten z kolei w temperaturze 870 °C ulega również przemianie z przebudową na  $\alpha$ -kwarc. W temperaturze 572 °C  $\alpha$ -kwarc przechodzi (przemiana z przemieszczeniem) w  $\beta$ -kwarc,
- pozostałe z przemian z przemieszczeniem, jak:  $\alpha$  w  $\beta$ -trydymit i  $\alpha$  w  $\beta$ -krytobalit, zachodzą w temperaturach, odpowiednio: 120 i 160 °C.

Najistotniejszą przemianą z punktu widzenia dylatacji masy formierskiej jest przemiana  $\beta$ -kwarcu w  $\alpha$ -kwarc, zachodząca z dużą szybkością w temperaturze 572,4 °C. W punkcie przemiany można zauważyć nagły skok gęstości ( $\beta$ -kwarc 2,51 g/cm<sup>3</sup>,  $\alpha$ -kwarc 2,655 g/cm<sup>3</sup>) oraz zmianę współczynnika rozszerzalności cieplnej. Zmiany dylatacyjne, zachodzące podczas tej przemiany, wynoszą ok. 1,4 % (wydłużenie liniowe). Są one stosunkowo niewielkie, w porównaniu ze zmianami dylatacyjnymi, zachodzącymi podczas przemiany z przebudową  $\alpha$ -kwarcu w  $\alpha$ -trydymit, wynoszącymi ok. 14 %, z tym że ta przemiana zachodzi bardzo powoli, ze względu na bardzo silne wiązania jonowe pomiędzy Si<sup>4+</sup> i O<sup>2-</sup>.

Dominacja piasku, jako osnowy masy formierskiej, stała się podstawą do opracowania teorii zachowania się masy formierskiej zdeterminowanej zmianami dylatometrycznymi samego piasku. Jednak dokładniejsze badania umożliwiły rozważenie połączenia efektów zmian dylatacyjnych, pochodzących równocześnie od piasku, jak i od spoiwa (bentonitu) [5]. Jest to istotne szczególnie w przypadku mas o wysokiej zawartości spoiwa. Bentonit, wcześniej niż piasek, rozszerza się (niższa temperatura), a następnie ulega spiekaniu. Obliczona krzywa dylatacji masy formierskiej o zawartości 15 % wagowych bentonitu przedstawiona została na rysunku 1.



Rys.1. Krzywa teoretyczna dylatacji cieplnej masy formierskiej o zawartości 15 % Western Bentonite: A - dominacja rozszerzalności bentonitu, B - dominacja rozszerzalności piasku [5]

Wyniki analizy teoretycznej zostały potwierdzone doświadczalnie. Pozwoliły one na stwierdzenie, iż powyżej pewnej zawartości spoiwa w masie formierskiej (ok. 7 %) jego rozszerzalność zaczyna dominować.

Ciekły metal, wpływając do wnęki formy, oddaje ciepło masie formierskiej. Podniesienie temperatury powoduje zmianę własności masy poprzez zmianę jej objętości, a tym samym powstanie naprężeń w formie. Dowolne jednostki powierzchni wnęki formy znajdują się w stanie naprężeń, powstałych w wyniku warstwowego rozkładu temperatur, pociągającego za sobą różny stopień zmian objętościowych masy formierskiej.

W praktyce nie ma takich form odlewniczych, których powierzchniowe warstwy masy mogłyby rozszerzać się bez przeszkód. Największe naprężenia, powstałe w wyniku hamowanej rozszerzalności, występują w przypadku dużych, płaskich i nieprzerwanych powierzchni wnęki formy. Powodują one oderwanie się warstwy masy (o wyższej temperaturze) od warstw głębiej leżących (niższa temperatura), co doprowadza do powstania wad odlewniczych. Rozważania tego typu prowadzą do konkluzji, iż powstanie naprężeń w formach, po zalaniu ich ciekłym metalem, stanowi poważne utrudnienie w otrzymywaniu odlewów „zdrowych”, bez wad powierzchniowych.

Istnieje jednak inny aspekt tegoż problemu. Podczas krzepnięcia metalu obserwowane jest zjawisko wzrostu jego objętości, podczas przechodzenia ze stanu ciekłego w stan stały (krzywa *likwidus*), powodujące powstanie deformacji odlewu, poprzez deformację wnęki formy. Możliwość zastosowania takiej masy formierskiej, której naprężenia dylatacyjne (ściskające) mogłyby zrównoważyć przeciwnie skierowane naprężenia metalu, co w rezultacie pozwoliłoby na eliminację zarówno wad odlewniczych, jak i deformacji odlewów.

Powyższe rozważania wskazują wyraźnie na istotną potrzebę prowadzenia badań zjawisk dylatacyjnych, których celem byłoby zastosowanie mas o składzie optymalnym, zarówno z punktu widzenia własności technologicznych związanych z procesem formowania, jak i zachowania się formy podczas zalewania jej ciekłym metalem i jego krzepnięcia.

## 2. BADANIA WŁASNE

Badania przeprowadzono na masach formierskich, sporządzonych z materiałów formierskich najczęściej stosowanych w produkcji odlewów żeliwnych i staliwnych, tj.: piaski – Krzeszówek, Zębiec średnioziarnisty Bukowno, bentonity - Bentomak i ZGM. Zawartość spoiwa (bentonitu) wynosiła: 5; 7 i 10 %, wilgotność mas: 2; 3; 4 i 5 %. Doboru tych materiałów dokonano w oparciu o badania podstawowe, określające własności technologiczne, takie jak:  $R_c^W$ ,  $R_r^W$ ,  $P^W$ ,  $S^W$ ,  $W_{bent}$ ,  $W_{masy}$ . Próbkę do pomiaru dylatacji swobodnej (metoda I.O.) oraz dylatacji pod obciążeniem (piec Dieterta) wykonano wg zasad zalecanych przez H. Dieterta i innych [3].

Do badań dylatometrycznych wybrano 19 najbardziej charakterystycznych mas z całego zestawu (72 masy).

Dla każdej z wybranych mas przeprowadzono badania:

- badanie dylatacji swobodnej (metoda I.O.)

a) w temperaturze 500 °C,

b) w temperaturze 600 °C,

- badanie dylatacji pod obciążeniem wstępnym (metoda Dieterta)

c) w temperaturze 500 °C,

d) w temperaturze 600 °C.

Temperatury, w których przeprowadzono badania, zarówno dylatacji swobodnej, jak i pod obciążeniem wstępnym, były uwarunkowane temperaturą przemiany alotropowej kwarcu ( $\beta$ -kwarcu w  $\alpha$ -kwarc, temperatura 572,4 °C).

Interesująco przedstawiają się wyniki tych badań, przedstawione na rysunkach 2, 3 i 4 w formie wykresów trójwymiarowych i map, przedstawiających zależności przyrostu wytrzymałości na ściskanie  $\Delta R_c^1$  i przyrostu wydłużenia w funkcji stosunku wodno-glinowego, wykonane dla mas, w skład których wchodził piasek Krzeszówek oraz Bentomak, badanych w temperaturach: 400, 500 i 600 °C (rys.2,3,4). Taki sposób opracowania wyników umożliwia precyzyjny sposób doboru masy (zawartości spoiwa i wilgotności), bądź określania wartości dylatacji, przy znajomości przyrostu wytrzymałości. Analiza tych wykresów pozwala na stwierdzenie braku prostych zależności pomiędzy poszczególnymi parametrami.

### 3. OPRACOWANIE STATYSTYCZNE WYNIKÓW

Dla otrzymanych, w wyniku badań, zbiorów danych doświadczalnych obliczono parametry zależności dylatacji masy formierskiej od czasu (metoda najmniejszych kwadratów).

W oparciu o analizę wariancji resztkowej (minimalne wartości  $S^2$ ) oraz najczęstsze występowanie rodzaju krzywych ustalono, iż analizowana zależność może zostać opisana równaniem o postaci:

$$Y = CX^B e^{AX} \quad (1)$$

W rozważanych przedziałach zmiennej niezależnej  $X$  (czas pomiaru) obliczono punkt ekstremalny (max) wewnętrzny lub brzegowy. Podczas dalszej analizy brano pod uwagę nie cały przebieg krzywej, lecz jej wartości ekstremalne.

Na rysunku 5 przedstawiono krzywe zależności dylatacji wybranej masy w funkcji czasu pomiaru, obliczone wg ustalonego wyżej równania.

Zakładając liniową funkcję wyjściową o postaci:

$$Y = f(w/g, R_B, R_P, T) \quad (2)$$

gdzie:

- Y - dylatacja (wartości ekstremalne),
- w/g - stosunek wodno-glinowy,
- $R_B$  - rodzaj bentonitu,
- $R_P$  - rodzaj piasku,
- T - temperatura.

znaleziono metodą Hellwiga [4] optymalny zestaw zmiennych niezależnych, dla którego dokonano analizy korelacji i regresji.

Rozważana hiperpłaszczyzna opisana będzie równaniem:

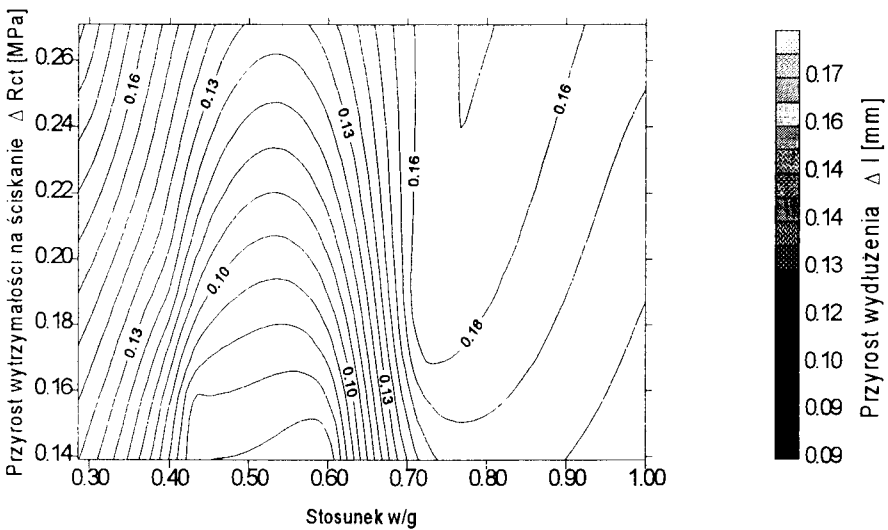
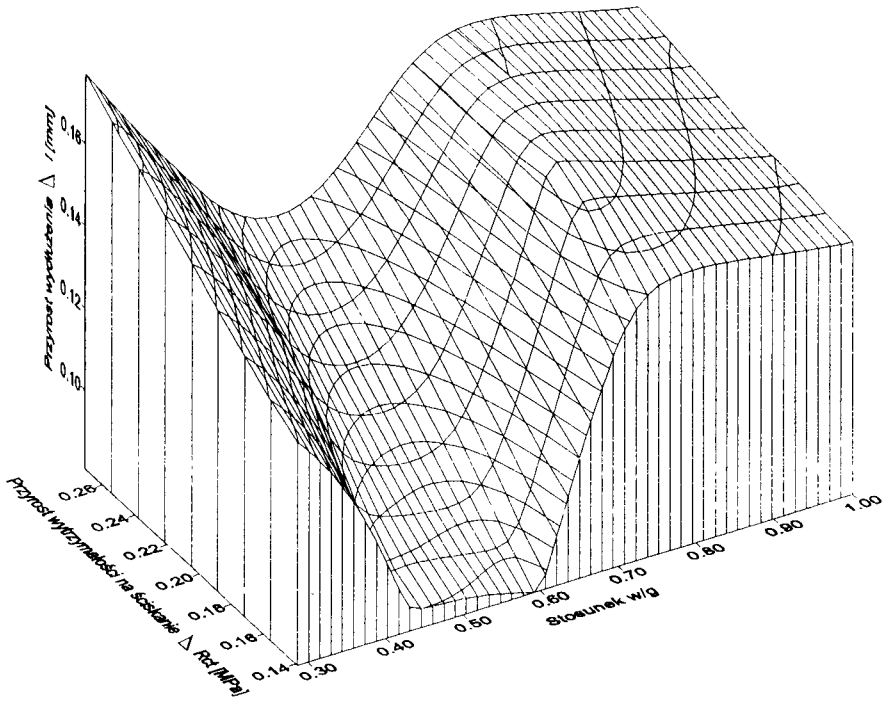
$$Y = a_1 + a_2 w/g + a_3 R_B + a_4 R_P + a_5 T \quad (3)$$

gdzie współczynniki  $a_n$  wynoszą:

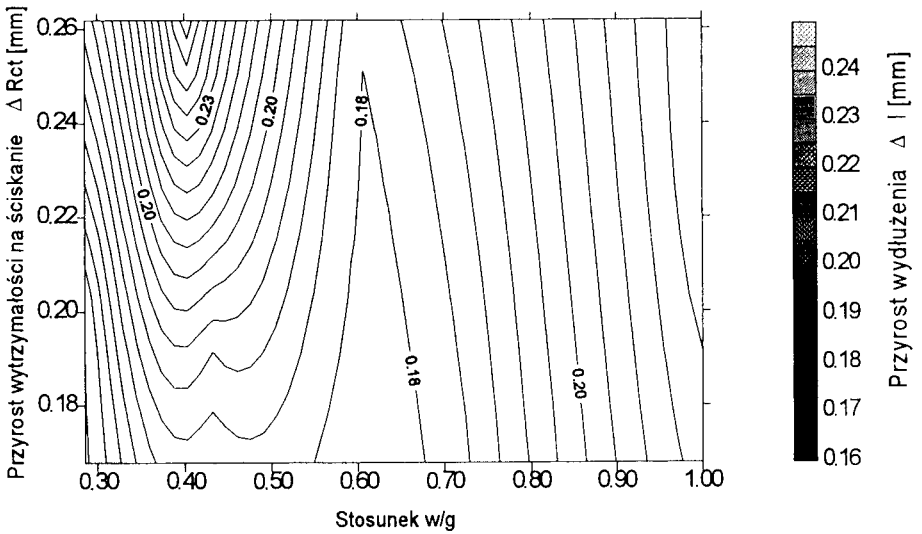
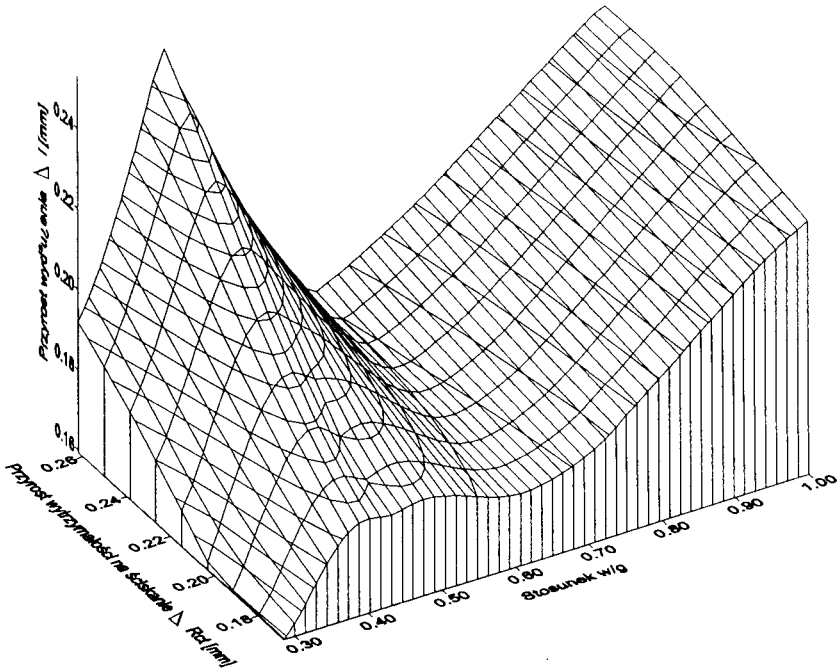
$$a_1 = 1,168, \quad a_2 = -0,0317, \quad a_3 = -0,0422, \quad a_4 = -0,0493, \quad a_5 = 0,04727$$

Otrzymane w ten sposób równanie pozwala na ustalenie zależności dylatacji cieplnej masy formierskiej w zależności od rodzaju i zawartości stosowanych podstawowych materiałów formierskich.

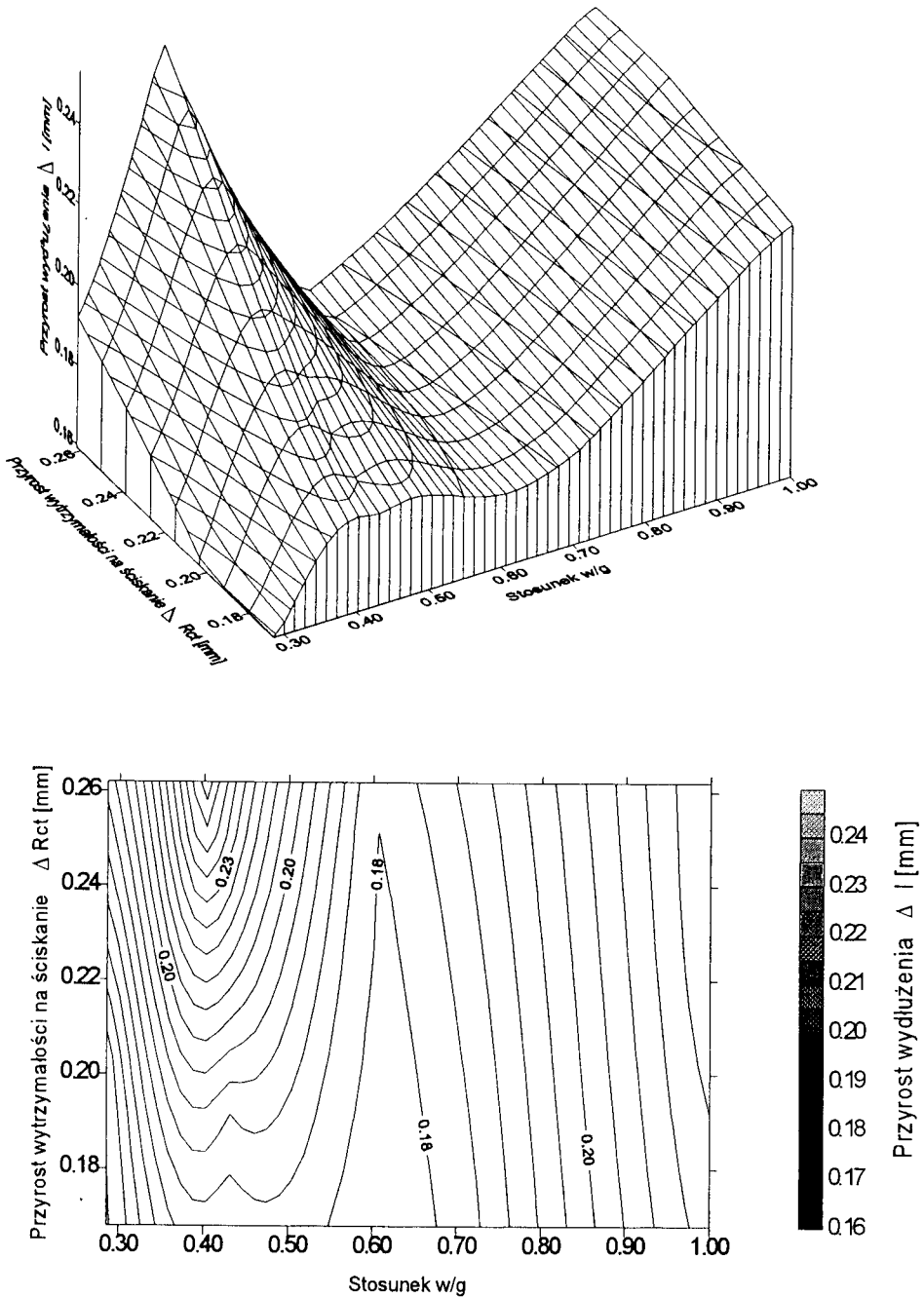




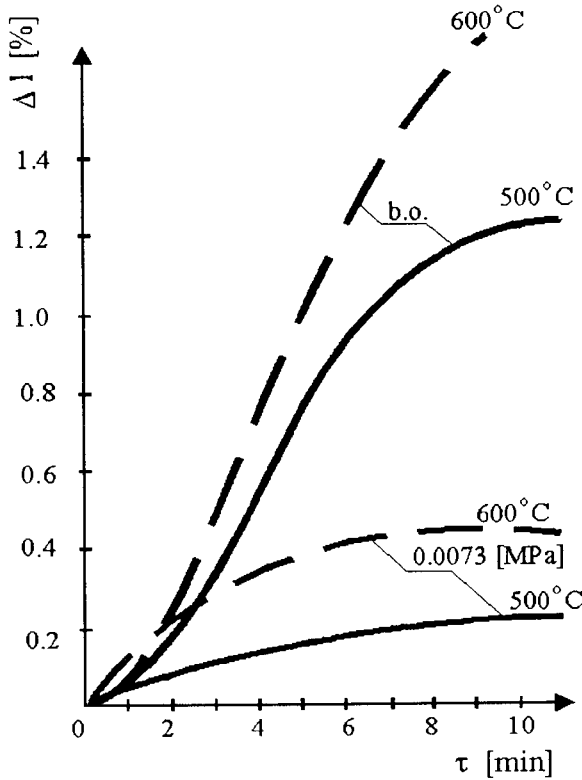
rys.2. Zależność przyrostu wytrzymałości na ściskanie  $\Delta R_c^t$  oraz przyrostu wydłużenia  $\Delta l$  w funkcji stosunku wodno-glinowego w/g dla mas o składzie: spoiwo Bentomak i piasek Krzeszówek. Temperatura badania masy -  $400^{\circ}\text{C}$



Rys. 3. Zależność przyrostu wytrzymałości na ściskanie  $\Delta R_c^t$  oraz przyrostu wydłużenia  $\Delta l$  w funkcji stosunku wodno-glinowego  $w/g$  dla mas o składzie: spoiwo Bentomak i piasek Krzeszówek. Temperatura badania masy - 500 °C



Rys.4. Zależność przyrostu wytrzymałości na ściskanie  $\Delta R_c$  oraz przyrostu wydłużenia  $\Delta l$  w funkcji stosunku wodno-glinowego w/g dla mas o składzie: spoiwo Bentomak i piasek Krzeszów. Temperatura badania masy - 600 °C



Rys.5. Badania dylatometryczne masy formierskiej w temperaturze 500 i 600 °C.  
Skład masy: 5 % - Bentomak, 95 % - piasek Krzeszówec, 2 % - W

#### 4. PODSUMOWANIE

Analiza otrzymanych wyników pozwala na sformułowanie następujących wniosków:

1. Największą dylatacją termiczną charakteryzują się masy, w skład których wchodzi piasek Krzeszówec. Prawdopodobnie decydujące znaczenie posiada w tym przypadku nie ziarnistość piasku, lecz kształt ziarn oraz zawartość odmian alotropowych kwarcu,
2. Bentonit krajowy ZGM powoduje powstanie większej dylatacji niż Bentomak. Spowodowane to jest prawdopodobnie mniejszą zawartością montmorylonitu (ok. 47 %), posiadającego niską temperaturę spiekania,
3. Największą dylatacją termiczną charakteryzują się masy, których stosunek wodno-glinowy (w/g) wynosi ok. 0,2.
4. Wartości przyrostów, zarówno długości, jak i naprężeń, sięgające poziomu 1 % oraz 0,3 MPa, są bardzo duże. Niestety do tej pory są one pomijane podczas analizy technologiczności przygotowania produkcji odlewów.

**LITERATURA**

- [1] Baliński A. i in.: Komputerowa, trójwymiarowa ocena skłonności mas bentonitowych do tworzenia powierzchniowych wad odlewów. Opracowanie dla KBN, Instytut Odlewnictwa, Kraków 1995.
- [2] Dietert H.: Badania mas formierskich i rdzeniowych w podwyższonych temperaturach i ich związek z jakością odlewów. Foundry, t. 102, 1957.
- [3] Goerlich E.: Chemia krzemianów. PWN Warszawa, 1973.
- [4] Hellwig Z.: Problem optymalnego wyboru predyktant. Przegląd statystyczny nr 3-4, 1976.
- [5] Henschel C.: Casting Dimension and Mold Dilatation. Mod. Casting, t. 50, 1966.
- [6] Lewandowski L.: Materiały formierskie. PWN Warszawa, 1971.

**EFFECT OF THERMAL PROPERTIES OF MOULDING SAND  
ON THE FORMATION OF SOURCE DEFECTS IN CASTING****Summary**

In this study further extension of the investigation of moulding sands, including examination and dilatation stress at elevated temperatures, was made. Studies of this type enable us to evaluate the sand applicability at the real conditions of performance and to eliminate the possibility of formation of effects in casting caused by the sand. The dilatation changes and the stress formed as a result of phase transformation in crystals of quartz are very serious, and this is the very reason why these effects make studies of this type necessary and advisable.



## WSPÓŁCZESNE PROBLEMY KRAJOWYCH ODLEWNI W ZAKRESIE MECHANIZACJI FORMIERNI

Krzysztof Smyksy, Krzysztof Schroeder\*, Krzysztof Sujkowski\*\*

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

\* PHU „Impuls”, ul. Skarbińskiego 10/58, 31-071 Kraków

\*\* Hydro-Vacuum S.A., ul. Metalowców 3, 86-303 Grudziądz

W artykule przedstawiono nowoczesne tendencje w zakresie mechanizacji wykonywania form odlewniczych z syntetycznych, formierskich mas bentonitowych. Na tle tych tendencji przedstawiono analizę aktualnego stanu krajowego odlewnictwa oraz omówiono możliwości i kierunki modernizacji formierni.

### 1. OGÓLNE TENDENCJE W MECHANIZACJI FORMIERNI

Od początku lat osiemdziesiątych w zakresie oferowanych maszyn formierskich nastąpiła wyraźna zmiana jakościowa. Wprowadzono nowe, dotychczas nie stosowane, techniki formowania. Zmiany te wymuszone zostały przede wszystkim koniecznością poprawy bezpieczeństwa pracy, ale również dążeniem do poprawy jakości wykonywanych form. Powszechnie stosowaną wcześniej techniką zagęszczania masy formierskiej było połączenie wstrząsania z doprasowaniem. Realizujące ją maszyny nawet w przypadku jednostek średniej wielkości przekraczały dopuszczalny poziom emisji hałasu, tj. 85 dB.

W ofertach, przedstawianych na światowych targach maszyn i urządzeń odlewniczych GIFA oraz targach FONDE-EX [3], główną rolę odgrywały strumieniowe maszyny formierskie. Ogólnie idea ich pracy polega na zagęszczaniu masy formierskiej przez oddziaływanie, bezpośrednio na jej powierzchnię, strumienia powietrza. Od początku można było wyróżnić dwie odmiany procesu, o wyraźnie zróżnicowanej dynamice narastania ciśnienia powietrza nad powierzchnią masy. Obecnie na skutek rozwoju metody i wprowadzania nowych odmian formowania strumieniowego, granice pomiędzy nimi nie są jednoznacznie zaznaczone. Wśród innych metod zagęszczania masy realizowanych przez współczesne maszyny formierskie można wymienić prasowanie dynamiczne, wibroprasowanie oraz prasowanie z wykorzystaniem podciśnienia. Wspólne cechy oferowanych obecnie maszyn formierskich to: dwustopniowe zagęszczanie masy formierskiej, powszechne wykorzystanie mechanizmów wymiany płyt

modelowych (dzięki którym wykonywane są na przemian górne i dolne połówki form), wyposażenie maszyn w układy sterowania mikroprocesorowego co daje możliwość realizacji różnorodnych wariantów formowania, uzależnionych od stopnia skomplikowania modelu [4].

W szerokiej ofercie współczesnych maszyn formierskich występują zarówno formierki (mogące również pracować w cyklu automatycznym, półautomatycznym), jak i agregaty przeznaczone do pracy w liniach technologicznych. Ogólne tendencje w budowie współczesnych maszyn, to m.in.: poprawa dokładności wykonania oraz jakości powierzchni, stosowanie materiałów o podwyższonych właściwościach oraz wprowadzanie niezawodnych układów sterowania, są bardzo widoczne także w rozwiązaniach maszyn formierskich. Pozostaje to w bezpośrednim związku z jakością wykonywanych form: równomiernym rozkładem gęstości, wysoką twardością, możliwością w niektórych przypadkach rezygnacji z rdzeni, zmniejszeniem pochyleń odlewniczych. Prowadzi to tym samym do poprawy jakości odlewów: stanu ich powierzchni oraz dokładności wymiarowej.

## **2. ANALIZA AKTUALNEGO STANU W ZAKRESIE MECHANIZACJI FORMIERNI**

Wyposażenie krajowych odlewni w indywidualne maszyny formierskie i linie odlewnicze jest bardzo zróżnicowane. Dotyczy to pochodzenia urządzeń, ich wieku oraz aktualnego stanu technicznego. W zakresie indywidualnych formierek dominują niewątpliwie maszyny wstrząsowo-prasujące typoszeregu FKT - dotychczasowego monopolisty na rynku krajowym DOZAMETU - Nowa Sól. Bardzo często można jednak spotkać maszyny tego typu innych producentów. Ilość eksploatowanych formierek mieści się w przedziale od 1000 do 2000, przy czym z reguły są to maszyny o długim okresie eksploatacji, nie spełniające aktualnych wymagań bhp głównie ze względu na hałas, a w przypadku większych jednostek, także wibrację. Można stwierdzić, że w większości maszyn nie jest pozwalają na wykonanie form o wysokiej jakości, odpowiadającej aktualnemu światowemu poziomowi techniki formowania. Formierki te prawie wyłącznie wykorzystywane są w indywidualnych gniazdach formowania do wytwarzania form dla krótkich serii odlewów. Z uwagi na niezbyt intensywną eksploatację w przypadku średnich jednostek ekwiwalentne poziomy hałasu (w ciągu 8 godzin) mogą mieścić się w zakresie dopuszczalnym.

W ofercie krajowej (DOZAMET, FMO, TECHNICAL), jak i zagranicznej, dostępne są zamienniki indywidualnych maszyn wstrząsowo-prasujących stosujące nowe techniki formowania: impulsową, strumieniowo-prasującą, wibracyjno-prasującą, ale również nadal oferowane są zmodernizowane maszyny wstrząsowo-prasujące.

Wyposażenie krajowych odlewni w linie odlewnicze pochodzi głównie z lat siedemdziesiątych. O ile w zakresie linii bezskrzynkowych dominują automaty firmy DISAMATIC, to linie skrzynkowe pochodzą od różnych producentów. Kilka linii produkcji krajowej (DOZAMET, PRODLEW) uzupełnianych jest różnorodnymi liniami pochodzenia zagranicznego. Również w tym przypadku stopień wyeksploatowania urządzeń jest znaczny, a zróżnicowanie producentów linii uniemożliwia ewentualną wymianę doświadczonych eksploatacyjnych oraz części zamiennych pomiędzy odlewniami. Można zaryzykować twierdzenie, że urządzenia te pracują jedynie dzięki dużemu doświadczeniu służb remontowych zakładów w utrzymywaniu sprawności produkcyjnej maszyn i urządzeń linii. Systemy te oczywiście odbiegają znacznie od poziomu technicznego obecnie oferowanych linii wytwarzania odlewów.



W ostatnim okresie, w co najmniej kilkunastu odlewniach, zainstalowano nowoczesne maszyny formierskie (głównie produkcji HWS-SINTO Niemcy) oraz kilka krajowych maszyn nowej generacji. Potrzeby modernizacji są oczywiście znacznie większe. Pomimo bardzo szerokiej oferty w tym zakresie (również krajowej) mogącej sprostać każdemu wymaganiom asortymentowym i lokalowym (modułowa budowa współczesnych linii) na przeszkodzie kompleksowej modernizacji formiemi w krajowych odlewniach stoi brak wystarczających środków własnych odlewni. Należy również wspomnieć, że często zmiana maszyn formierskich w krajowych odlewniach następuje w drodze transakcji wiązanych, np. splatą odlewami z bieżącej produkcji odlewni. Trafiają wówczas do kraju maszyny formierskie, wcześniej już eksploatowane o zróżnicowanym stanie technicznym. Można przypuszczać, że wymagania jakościowe (ISO, certyfikacja) będą w najbliższym okresie podstawową przyczyną zmian w zakresie wyposażenia krajowych odlewni.

### **3. MOŻLIWOŚCI I KIERUNKI MODERNIZACJI FORMIERNI NA PRZYKŁADZIE KRAJOWEJ ODLEWNI**

W kolejnych etapach mechanizacji formiemi wprowadza się maszyny formierskie, zasobniki i dozowniki masy formierskiej oraz układy podajników do transportu skrzynek formierskich oraz form. W miarę zwiększania stopnia mechanizacji pogłębia się jej związek z organizacją produkcji. Powiązanie to szczególnie uwidacznia się w wysoko zmechanizowanych odlewniach o potokowym systemie produkcji.

Mechanizacja krajowych odlewni w zakresie formiemi oparta jest również na trzech głównych systemach. Pierwszy polega na małej mechanizacji formowania ręcznego, a kolejne na tworzeniu zmechanizowanych i częściowo zautomatyzowanych stanowisk z formierkami FKT lub innymi oraz wprowadzaniu automatycznych linii formierskich, zarówno skrzynkowych jak i z automatami do formowania bezskrzynkowego.

Praktycznie największe znaczenie, ze względu na efekty ekonomiczne, ma eksploatacja automatycznych linii formierskich. Ich dobre funkcjonowanie zależy głównie od ograniczenia przestojów linii (strat czasu pracy) spowodowanych awariami urządzeń pracujących w linii, jak również czynnikami organizacyjno-technicznymi warunkującymi płynną pracę linii w całym systemie odlewni.

Uznając, że poznanie przyczyn postojów z ich analizą oraz opracowaniem wytycznych do ich minimalizowania jest jednym z głównych zadań stojących przed krajowymi odlewniami, przedstawiono szereg przykładów. W tabelach 1 i 2 przedstawiono wyniki badań pracy przykładowych linii formierskich eksploatowanych w kilku krajowych odlewniach.

Analiza danych wykazała, że powodem najczęstszych postojów linii automatycznych, poza częstymi wymianami płyt modelowych, są awarie [1,2]:

- automatu formierskiego,
- urządzeń stanowiska wybijania odlewów,
- automatu do zalewania,
- przenośnika form.

Występowały również postoje wynikające z uwarunkowań organizacyjno-technicznych oraz awarii urządzeń współpracujących z linią. Przyczyną ich był:

- brak metalu wskutek małej wydajności topialni oraz zakłóceń w jego transporcie,
- brak masy spowodowany awariami urządzeń stacji przerobu mas, awariami przenośników czy też nieodpowiednimi parametrami masy formierskiej.

Tabela 1. Zestawienie strat czasu pracy linii odlewniczych z automatami do formowania bezskrzynekowego oraz ich przyczyn [2]

Nazwa i oznaczenie automatu formierskiego	Czas postoju w stosunku do dysponowanego czasu pracy w %		Postoje razem %	Wskaźnik wykorzystania czasu pracy linii %
	awarie maszyn i urządzeń linii automatycznej	uwarunkowania organizacyjno-techniczne		
DISA 2013	10,7	6,9	17,6	82,4
DISA 2013	14,5	11,4	25,9	74,1
DISA 2013	7,1	2,8	9,9	90,1
DISA 2013	5,5	2,8	8,3	91,7
DISA 2032	6,5	2,7	9,2	90,8
DISA 2032	12,8	13,7	26,5	73,5
DISA 2032	20,1	6,6	26,7	73,5
WEBAC	10,4	4,6	15,0	85,0

Tabela 2. Zestawienie strat czasu pracy linii wytwarzania odlewów w skrzynkach [1]

Oznaczenie analizowanej odlewni	Czas postoju w stosunku do dysponowanego czasu pracy w %		Postoje razem %	Wskaźnik wykorzystania czasu pracy linii %
	awarie maszyn i urządzeń linii automatycznej	uwarunkowania organizacyjno-techniczne		
Odlewnia I	25,8	34,7	60,5	39,5
Odlewnia II	19,0	37,1	56,1	43,9
Odlewnia III	31,1	10,0	41,1	58,9
Odlewnia IV	17,0	19,9	36,9	63,1
Odlewnia V	18,0	25,8	43,8	56,2

Wymienione przyczyny postojów występowały we wszystkich badanych odlewniach i w zasadzie nie uległy zmianom w ostatnim okresie czasu. Należy tu także podkreślić, że najczęściej występujące w odlewach wady odlewnicze takie jak: zaprószenia, obciążnięcia, zabielenia, oberwania, przestawienia, są ściśle związane z wyposażeniem linii, funkcjonowaniem urządzeń linii, jak również technologiami i urządzeniami je realizującymi.

Proponowane działania w celu zmniejszenia ilości braków wiążą się z mechanizacją procesów technologicznych w odlewni. Wyróżnić można przy tym cztery podstawowe, zestawione poniżej.

1. Wprowadzanie nowych technologii w zakresie modyfikacji żeliwa szarego oraz rozszerzania stosowania żeliwa sferoidalnego - dotyczy to głównie automatycznych urządzeń do modyfikacji i sferoidyzacji żeliwa w kadzi, na strudze metalu i w formie. Te zagadnienia dawniej w małym, a obecnie w większym zakresie, stwarzają w odlewniach nowe problemy.
2. Stosowanie masy formierskiej o odpowiednich parametrach - wiąże się to z nowoczesnym wyposażeniem stacji przerobu mas, odpowiednim zaprojektowaniem ciągów urządzeń w obiegu masy, utrzymywaniem w sprawności urządzeń odpylających i kontrolnych.
3. Stosowanie ciekłego metalu o odpowiednich parametrach, co może zapewnić odpowiedni dobór pieców w topialni i dobra organizacja transportu.

4. Prawidłowa praca automatu formierskiego, którą umożliwiają dostarczanie masy formierskiej o optymalnych parametrach (prawidłowe zagęszczenie form) oraz utrzymywanie w sprawności mechanizmów automatu, poprzez serwis części zamiennych i regularne przeglądy.

#### 4. PODSUMOWANIE

Z analizy zebranych danych eksploatacyjnych wynika, że wskaźniki wykorzystania czasu pracy linii wahają się od ok. 73 % do 92 % dla linii bezskrzynkowych oraz od ok. 40 % do 63 % dla linii skrzynkowych. Tak duże różnice wynikają raczej z nieprecyzyjnego (w niektórych odlewniach) rejestrowania postojów linii niż różnic w organizacji i wydajności pracy.

Można stwierdzić, że wyposażanie krajowych formiarni w automatyczne linie formierskie, szczególnie bezskrzynkowe oparte na klasycznych masach bentonitowych, jest ekonomicznie uzasadnione. W porównaniu z innymi systemami technologii wykonywania form charakteryzują się one wysoką wydajnością produkcji odlewów o zadowalającej jakości przy oszczędności powierzchni produkcyjnej (mniejszej o 25-30 %) oraz niewielkim zatrudnieniu. Zakres ich zastosowania ogranicza jednak asortyment wykonywanych odlewów.

Z zebranych w ostatnich latach danych wynika, że analizowane automatyczne linie formierskie wykazują systematyczny wzrost wskaźnika wykorzystania czasu pracy linii. Analiza danych statystycznych pozwala wnioskować, że występują tendencje do zmniejszania liczby odlewni i koncentracji produkcji odlewów. Wiąże się to z dalszym doskonaleniem pracy automatycznych linii formierskich, dopracowywaniem urządzeń towarzyszących i wprowadzaniem nowych technologii (np. szybki wzrost produkcji odlewów z żeliwa sferoidalnego).

Należy mieć jednak na uwadze zasadniczą różnicę w sposobie eksploatacji linii, obecnie, w związku z ilościowym ograniczaniem produkcji odlewów, jest on bliski zalecanemu: jedna zmiana produkcyjna, druga remontowa.

Większość eksploatowanych linii znacznie odbiega poziomem od najnowszych rozwiązań techniki. Wydaje się, że rezerwy związane z organizacją produkcji, służb utrzymania ruchu zostały już wyczerpane.

W najbliższym okresie nieunikniona będzie modernizacja wyposażenia formiarni w wielu krajowych odlewniach.

Zmiana linii formierskiej stanowi bardzo znaczący koszt i niewiele zakładów będzie w stanie samodzielnie go pokryć. Stosunkowo najłatwiej wyposażyć gniazda formowania w zmodernizowane maszyny formierskie.

#### LITERATURA

- [1] Gregoraszczyk M., Schroeder K., Smyksy K.: Analiza wybranych skrzynkowych linii wytwarzania odlewów. Eksploatacja urządzeń odlewniczych. Prace Ogólnopolskiej Konferencji Naukowo-Technicznej, Uniejów, str. 135, 1985.
- [2] Gregoraszczyk M., Smyksy K., Schroeder K.: Исследование надёжности и степени использования автоматических линий изготовления отливок. Межвузовский Сборник Научных Трудов, Московский Автомобилистроительный Институт, Москва, 1989.
- [3] Fedoryszyn A., Smyksy K., Bobok L.: Maszyny i urządzenia odlewnicze na targach CAST-EX i FONDE-EX' 96. Przegląd Odlewnictwa, 11, str. 228, 1996.
- [4] Smyksy K.: Analiza metod formowania i konstrukcji maszyn formierskich. Modernizacja maszyn formierskich, wstrząsowo-prasujących. Prace własne AGH, Kraków.

**CURRENT PROBLEMS OF POLISH FOUNDRIES IN ASPECTS  
OF MOULDING PLANT MECHANIZATION****Summary**

On the base of technical review of modern moulding machines and moulding lines, the present state of moulding plant mechanization in Polish Foundries has been analysed. The authors underline some aspects which are considerably influencing on the operation of moulding lines. Some data from chosen Polish Foundries have been presented.

## **PRZEGLĄD AKTUALNYCH ZAGADNIENÍ MECHANIZACJI I AUTOMATYZACJI ODLEWNICZYCH PROCESÓW TECHNOLOGICZNYCH**

Mirosław Gregoraszcuk, Krzysztof Smyksy, Aleksander Fedoryszyn

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

Podkreślając rozwój mechanizacji i automatyzacji procesów odlewniczych, wskazano na jego aktualne tendencje. Przedstawiono skrótowy przegląd współczesnych zagadnień mechanizacji i automatyzacji odlewniczych procesów technologicznych.

### **1. WSTĘP**

Rozwój mechanizacji oraz automatyzacji technologicznych procesów odlewniczych wynika ze wzrastających wymagań co do jakości i dokładności wymiarowej odlewów. Sprzyja temu również duże zapotrzebowanie na odlewy oraz konieczność zapewnienia właściwych warunków pracy i spełnienia wymogów szozologii.

### **2. TENDENCJE ROZWOJOWE MECHANIZACJI I AUTOMATYZACJI PROCESÓW ODLEWNICZYCH**

Współczesne tendencje rozwojowe dotyczą poszerzenia i doskonalenia mechanizacji, a zwłaszcza automatyzacji procesów technologicznych. Koniecznością stało się przy tym uwzględnienie wymogów dotyczących: wysokiej wydajności, niskiej energochłonności oraz bezpieczeństwa pracy [4].

Szczególny rozwój automatyzacji procesów odlewniczych związany jest, podobnie jak w innych technikach wytwarzania, z rozwojem mikroelektroniki.

Oferowane obecnie maszyny i urządzenia odlewnicze z reguły wyposażone są w systemy sterowania wykorzystujące nowoczesną technikę mikroprocesorową. Dotyczy to zarówno indywidualnych maszyn, wyposażonych w sterowniki PLC, jak też złożonych systemów wymagających kompleksowej automatyzacji. Systemy typu linii wytwarzania odlewów czy linii przerobu masy używanej zawierają wiele maszyn i urządzeń połączonych środkami transportu w ciągu technologicznym. Systemy auto-

matyki cyfrowej, wykorzystywane do sterowania pracą linii, wyposażone są w bogate oprogramowanie realizujące również funkcje kontrolne, diagnostyczne i rejestrujące. Zapewniona jest również wizualizacja pracy urządzeń.

Dzięki automatyzacji procesów odlewniczych osiągnięto istotną poprawę przebiegu procesu technologicznego polegającą na osiąganiu większych dokładności wymiarowych wykonywanych form, stabilizacji właściwości masy formierskiej itp.

Obecny poziom, układów sterowania typu sekwencyjnego stosowanych w liniach odlewniczych, należy uznać za bardzo wysoki. Stosowane są już obecnie elastyczne systemy automatyzacji. Umożliwiają one szeroki zakres zmian parametrów pracy urządzeń, wchodzących w skład gniazd i linii, w zależności od zmian asortymentu wykonywanych odlewów [7].

W zakresie regulacji ciągłej procesów odlewniczych poprzez układy ze sprzężeniem zwrotnym wiele zagadnień pozostaje nadal nie rozwiązanych w sposób zadowalający. Podstawową przyczyną tego stanu jest złożoność procesów odlewniczych (np. procesu topienia, sporządzania mas), będących w sensie automatyki z reguły nieliniowymi obiektami o wielu wejściach i wyjściach, pracującymi w warunkach dużych zakłóceń. Podstawy teoretyczne powyższych procesów również nie są kompleksowo opracowane, co oczywiście utrudnia ich automatyzację.

### **3. PRZEGLĄD PODSTAWOWYCH WYBRANYCH ODLEWNICZYCH PROCESÓW TECHNOLOGICZNYCH**

Problemy mechanizacji i automatyzacji procesów odlewniczych poruszono skrótowo ograniczając się do wybranych, podstawowych procesów technologicznych. Omówiono je w kolejności zgodnie z przebiegiem procesu wytwarzania odlewów w szeroko i powszechnie stosowanej technologii wilgotnych mas formierskich z bentonitem.

#### **3.1. Przygotowanie i sporządzanie bentonitowych mas formierskich**

Proces przygotowania formierskich mas używanych, a następnie proces sporządzania tych mas (z dominującą operacją mieszania) można dziś określić jako dobrze zmechanizowany, jak też zautomatyzowany. Odnosi się to do poszczególnych maszyn i urządzeń mechanizujących te procesy, jak również do tzw. zagregowanych stacji czy też linii przygotowania i sporządzania mas.

Należy podkreślić dalszy postęp w budowie homogenizatorów i ich przemysłowych zastosowaniach. Odnosi się to również do wieloczynnościowych bębnow. W rezultacie osiąga się stąd korzyści związane ze stabilizacją wilgotności, temperatury i jednorodności używanej masy formierskiej, a także niezmienności właściwości masy oraz obniżenie kosztu procesu mieszania [2,7]. Na uwagę zasługuje również doskonała i poszerzana produkcja oraz rosnące przemysłowe zastosowania nowej generacji mieszarek, okresowego bądź ciągłego działania, charakteryzujących się tzw. dynamicznym procesem mieszania [2]. Chodzi tu o dużą intensywność mieszania połączoną z dynamicznym przewarstwianiem oraz rozluźnianiem i przewietrzaniem. Mieszarki tego rodzaju, przy relatywnie niedużych gabarytach, mogą realizować proces mieszania w sposób dynamiczny i wydajny, dając w efekcie dobre właściwości masy formierskiej.

Nowoczesne systemy sterowania procesem przerobu masy wyposażone są w liczne przetworniki mierzące takie wielkości jak: temperaturę i wilgotność masy formierskiej, natężenie jej przepływu oraz inne właściwości masy, np. gęstość pozorną. W oparciu o dokonane pomiary realizowany jest proces odświeżania masy.

### 3.2. Proces wykonywania form

Proces formowania, dominujący w procesie wytwarzania, charakteryzuje się ciągłym doskonaleniem. Widoczny jest postęp zarówno w zakresie rozwiązań maszyn formierskich, będących dziś sprawnymi wielofunkcyjnymi agregatami nierzadko w pełni zautomatyzowanymi, jak również prób wdrażania nowych zmechanizowanych metod formowania. W ostatnich latach na szczególną uwagę zasługują tzw. dynamiczne metody formowania: impulsowego i eksplozyjnego zagęszczania oraz dynamicznego prasowania [2]. Odnotować można powtarne (po dziesiątkach lat) zainteresowanie unowocześnionym procesem formowania metodą wibroprasowania [1,3,4]. Metody dynamiczne, charakteryzujące się dużymi prędkościami deformacji masy, sprzyjają uzyskiwaniu korzystnych efektów zagęszczania. Dalszemu rozwojowi podlega tzw. proces Seiatu [2,3,4], realizacja którego wiąże się z przepływem powietrza przez warstwę masy w formie z następującym po tym prasowaniem.

Ze względu na wymagania w zakresie bezpieczeństwa pracy zdecydowaną większość nowych rozwiązań maszyn należy uznać za bezpieczne [8].

Dwuetaповe zagęszczanie zwykle jest regułą zarówno przy formowaniu bezskrzynkowym jak i przy wytwarzaniu odlewów w skrzynkach [7]. W automatach do formowania bezskrzynkowego wstępny stopień zagęszczania masy formierskiej uzyskuje się metodami dmuchowymi, w tym także metodą podciśnieniową lub przez zasypywanie grawitacyjne masy do komór formowania. Ostateczne zagęszczenie uzyskuje się przez prasowanie masy pod średnimi lub wysokimi naciskami, za pomocą płyt prasujących lub płyt modelowych. Stosowany jest również sposób polegający na dwustronnym prasowaniu masy formierskiej, któremu towarzyszy jej przedmuchiwanie sprężonym powietrzem, dostarczonym za pomocą odrębnego zespołu zaworowego. Wprowadza się także podciśnieniowe zasysanie masy do komór formowania, przy czym stosuje się zawory pozwalające na dynamiczne, impulsowe obniżenie ciśnienia w przestrzeni kasety płyty modelowej i w komorach roboczych, połączonych ze zbiornikami próżniowymi.

Linie do formowania bezskrzynkowego są zazwyczaj wyposażone w automatyczne urządzenia do zalewania form oraz urządzenia obciążające formy o poziomej płaszczyźnie podziału. Pomimo dodatkowych urządzeń uzyskuje się zwartą strukturę poprzez stosowanie platform obrotowych lub liniowego, pionowo-zamkniętego układu przenośników [7].

Struktury automatycznych linii do formowania w skrzynkach są bardziej rozwinięte. Oprócz bowiem wyposażenia występującego w liniach do formowania bezskrzynkowego, dodatkowo występują urządzenia do składania form, sprawdzania ich jakości wykonania (układy luster, kamery przemysłowe i monitory telewizyjne), transportu, obciążania wypychania pakietu itd. Rytm pracy linii wyznaczają cykle pracy agregatów i automatów, a utrzymywany jest on za pomocą poziomo lub pionowo zamkniętej pętli przenośnika odlewniczego (wózkowego). Kolejne operacje, składające się na wytwarzanie form i dalej odlewów, realizowane są przez urządzenia, które umiejscowione są wewnątrz lub na zewnątrz pętli przenośnika wózkowego. Linie skrzynkowe pozwalają na automatyzację produkcji wieloasortymentowej odlewów, co gwarantuje im zachowanie przez najbliższy okres ich znaczenia i stosowania. Decydujące w tym względzie są: większa elastyczność technologiczna, szybkość przeobrażania przy zmianie asortymentu. Dzięki stosowaniu segmentowych płyt modelowych można je stosować również przy produkcji małoseryjnej. Zakres automatyzacji operacji technologicznych, realizowanych w cyklu pracy linii, został znacznie rozszerzony. Obejmuje

również zalewanie i wybijanie odlewów wraz z wymianą oprzyrządowania linii [7]. W nowoczesnych maszynach i urządzeniach odlewniczych stosowane są mikroprocesorowe systemy automatyzacji: programowalne regulatory-sterowniki oraz systemy wizualizacji, demonstrujące stan przebiegu procesów i pracy urządzeń.

### 3.3. Proces wybijania odlewów

Jest to proces uciążliwy z uwagi na towarzyszące jemu zjawiska emisji znacznej ilości ciepła, pyłu i gazów, a także hałasu. Wieloletnie próby ograniczenia powyższych zagrożeń nie przyniosły wystarczająco zadowalających wyników. Dominuje proces wybijania przy użyciu tzw. krat wibracyjnych [2], jako stosunkowo uniwersalny; pomimo postępu w zakresie jego hermetyzacji oraz odpylania - w dalszym ciągu wymaga on lepszych rozwiązań.

Poszerzył swój zakres zastosowania zmechanizowany proces mechanicznego wypychania ze skrzynek formierskich pakietu masy z odlewami. Większymi jednak możliwościami charakteryzują się pneumatyczne metody opróżniania skrzynek z ich zawartości, takie jak: wcześniejsza próżniowa oraz impulsowa wysoko- i niskociśnieniowa. Metoda impulsowa, niskociśnieniowa oraz jej mechanizacja jest pomysłem, a także opracowaniem autorów referatu, zrealizowanym w Katedrze Mechanizacji i Automatyizacji Odlewni AGH [5,6].

Korzystnym rozwiązaniem jest wyjmowanie z formy odlewów przed jej wybicciem lub wypchnięciem ze skrzynki. Wyjmowanie odlewów po ściśle określonym czasie pozwala na ograniczenie destrukcji termicznej składników masy formierskiej, zmniejszenie ilości masy zużytej oraz na uproszczone odświeżanie masy obiegowej. Przyczynia się to ograniczenia zużycia materiałów formierskich oraz zmniejszenia nakładów na materiały oraz ich obróbkę [6].

### 3.4. Procesy oczyszczania i wykańczania odlewów

Procesy te w dalszym ciągu pozostają szczególnie uciążliwe i szkodliwe dla otoczenia [2,8]. W mechanizacji procesu oczyszczania dominuje metoda strumieniowa, rzutowa, natomiast w produkcji jednostkowej i małoseryjnej średnich i dużych odlewów - metoda strumieniowa pneumatyczna [2]. Postęp dotyczy zarówno doskonalenia urządzeń jak i jakości czyszczywa, przy czym istotne są dążenia do poprawy warunków pracy obsługi i ich bezpieczeństwa.

Mechanizacja innych metod oczyszczania odlewów jest zróżnicowana i zależna od zakresu ich stosowania.

Proces tzw. wykańczania odlewów obejmuje głównie operacje związane z usuwaniem układów wlewowych i zasilających oraz wykańczaniem powierzchni odlewów [2]. Operacje te w wielu przypadkach wykonywane są ręcznie mimo zagrożeń i niskiej wydajności. Wyjątkiem jest tu jedynie szlifowanie czy obcinanie. W przypadkach postępującej mechanizacji omawianych operacji dąży się także do ich automatyzacji. Przykładem może być operacja szlifowania, zwłaszcza przy masowej produkcji odlewów. Wprowadza się komputerowe numeryczne sterowanie obrotem odlewu i ruchami wzdłużnymi tarczy szlifierskiej. Wprowadza się zdalne sterowanie szlifierkami wahliwymi przy obróbce średnich i dużych odlewów, a także telemanipulatory przy szlifowaniu. Automatyizacja wprowadzana jest także w operacjach przecinania.

Postęp i rozwój w omawianym zakresie jest jednak uwarunkowany szeregiem czynników technicznych, a zwłaszcza ekonomicznych. Z tego też powodu postęp przechodzi raczej wycinkowo i zbyt wolno.



#### 4. PODSUMOWANIE

Mechanizacja i automatyzacja wprowadzana jest w zróżnicowanym stopniu. Zakres realizacji wynika ze złożoności realizowanych procesów i specyfiki produkcji odlewów.

Wyraźny postęp w mechanizacji i automatyzacji dotyczy zwłaszcza procesów wytwarzania form i rdzeni oraz przerobu masy formierskiej. Oferowane są wysokowydajne linie z automatami formierskimi oraz zmechanizowane linie z nowoczesnymi maszynami i urządzeniami odlewniczymi, w których stosowane są mikroprocesorowe systemy automatyzacji.

Brak jest odpowiednich rozwiązań mechanizujących kompleksowo proces oczyszczania odlewów. Z tego też względu aktualne są i uzasadnione poszukiwania takiej technologii, która ograniczałaby lub wręcz eliminowałaby proces oczyszczania odlewów.

#### LITERATURA

- [1] Bast J.M., Gregoraszcuk M.: Vibropressing in the process of mechanized moulding. Zesz. Nauk. AGH. Metalurgy and Foundry Engineering. Vol 21, Nr 1, str. 49, 1996.
- [2] Gregoraszcuk M.: Maszynoznawstwo odlewnicze. Wyd. AGH, Kraków 1994.
- [3] Gregoraszcuk M.: Modern methods of mould production. Economics and Ecology of Foundry Productionn. '96. 3th International Engineering Fair, Nitra - Slovakia, str. 48, 1996.
- [4] Gregoraszcuk M.: Nowoczesne rozwiązania w mechanizacji formowania. I Krajowa Konferencja Naukowa, Materiałoznawstwo - Odlewnictwo - Jakość. Polit. Krakowska, str. 25, Kraków 1977.
- [5] Gregoraszcuk M., Smyksy K., Fedoryszyn A.: Vibivka litiejnych form impulsom niskogodavlenija. Litiejnoje Proizvodstvo, nr 4, str. 22, 1996.
- [6] Gregoraszcuk M., Smyksy K., Fedoryszyn A i in.: Badanie i analiza procesu pneumatycznego wybijania. Projekt badawczy nr 7 S202 012 05, KBN, Kraków 1995.
- [7] Praca zbiorowa: Zebranie danych o światowych tendencjach w zakresie rozwoju technologii odlewniczych z uwzględnieniem problematyki ochrony środowiska. Temat II: Maszyny i Mechanizacja Procesów Odlewniczych, Część II: Maszyny i urządzenia do wytwarzania form i rdzeni odlewniczych. Wyposażenie gniazd i linii formierskich. Urządzenia do wybijania odlewów. Praca naukowo-badawcza AGH w ramach projektu zamawianego KBN, realizowanego przez Instytut Odlewnictwa, Kraków, 1995-96.
- [8] Smyksy K., Gregoraszcuk M., Fedoryszyn A.: Ocena wybranych maszyn odlewniczych w aspekcie emisji hałasu. Materiały I Międzynarodowej Konferencji "Research-Development-Production in Foundry", Slovakia, Koszyce 1998 ( w druku).

### THE REVIEW OF CURRENT PROBLEMS OF SOME FOUNDRY PROCESSES MECHANIZATION AND AUTOMATIZATION

#### Summary

Some aspects of mechanization and automatisatation of chosen foundry processes have been described. The authors pay special attention to the role of mechanization and automatization of foundry process for improvement both castings quality and industrial safety. He described problems mainly have been concerned with green sand technology. Some remarks about the present situation of polish foundries in mentioned area have been given.



## OCENA METODY SFEROIDYZOWANIA ŻELIWA PRZY WYKORZYSTANIU PRZEWODU ELASTYCZNEGO

Edward Guzik, Michał Porębski

Wydział Odlewnictwa Akademii Górniczo-Hutniczej,  
ul. W. Reymonta 23, 30-059 Kraków

W pracy przedstawiono metodę zabiegu sferoidyzowania żeliwa przy użyciu specjalnego przewodu elastycznego (tzw. metoda „drutowa”). Technikę tę zastosowano dla żeliwa wytapianego w żeliwiaku. Ustalono zużycie tego przewodu w zależności od zawartości siarki w żeliwie wyjściowym i masy sferoidyzowanego żeliwa. Omawianą metodę przewodu elastycznego można z powodzeniem wykorzystać w wielu krajowych odlewniach.

### 1. WPROWADZENIE

Żeliwo wysokojakościowe, którego właściwości kształtuje rodzaj eutektyki grafitowej z wydzieleniami grafitu kulkowego bądź wermikularnego (z ang. grafit „robaczkowy”), znajduje w kraju coraz szersze zastosowanie na różnego rodzaju części maszyn i urządzeń. Udział produkcji żeliwa sferoidalnego w ogólnej produkcji odlewów ze stopów żelaza jest obecnie traktowany jako niewątpliwy wskaźnik nowoczesności przemysłu odlewniczego w danym kraju. Ponadto, wytwarzanie wielu różnego rodzaju elementów finalnych z tego gatunku żeliwa, przyczynia się do unowocześnienia różnych gałęzi przemysłu maszynowego. W krajach wysoko uprzemysłowionych, produkcja odlewów z żeliwa sferoidalnego w stosunku do innych gatunków żeliwa z wydzieleniami grafitu płatkowego jest dość znaczna, co pokazują dane zestawione w tabeli 1 [1,2], w której dla celów porównawczych podano także wielkości produkcji odlewów ze staliwa i stopów metali nieżelaznych. Wielkość produkcji żeliwa sferoidalnego w kraju szacuje się w roku 1996 na poziomie 96 tysięcy ton [3].

W takich krajach, jak np. Francja, USA, RFN czy Chiny, stosunek produkcji odlewów z żeliwa sferoidalnego do ogólnej masy produkowanego żeliwa wynosi odpowiednio: 47,2; 37,8; 32,0; 14,8 %, natomiast w Polsce i we Wspólnocie Niepodległych

Państw wskaźnik ten jest niekorzystny i wynosi odpowiednio: 9,6 i 3,3 %. Udział odlewów z żeliwa sferoidalnego w przemyśle krajowym wykazuje jednak od kilku lat tendencję wzrostową i już np. w roku 1997 szacuje się tę produkcję na poziomie około 120 tys. [4].

Tabela 1. Produkcja odlewów w świecie w 1995 roku [1] oraz w latach 1993-94 [2], tys. ton

Kraj	Żeliwo				Staliwo
	szare	sferoidalne	ciągliwe	razem	
Polska	625	70	30	725	78
	584*	59*	28*	673*	71*
	563**	52**	28**	643**	67**
Francja	961*	869*	10*	1.840*	136*
RFN	2.174	1.062	77	3.313	184
Chiny	7.303	1.341	422	9.066	1.610
W.N.P.	8.240	305	800	9.345	960
USA	5.831	3.691	234	9.756	1.290
Polska 1972 rok	1.690	24	69	1.783	312

Oznaczenie: \* - produkcja w roku 1994, \*\* - produkcja w roku 1993

## 2. SPOSÓB SFEROIDYZOWANIA ŻELIWA PRZY UŻYCIU PRZEWODU ELASTYCZNEGO

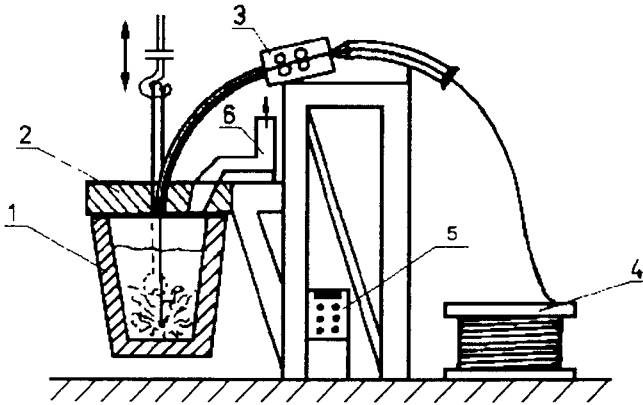
Wytopy przeprowadzono w Odlewni FAP-ZETKAMA, gdzie metal wytapia się w żeliwiaku o średnicy 800 mm pracującym z zastosowaniem dmuchu, podgrzanego do temperatury 250÷350 °C i wzbogaconym w tlen (instalacja tlenu firmy LINDE - GAZ). O ile w czasie topienia żeliwa w piecach indukcyjnych można zapewnić (przy odpowiednio dobranych materiałach wsadowych, m.in. surówka typu JAK) małą zawartość siarki, to jej znaczne zwiększenie występuje podczas procesu żeliwiakowego (siarka pochodząca z koksu), co przy zastosowaniu klasycznych metod sferoidyzacji, praktycznie utrudnia prowadzenie zabiegu sferoidyzowania żeliwa. Stąd też dla potrzeb tej odlewni zaadaptowano metodę przewodu elastycznego, jako optymalną i wyczerpującą aspekty ekonomiczne oraz bhp. Schemat zainstalowanego urządzenia do zabiegu sferoidyzowania pokazano na rysunku 1. Przy pomocy dozownika (3) (tzw. podajnik rolkowy) wprowadzano do kadzi smukłej z ciekłym żeliwem wymagany odcinek przewodu elastycznego sferoidyzującego (typu INFORM-MAG o średnicy 13 mm produkcji SKW Trostberg), pobieranego ze specjalnej „szpuli”(4). Długość wprowadzanego przewodu sferoidyzującego, w zależności od masy ciekłego żeliwa i zawartości siarki, obliczano z zależności [5-7]:

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

gdzie:

$\Delta S = S_1 - S_2$  - zawartość siarki w żeliwie odpowiednio przed i po wprowadzeniu Mg, %,

- $Mg_{kr}$  - minimalna zawartość Mg, jaka ma pozostać w żeliwie (tzw. „krytyczna zawartość Mg”), %,  
 $m_z$  - masa sferoidyzowanego żeliwa w kadzi, kg,  
 $Mg_p$  - ilość magnezu w 1 m przewodu sferoidyzującego (w naszym przypadku zawartość Mg = 47 g/m),  
 0,76 - współczynnik wynikający z przeliczenia mas atomowych siarki i magnezu,  
 $Mg_{uzysk}$  - uzysk magnezu (stały wynoszący 40 %).



Rys.1 Ogólny schemat stanowiska do zabiegu sferoidyzowania żeliwa metodą przewodu elastycznego; 1 - kadź z ciekłym metalem, 2 - ogniotrwała pokrywa, 3 - podajnik rolkowy, 4 - „szpula” z elastycznym przewodem sferoidyzującym, 5 - elektroniczny pulpit sterowniczy, 6 - odciąg gazów

Po wprowadzeniu do ciekłego żeliwa wymaganej zawartości Mg, kadź transportowano na specjalne stanowisko i w czasie przelewania metalu do kadzi rozlewniczych wprowadzano modyfikator grafityzujący typu SB-5 (2 % Ba; 1,5 % Al; 1% Ca; Si i Fe - reszta), a następnie odlewano wlewki wytrzymałościowe typu „U”. Istotnym elementem procesu sferoidyzowania żeliwa przy wykorzystaniu przewodu elastycznego jest odpowiednia prędkość wprowadzenia odcinka przewodu do ciekłego metalu w kadzi i w rozpatrywanym przypadku wynosiła ona 0,28 m/s.

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Wyniki badań właściwości mechanicznych: wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$ , wydłużenia  $A_5$  i twardości HB z 18 wytopów żeliwa po zabiegu sferoidyzowania i modyfikowania przedstawiono w tabeli 2.

W początkowym okresie badań otrzymano grafit kulkowy nieregularny Gf8 i regularny Gf9, natomiast w strukturze żeliwa z 5 ostatnich wytopów uzyskano jedynie grafit regularny. W pierwszych wytopach z uwagi na zwiększoną zawartość Mn (0,2÷0,4 %) otrzymano żeliwo sferoidalne charakteryzujące się niskimi wartościami wydłużenia  $A_5$ . Zmniejszenie zawartości Mn w żeliwie do poziomu 0,15 % (przy zapewnieniu 2,5÷2,7 % Si) powoduje stopniowe zwiększanie udziału ferrytu w osnowie metalowej (do ok. 90 %), a tym samym zapewnienie wydłużenia  $A_5$  w zakresie 16÷25 %, przy wartościach  $R_m$  na poziomie 500 MPa i twardości 160÷180 jednostek HB.

Tabela 2. Wyniki badań mechanicznych

Nr wytupu	Wytrzymałość na rozciąganie $R_m$ , MPa	Wydłużenie $A_5$ , %	Twardość HB
1	530	6	197
2	532	10	183
3	590	6	205
4	640	11	187
5	550	12	179
6	545	10	178
7	538	11,4	183
8	543	10,5	179
9	650	8,4	156
10	571	13,5	183
11	680	10	230
12	577	18,5	178
13	558	15,7	176
14	525	25,7	163
15	532	24,2	170
16	525	18,5	160
17	548	19,5	179
18	512	23,5	164

Przeprowadzona próba udarności w obniżonej temperaturze wykazała, że próbki żeliwa zawierającego ok. 2,4 % Si, o osnowie ferrytycznej, umożliwiają otrzymanie wymaganych wartości udarności  $KU = 13,4$  J, które przy odpowiedniej wartości  $R_m$  i  $A_5$  pozwalają zaklasyfikować to żeliwo sferoidalne jako gatunek 400-18L.

#### 4. ANALIZA METODY PRZEWODU ELASTYCZNEGO W ODNIESIENIU DO INNYCH TECHNIK SFEROIDYZOWANIA ŻELIWA

Proces otrzymywania żeliwa sferoidalnego i żeliwa z wykorzystaniem Mg lub jego stopów, a w tym zawartego w przewodzie elastycznym, tzw. „metoda drutowa” (ang. Cored Wired Injection Method), składa się z wielu działań metalurgicznych. W przypadku wytapiania żeliwa w żeliwiaku niezbędne staje się na ogół przeprowadzenie odsiarczania ciekłego metalu, gdyż siarka (pochodząca z koksu) intensywnie reaguje z magnezem zwiększając jego zużycie. Proces ten jest zbędny przy wykorzystaniu do topienia metalu pieca elektrycznego. Wprowadzanie Mg lub jego stopów 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 [8]:

- a) wprowadzanie za pomocą dzwonów wykonanych z różnych materiałów (z blachy stalowej, z materiałów szamotowo-grafitowych, z grafitu);
- b) zalewanie na dnie kadzi (zaprawa jest umieszczana w odpowiednim zagłębieniu w dnie kadzi, z jej odmianami SANDWICH, TRIGGER, TUNDISH, z wykorzystaniem koksu nasyconego magnezem),
- c) wprowadzanie prętów z elektronu (stopów Mg-Al), do kadzi uszczelnionych,
- d) wprowadzanie w kadzi konwertorowej (firmy G. Fischer) technicznie czystego Mg,
- e) wprowadzanie do kadzi umieszczonej w autoklawie ciśnieniowym,
- f) wdmuchiwanie w strumieniu gazu nośnego do kąpieli w kadzi z wkładką porowatą w dnie (metoda OSMOSE),
- g) metody inne, specjalne, np. FLOTRET i IMCONOD (z wykorzystaniem specjalnych konstrukcji rynien spustowych) oraz INMOLD (sferoidyzowanie w formie).

Dążenie do wyeliminowania szkodliwych zjawisk, obserwowanych przy wprowadzeniu do metalu Mg, a także zwiększenia efektywności zabiegu sferoidyzowania było, jak i zapewne w przyszłości będzie przyczyną rozwijania nowych technik wprowadzania tego pierwiastka do żeliwa. Do nowoczesnych metod sferoidyzowania, rozwijanych obecnie za granicą (która jest już wdrożona w kraju; w Odlewni FAP „ZETKAMA” - Kłodzko, GZUT - Gliwice, KRAKODLEW S.A. - Kraków), zaliczamy metodę przewodu elastycznego, którą w niniejszej pracy oznaczono umownie jako metoda PE.

Z analizy 14 różnych czynników wpływających na skuteczność poszczególnych metod sferoidyzowania pokazanych w tabeli 3 wynika, że technika INMOLD jest najskuteczniejsza, lecz ciekły metal musi być wytapiany w piecu elektrycznym (ograniczenia siarki w metalu do 0,01 %). Na drugim miejscu plasuje się metoda, przy której wykorzystano sferoidyzujący przewód elastyczny, tj. rurkę stalową wypełnioną odpowiednim reagentem, przy czym jest ona już bardziej uniwersalna, gdyż żeliwo może być wytapiane w dowolnej jednostce topiącej, np. w żeliwiaku [9]. Przewód elastyczny sferoidyzujący wprowadzany jest do ciekłego żeliwa stopniowo (z określoną prędkością), przy użyciu specjalnego dozownika (podajnik rolkowy). Dzięki temu występuje nieznaczny efekt pirotechniczny (małe „wypryski metalu”), stosunkowo duży uzysk magnezu oraz stwarza się możliwość automatyzacji procesu. Tego rodzaju zabieg sferoidyzowania żeliwa jest korzystny dla środowiska, gdyż powstające wydzielenia mogą być łatwo kontrolowane i odpowiednio odciągane. Metoda ta jest coraz częściej wykorzystywana za granicą do wytwarzania odlewów z żeliwa sferoidalnego.

Reasumując wyniki badań zastosowania przewodu elastycznego do zabiegu sferoidyzowania można wskazać, że metoda ta pozwala uzyskać z metalu wytopionego z żeliwiaka bądź z pieca elektrycznego żeliwo sferoidalne o wydzieleniach regularnego grafitu kulkowego. Sterowanie zawartością Mn, przy odpowiednim poziomie krzemu, pozwala uzyskać żeliwo zawierające do 90 % ferrytu w osnowie struktury, a regulując zawartością krzemu można uzyskać wymaganą udarność w obniżonej temperaturze (-20 °C), dla żeliwa gatunku 400-18L. Tego rodzaju zabieg sferoidyzowania gwarantuje stabilność całego procesu wyrażona powtarzalnością wyników w odniesieniu do wartości  $R_m$  i  $A_5$ , a stosowne obliczenia [9-11] wykazały, że koszt wytwarzania tego rodzaju żeliwa jest zbliżony w porównaniu do wykorzystywanych zapraw sferoidyzujących. Metoda sferoidyzowania żeliwa przy wykorzystaniu przewodu elastycznego lansowana np. przez firmę SKW Giesserei - Technik GmbH Trostberg jest optymalna

i wyczerpująca aspekty ekonomiczne oraz wymagania bhp. W ostatnim okresie obserwuje się wyraźny rozwój tej techniki sferoidyzowania w odlewniach niemieckich [12], czego przykładem jest wytwarzana wielkość produkcji na poziomie około 18 % ogółu masy produkowanych odlewów z tego rodzaju żeliwa, w stosunku do innych stosowanych metod sferoidyzowania żeliwa.

Tabela 3. Czynniki wpływające na skuteczność poszczególnych metod sferoidyzowania

Lp.	Czynnik (kryterium)	Metoda sferoidyzacji								
		A	B	C	D	E	F	G	H	I
1.	Wydzielanie się par magnezu	4	3	2	3	3	1	3	1	2
2.	Mała rozpuszczalność	4	4	4	4	4	2	3	0	0
3.	Powinowactwo z siarką	2	2	2	1	2	3	0	4	1
4.	Powinowactwo z tlenem	4	4	3	2	3	2	1	0	2
5.	Stopień zaniku efektu	4	4	3	4	4	3	2	0	3
6.	Sklonność do zabielen	3	3	3	3	3	2	4	0	2
7.	Koszt sferoidyzatora	4	4	3	3	4	4	1	2	3
8.	Uzysk Mg	4	4	3	3	3	3	2	1	2
9.	Wymagany stopień odsiarczenia	2	2	2	2	2	3	0	4	2
10.	Elastyczność zabiegu	1	1	4	3	3	4	4	2	1
11.	Koszty modyfikowania wtórnego	3	3	3	3	3	4	4	0	2
12.	Instalacja zabiegowa: Koszty inwestycji	0	0	2	3	4	4	4	1	3
13.	Instalacja zabiegowa: Koszty produkcji	2	2	3	4	4	4	4	0	1
14.	Wymagane przegrzanie żeliwa	3	3	3	4	4	3	3	1	3
Razem		40	39	40	42	46	42	35	16	27

Oznaczenia do tabeli:

- 0 - ocena najlepsza,
- 4 - ocena najgorsza,
- A - kadź otwarta,
- B - metoda „Sandwich”,
- C - metoda Tundish,
- D - metoda dzwonowa,
- E - metoda przedmuchiwania przez porowaty korek,
- F - metoda FLOTRET,
- G - metoda konwertorowa,
- H - metoda Inmold,
- I - metoda sferoidyzującego przewodu elastycznego (tzw. metoda „drutowa”) - ocena własna.



**LITERATURA**

- [1] 29 Census of World Casting Production, 1994. Modern Casting. Dec., s.24, 1995.
- [2] 30 Census of World Casting Production, 1995. Modern Casting. Dec., s.30, 1996.
- [3] 31 Census of World Casting Production, 1996. Modern Casting. Dec., s.40, 1997.
- [4] Ankietyzacja krajowych odlewni. Katedra Odlewnictwa Żeliwa - Wydział Odlewnictwa AGH Kraków 1997 (nie publikowane).
- [5] Katalog firmowy SKW Giesserei - Technik GMBH Trostberg.
- [6] Cairns R.: The manufacture of ductile iron from „high sulphur” cupola iron using magnesium cored wire technology. The Foundryman, vol. 9, s.272, 1992.
- [7] Rotella J., Mickelson R.: Using cored wire in the production of ductile iron. Transactions of the American Foundrymen's Society, vol. 99, s. 519, 1991.
- [8] Guzik E., Podrzucki C.: Nowoczesne metody obróbki uszlachetniającej ciekłego żeliwa. III Seminarium-Szczyrk 3-4, 12, ref. 10, s. 10.1, 1996.
- [9] Guzik E.: Ogólna ocena metod sferoidyzowania żeliwa. Krzepnięcie metali i stopów PAN, Oddział Katowice, nr 26, s. 149, 1996.
- [10] Guzik E., Aslanowicz M., Kluk R.:Zabieg sferoidyzowania żeliwa przy użyciu przewodu elastycznego. Krzepnięcie metali i stopów PAN, Oddział Katowice, nr 22, s. 76-81, 1995.
- [11] Guzik E.: Techniki sferoidyzowania i wermikularyzowania żeliwa. I Sympozjum Naukowo -Techniczne n.t. Wybrane zagadnienia wytwarzania odlewów z żeliwa wysoko- jakościowego, Kraków, s. 14, 20-21.05.1997.
- [12] Sugden H., Missol D., Best K.J.: Direct conversion of cupola melted iron to ductile iron using cored wire. International Conference PCIRA, York - England, ref. 17, s. 17.1, 1996.

**EVALUATION OF THE METHOD USING CORED WIRED  
IN THE PRODUCTION OF NODULAR CAST IRON****Summary**

The paper describes the results of using a Mg alloy in cored wire injection method for the production of nodular cast iron. The injection of Mg cored wire is a treatment method which can be used to process (high sulphur) cupola iron held in ladles. Results of calculation and experiments show the amount of wire to be injected based on initial sulphur levels. It was stated that the cost of cored wire process (for nodular cast iron) is less than for magnesium - master alloys. It is believed that cored wire also has potential applications in other foundries.



## **PROCES ODTLENIANIA I ODGAZOWANIA STALIWA WĘGLOWEGO W PIECU INDUKCYJNO-PLAZMOWYM**

Andrzej Modrzyński

Politechnika Poznańska, Instytut Technologii Materiałów, Zakład Odlewnictwa,  
ul. Piotrowo 3, 61-138 Poznań

Zainstalowanie w pokrywie pieca indukcyjnego dodatkowego źródła ciepła w postaci plazmotronu łukowego prądu stałego i stosowanie do generacji plazmy argonu o wysokim stopniu czystości prowadzi do istotnych zmian w układzie metalurgicznym tego agregatu.

W piecu indukcyjno-plazmowym możliwa jest realizacja procesu odtleniania staliwa węglem rozpuszczonym w metalu, a skuteczność procesu degazacji istotnie wzrasta.

### **1. WPROWADZENIE**

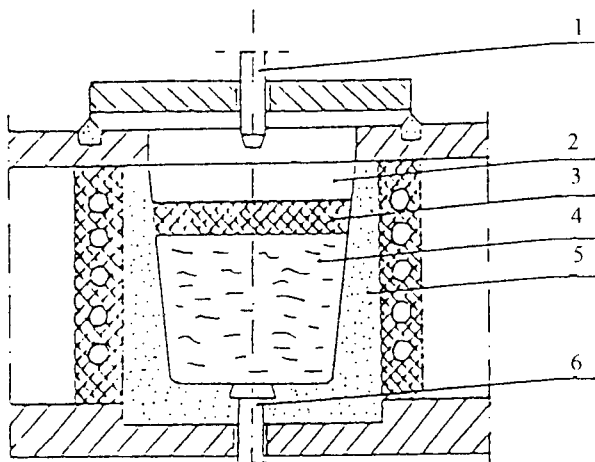
Swobodne kształtowanie składu chemicznego fazy gazowej (poprzez dobór rodzaju i czystość gazu plazmotwórczego) umożliwia wytworzenie w piecu indukcyjno-plazmowym warunków sprzyjających procesowi degazacji wytapianego staliwa. Zastosowanie jako gazu plazmotwórczego argonu o wysokim stopniu czystości pozwala na realizację procesu odtleniania, odwodorowania i odazotowania.

Analizę zjawisk związanych z procesem degazacji przeprowadzono dla układu metalurgicznego przedstawionego na rysunku 1.

Przed przystąpieniem do analizy procesu degazacji poczyniono pewne założenia opisujące rzeczywiste warunki panujące w piecu indukcyjno-plazmowym, a mianowicie:

- wytapianie staliwa odbywa się w tyglu ceramicznym,
- piec ten jest piecem hermetycznym (tzn. nie można w nim wytworzyć znacznego podciśnienia lub nadciśnienia),
- uszczelnienie pieca typu „piaskowego” pozwala na prowadzenie procesu topienia i rafinacji przy ciśnieniu ok. 0,1 MPa (możliwe jest tylko minimalne nadciśnienie rzędu kilku Pa),
- stały przepływ gazu plazmotwórczego powoduje usuwanie gazowych produktów reakcji z wnętrza pieca,

- dzięki oczyszczaniu gazu plazmotwórczego (argonu) zawartość w nim tlenu, wodoru i azotu jest ograniczona do minimum (czystość gazu – powyżej 99,999 % obj. Ar).



Rys. 1. Układ metalurgiczny pieca indukcyjno-plazmowego:

1 - palnik plazmowy, 2 - atmosfera pieca (faza gazowa), 3 - faza żużlowa, 4 - ciekły metal, 5 - tygiel ogniotrwały, 6 - elektroda zewnętrzna (anoda)

W poniższych rozważaniach teoretycznych założono brak zjawiska heterogenicznego zarodkowania pęcherzy  $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$  i  $\text{N}_2$  w rafinowanym metalu oraz żużla na powierzchni metalu.

## 2. ODTLENIANIE

Podstawową rolę w procesie odtleniania spełnia reakcja odtleniania stali węglem w postaci :



która może przebiegać :

- na drodze heterogenicznego zarodkowania pęcherzyków  $\text{CO}$ ,
- poprzez dyfuzję  $\text{CO}$  z warstwy powierzchniowej.

Według Krausa [1] proces odtleniania staliwa węglem na drodze zarodkowania heterogenicznego pęcherzy  $\text{CO}$  ustaje, gdy :

$$p_{\text{CO}} < p_A + 2\sqrt{\sigma \cdot \rho_m \cdot g} \quad (2)$$

gdzie :

- $p_{\text{CO}}$  - ciśnienie cząstkowe  $\text{CO}$ ,
- $p_A$  - ciśnienie fazy gazowej nad ciekłym metalem,
- $\sigma$  - napięcie powierzchniowe,
- $\rho_m$  - gęstość metalu,
- $g$  - przyspieszenie ziemskie.

Od tego momentu proces odtleniania stali węglem przebiega przez dyfuzję  $\text{CO}$  z warstwy powierzchniowej.

Zmiany stężenia tlenu i węgla podczas odtleniania powierzchniowego można opisać układem równań różniczkowych podanym przez Mamro [2] :

$$\frac{d[O]}{d\tau} = \beta_{[O]} \frac{F}{V} \{ [O]_p - [O] \} \quad (3)$$

$$\frac{d[C]}{d\tau} = \beta_{[C]} \frac{F}{V} \{ [C]_p - [C] \} \quad (3a)$$

gdzie :

- $\beta_{[O]}$  i  $\beta_{[C]}$  - współczynniki przenoszenia odpowiednio tlenu i węgla, cm/s,
- F - powierzchnia podziału metal-faza gazowa, cm<sup>2</sup>,
- V - objętość ciekłego metalu, cm<sup>3</sup>,
- $[O]_p$  i  $[C]_p$  - stężenie odpowiednio tlenu i węgla na powierzchni podziału będące w równowadze z fazą gazową.

Przyjmując dodatkowo, że początkowe stężenie węgla i tlenu wynosi  $[O]_0$  i  $[C]_0$ , to dla stali średnio- i wysokowęglowych, dla których:

$$[C]_0 \gg [O]_0 \quad \text{ i } \quad [C]_p \cong [C]_0$$

można napisać, że:

$$[O]_p = \frac{p_{CO}}{K_C [C]_0} \quad (4)$$

gdzie:

- $[O]_p$  - jak we wzorze (3),
- $K_C$  - stała równowagi reakcji  $[C] + [O] = \{CO\}$ ,
- $p_{CO}$  - ciśnienie cząstkowe CO w atmosferze pieca,
- $[C]_0$  - początkowe stężenie węgla.

Całkując równanie (3) w granicach

$$\begin{aligned} \tau = 0 & \quad [O] = [O]_0 \\ \tau = t & \quad [O] = [O]_t \end{aligned}$$

otrzymamy :

$$\ln \frac{[O]_p - [O]_t}{[O]_p - [O]_0} = \beta_{[O]} \frac{F}{V} \cdot t = k_{[O]} \cdot t \quad (5)$$

gdzie :

- t - czas,
- $k_{[O]}$  - ogólny efektywny współczynnik transportu tlenu, 1/s,
- $\beta_{[O]}$  - współczynnik transportu tlenu, cm/s.

W przypadku stosowania do generacji plazmy argonu o wysokim stopniu czystości, oraz uwzględniając dodatkowo fakt ciągłej wymiany atmosfery we wnętrzu pieca w pierwszym przybliżeniu można przyjąć, że:

$$[O]_p \rightarrow 0$$

i wtedy równanie (5) przyjmuje postać :

$$\ln \frac{[O]_0}{[O]_t} = \beta_{[O]} \frac{F}{V} \cdot t = k_{[O]} \cdot t \quad (6)$$

Przyjmując stałość stosunku  $F/V$  (brak gotowania) wartość współczynnika  $k_{[O]}$  i  $\beta_{[O]}$  można wyznaczyć z zależności podanej przez Machlina [3] dla modelu penetracyjnego wymiany masy w postaci :

$$k_{[O]} = \frac{F}{V} \cdot \beta_{[O]} = 2 \left[ \frac{2D_{[O]}V}{\pi \cdot r} \right]^{\frac{1}{2}} \cdot \frac{F}{V} = 2 \left[ \frac{2 \cdot D_{[O]} \cdot V}{\pi \cdot r \cdot h_M^2} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (7)$$

gdzie :

- $D_{[O]}$  - współczynnik dyfuzji tlenu w ciekłej stali,
- $r$  - promień tygła pieca indukcyjnego,
- $v$  - prędkość ruchu metalu w warstwie granicznej,
- $h_M$  - głębokość ciekłego metalu w tyglu.

Po przyjęciu dla stali w temperaturze  $T = 1600$  °C wartości  $D_{[O]} = 1,32 \cdot 10^{-4}$  cm<sup>2</sup>/s [4] i stosunku  $h_M/2r = 1,5$ , z zależności (7) można wyznaczyć wartość  $K_O$  i  $\beta_O$  dla  $r = 10$  cm i  $V = 20$  cm<sup>3</sup>/s. Obliczenia prowadzą do uzyskania wartości :

$$K_O = 8,66 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}; \quad \beta_O = 2,5 \cdot 10^{-2} \text{ cm/s}$$

W procesie wytapienia staliwa w piecu indukcyjno-plazmowym, który jest realizowany w ceramicznym tyglu, należy uwzględnić fakt, że w sposób ciągły zachodzi proces prowadzący do ustalania się równowagi między zawartością tlenu w ciekłym metalu, a zawartością tlenu występującego w stanie związanym (tlenków w materiale ceramicznym tygla). Przy niskiej zawartości tlenu w topionym lub rafinowanym metalu (w zakresie temperatury ok. 1600 °C) można zaobserwować zjawisko przechodzenia tlenu powstałego z rozkładu tlenków wchodzących w skład wykładziny ogniortwalej pieca do ciekłego metalu i podwyższenia zawartości tego gazu w topionym metalu [5,6].

### 3. ODWODOROWANIE I ODAZOTOWANIE

Wydzielenie się wodoru i azotu z ciekłej stali poprzez dyfuzję obserwujemy w przypadku, gdy nie jest możliwe zarodkowanie heterogeniczne. Ponieważ rozdzielnie szybkości procesu przenoszenia gazu w ciekłym metalu i procesu desorpcji jest utrudnione, to proces desorpcji gazów można opisać ogólną zależnością wynikającą z prawa Ficka w postaci :

$$\frac{dn_i}{d\tau} = k_{[G]} F (a_{[G]} - a_{[G]^\uparrow}) \quad (8)$$

gdzie :

- $n_i$  - ilość moli gazu G,
- $\tau$  - czas przenoszenia,
- $F$  - powierzchnia swobodna cieczy,
- $a_{[O]}$  - aktywność gazu G w obszarze cieczy,
- $a_{[O]^\uparrow}$  - stężenie gazu G na granicy faz równe jego aktywności, w równowadze z fazą gazową.

Machlin [3] wykorzystując założenia modelu penetracyjnego podał zależność na zmianę stężenia składnika G w czasie  $d\tau$  dla warunków indukcyjnego mieszania ciekłego metalu w tyglu w postaci :

$$\frac{dG}{d\tau} = 2 \left[ \frac{2D_{[G]}v}{\pi \cdot r \cdot h_M^2} \right]^{\frac{1}{2}} (G_r - G) = k_G (G_r - G) = \beta_G \frac{F}{V} (G_r - G) \quad (9)$$

gdzie :

- $\frac{dG}{d\tau}$  - zmiana stężenia składnika G w czasie,  
 $r$  - promień tygla pieca indukcyjnego,  
 $v$  - prędkość metalu w warstwie granicznej,  
 $h_M$  - głębokość ciekłego metalu w tyglu,  
 $F$  - powierzchnia kontaktu ciekłego metalu z fazą gazową,  
 $V$  - objętość ciekłego metalu w tyglu,  
 $\beta_G$  - współczynnik przenoszenia składnika G w ciekłym metalu,  
 $k_G$  - ogólny efektywny współczynnik przenoszenia składnika G w ciekłym metalu,  
 $G_r$  - stężenie składnika G w równowadze z fazą gazową,  
 $G$  - bieżące stężenie składnika G w objętości ciekłego metalu (pod warstwą graniczną) w chwili  $\tau$ ,  
 $D_{[G]}$  - współczynnik dyfuzji składnika G w ciekłym metalu.

Wykorzystując powyższy wzór (9) do oceny odgazowania wytapianego staliwa w warunkach pracy pieca indukcyjno-plazmowego, przy stosowaniu do generacji plazmy argonu o wysokim stopniu czystości i mając na względzie ciągłą wymianę atmosfery gazowej w tym piecu, można w pierwszym przybliżeniu przyjąć, że:

$$\text{gdy } p_G \rightarrow 0 \text{ to } G_r \rightarrow 0$$

Dla tego przypadku równanie (9) przyjmuje postać :

$$\frac{dG}{d\tau} = -k_G G \quad (10)$$

Zakładając stałość stosunku  $F/V$  i całkując równanie (10) w granicach

$$\tau = 0 \quad G = [G]_0$$

$$\tau = t \quad G = [G]_t$$

uzyskamy :

$$\ln \frac{[G]_t}{[G]_0} = -k_{[G]} \cdot t \quad (11)$$

Charakterystyczne równania opisujące proces usuwania wodoru i azotu z rafinowanego metalu przyjmują wtedy postać :

$$\ln \frac{[H]_t}{[H]_0} = -k_{[H]} \cdot t \quad (12)$$

$$\ln \frac{[N]_t}{[N]_0} = -k_{[N]} \cdot t \quad (13)$$

Przyjmując  $D_{[H]} = 1,5 \cdot 10^{-3} \text{ cm}^2/\text{s}$  [7] i  $D_{[N]} = 9,2 \cdot 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}$  [8], oraz  $r = 10 \text{ cm}$ ,  $h_M/2r = 1,5$ ,  $v = 20 \text{ cm/s}$  można z wzoru (9) dla staliwa w  $T = 1600 \text{ }^\circ\text{C}$  wyznaczyć wartości  $\beta_{[H]}$  oraz  $\beta_{[N]}$ . Wynoszą one odpowiednio :

$$\beta_{[H]} = 0,087 \text{ cm/s} \quad \beta_{[N]} = 0,022 \text{ cm/s}$$

$$K_{[H]} = 29 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s} \quad K_{[N]} = 7,13 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}$$

Na obniżenie wartości tych współczynników może wpływać zawartość w stali pierwiastków powierzchniowo aktywnych (O, S) i proces parowania niektórych pierwiastków (np. Mn) [10].

#### 4. WYNIKI BADAŃ EKSPERYMENTALNYCH

Badania eksperymentalne przeprowadzone w laboratoryjnym piecu indukcyjno-plazmowym o pojemności 50 kg, wyposażonym w plazmotron łukowy prądu stałego zamocowany w pokrywie pieca, pozwoliły na wyznaczenie wartości wstępnie oszacowanych na drodze obliczeń teoretycznych wartości współczynników  $\beta_O$ ,  $\beta_H$  i  $\beta_N$  [11].

W tabeli 1 podano wartość tych współczynników dla następujących parametrów pracy pieca:

$$\begin{aligned} \frac{F}{V} &= 0,033 \text{ 1/cm,} \\ r &= 7,5 \text{ cm,} \\ h_M &= 30 \text{ cm,} \\ T &= 1853 \text{ K,} \\ t &= 1200 \text{ s, czas rafinacji [11].} \end{aligned}$$

Tabela 1. Wyniki badań eksperymentalnych [11]

Stop	Gaz roboczy	Wartość współczynnika transportu masy, cm/s		
		$\beta_O$	$\beta_H$	$\beta_N$
Staliwo węglowe	Ar	$0,95 \cdot 10^{-2}$	$1,02 \cdot 10^{-2}$	$0,8 \cdot 10^{-2}$

#### 5. WNIOSKI

Porównanie wartości współczynników  $\beta$  uzyskanych w wyniku obliczeń teoretycznych i badań eksperymentalnych pozwala na wysnucie następujących wniosków:

- 1) wytapianie staliwa w ceramicznym tyglu prowadzi do zmniejszenia wartości współczynnika  $\beta_{[O]}$  (wpływ przechodzenia tlenu z tlenków tygla ogniotrwałego do metalu),
- 2) zawartość w staliwie pierwiastków powierzchniowo aktywnych (O, S) oraz zjawisko parowania niektórych składników staliwa (np. Mn) wpływa na obniżenie wartości  $\beta_{[H]}$  i  $\beta_{[N]}$ .



**LITERATURA**

- [1] Kraus T.: Metal Confer. - Amer. Vac. Soc., Trans. Vacuum, Boston 1963.
- [2] Mamro K.: Odtlenie stali, Wyd. Śląsk, Katowice 1976 .
- [3] Machlin E.S.: Trans. Metallurgy. Soc. AIME, v. 218 N° 4, s. 314-326,1960.
- [4] Nowochwackij I.A., Jerszow G.S., Izw. AN SSSR, Mietałły, N° 2, s. 43,1967.
- [5] Suzuki M., Mori K.J.: Iron and Steel Inst. Japan, v. 62, N° 3, s. 42-43,1976.
- [6] Burcev V.T.: Desorpcja gaza iz zidkovo mietałła w wakuumie, Izd. Mietałlurgia, Moskwa 1987.
- [7] Nuquist O.: Jernkotorets ann, N° 2, s. 61, 1968.
- [8] Inouye M.J., a. a: Iron and Steel Inst. Japan, v. 59, N° 2, p. 205,1973.
- [9] Knuppel H.: Desoxydation und Vakuum behandlung von Stahlschmelzen, Verlag Stahleisen MBH, Dusseldorf 1983.
- [10] Javojski W.I., Javojski A.W.: Naucznyje osnovy soveremiennych processov proizvodstva stali. Izd. Mietałlurgia, Moskwa 1987.
- [11] Modrzyński A.: Kryteria doboru parametrów technologicznych wytapiania staliwa w piecach indukcyjno-plazmowych. Wyd. Pol. Poznańskiej, s. Rozprawy, N° 310, Poznań 1996.

**PROCESSES OF DEOXIDATION AND DEGASSING DURING MELTING  
A CAST CARBON STEEL IN AN INDUCTION-PLASMA FURNACE****Summary**

Application of additional heat source, in the shape of plasma torch located in the cover, to the induction furnace leads to changes in the course of metallurgical processes. This paper presents theoretical analysis and the results of experimental investigation on the kinetics of some metallurgical processes, such as deoxidation, dehydrogenization and denitrogenization in an induction-plasma furnace applied for melting a cast carbon steel.



## ANALIZA MATEMATYCZNA KINETYKI ODGAZOWANIA W UKŁADZIE CIEKŁY METAL - ATMOSFERA

Andrzej Modrzyński, Krzysztof Grześkowiak

Politechnika Poznańska, Instytut Technologii Materiałów,  
ul. Piotrowo 3, 61-138 Poznań

W artykule przeprowadzono matematyczną analizę kinetyki odgazowania metali poprzez dyfuzję gazów do powierzchni granicznej ciekły metal-atmosfera i następującą po tym desorpcję do fazy gazowej pieca. Wykorzystując równania opisujące poszczególne etapy procesu odgazowania wyprowadzono równania charakterystyczne dla warunków, w których jeden z etapów tego procesu ogranicza skuteczność tego zabiegu. W oparciu o te równania wskazano możliwości sterowania tym procesem i czynniki sprzyjające podwyższeniu efektywności tego procesu.

### 1. WPROWADZENIE

W procesie usuwania gazów rozpuszczonych w metalu (np. H i N) można wyróżnić kilka następujących po sobie etapów:

- transport atomów gazu G do powierzchni granicznej ciekły metal - faza gazowa,
- przejście atomów G do warstwy granicznej,
- chemiczna reakcja tworzenia cząsteczki gazu,
- przenoszenie cząsteczek gazu od powierzchni granicznej ciekły metal - faza gazowa do fazy gazowej.

Zwykle przy analizie kinetyki procesu złożonego z elementarnych procesów składowych zakłada się, że szybkość jednego z nich jest znacznie mniejsza od innych i właśnie szybkość tego elementarnego procesu wywiera zdecydowany wpływ na szybkość całego procesu. Takie podejście do analizy kinetyki procesu jest możliwe, lecz nie zawsze jest poprawne. Podczas procesu odgazowania kilka etapów może jednocześnie ograniczać proces lub może nastąpić zmiana etapu w czasie procesu. Powodem zmiany etapu ograniczającego może być np. zmniejszenie stężenia usuwanego gazu G.

Szybkość poszczególnych elementarnych procesów usuwania gazu G rozpuszczonego w metalu można opisać układem pięciu równań (tabela 1).

Tabela 1. Równania opisujące szybkość procesów odgazowania w poszczególnych etapach [1,2]

Równanie	Opis równania	Opis symboli
$\vartheta_1 = -\frac{V}{F} \frac{dG_i}{dt} = \beta_{[G]} \{G_i - G_s\} \quad (1)$	transport atomów gazu G w metalu	V - objętość ciekłego metalu F - powierzchnia kontaktu ciekłego metalu z fazą gazową $\beta_{[G]}$ - współczynnik transportu gazu G w metalu $\tau$ - czas $G_i$ - stężenie gazu G w metalu $G_s$ - stężenie gazu G przy powierzchni metalu
$\vartheta_2 = K_1 \cdot G_s \cdot S_w - K_2 \cdot S_G \quad (2)$	przechodzenie gazu G do warstwy granicznej	$K_1, K_2$ - stała szybkości przechodzenia atomów gazu G z metalu do warstwy adsorpcyjnej i w kierunku odwrotnym: $[G] \xrightleftharpoons[k_2]{k_1} G_{ads}$
$\vartheta_3 = K_3 \cdot S_G^2 - K_4 \cdot S_{G_2} \cdot S_w \quad (3)$	reakcja chemiczna tworzenia cząsteczki gazu	$S_w$ - wolna część powierzchni $S_G$ - część powierzchni zajęta przez atomy gazu G $K_3, K_4$ - stała szybkości chemicznej reakcji tworzenia cząsteczki gazu $G_2$ $2G_{ads} \xrightleftharpoons[k_4]{k_3} G_{2ads}$
$\vartheta_4 = K_5 \cdot S_{G_2} - K_6 \cdot S_w \cdot P_{G_2(s)} \quad (4)$	desorpcja	$S_{G_2}$ - część powierzchni zajęta przez cząsteczki gazu $G_2$ $K_5, K_6$ - stała szybkości reakcji desorpcji cząsteczek gazu $G_{2ads} \xrightleftharpoons[k_6]{k_5} \{G_2\}$
$\vartheta_5 = \beta_{\{G_2\}} \{P_{G_2(s)} - P_{G_2(\infty)}\} \quad (5)$	przenoszenie cząsteczek gazu w fazie gazowej	$P_{G_2(s)}$ - ciśnienie cząstkowe gazu G przy powierzchni metalu $\beta_{\{G_2\}}$ - współczynnik transportu gazu G w fazie gazowej $P_{G_2(\infty)}$ - ciśnienie cząstkowe gazu G w objętości fazy gazowej

W przypadku gdy szybkość jednego z elementarnych etapów procesu desorpcji gazu G jest znacznie mniejsza od pozostałych, to na ten etap przypada podstawowa zmiana stężenia gazu G, a spadek stężenia w pozostałych etapach elementarnych będzie bliski równowagowemu  $\{V(\vartheta_i) = 0\}$ . Takie podejście do tego zagadnienia jest możliwe dla procesu przebiegającego w warunkach stacjonarnych (tj. wtedy, gdy szybkość wszystkich procesów elementarnych jest jednakowa) [1-3].

Rozpatrzmy pięć elementarnych etapów ograniczania procesu degazacji:

- dyfuzję gazu G w ciekłym metalu,
- przechodzenie atomu gazu G z ciekłego metalu do warstwy adsorpcyjnej,
- reakcję chemiczną tworzenia cząsteczki gazu G<sub>2</sub>,
- desorpcję cząsteczek gazu G<sub>2</sub> do fazy gazowej,
- przeniesienie cząsteczek gazu G<sub>2</sub> w fazie gazowej.

Równania opisujące procesy elementarne całkowano w granicach:

$$\tau = 0 \Rightarrow G_i = G_o$$

$$\tau = t \Rightarrow G_i = G_t$$

## 2. ETAPY OGRANICZAJĄCE

### 2.1. Dyfuzja gazu G w ciekłym metalu

Rozpatrując równania opisujące elementarne etapy procesu odgazowania (tab.1) można przyjąć, że  $\vartheta_2, \vartheta_3, \vartheta_4$  i  $\vartheta_5$  są zbliżone do zera.

Z równania (2) wyznaczamy wyrażenie S<sub>G</sub> i po podstawieniu do równania (3) wyznaczamy S<sub>G<sub>2</sub></sub>. Podstawiając S<sub>G<sub>2</sub></sub> do równania (4) uzyskamy:

$$G_s = \frac{K_2}{K_1} \sqrt{\frac{K_4}{K_3} \cdot \frac{K_6}{K_5} \cdot P_{G_2(\infty)}} = K \sqrt{P_{G_2(\infty)}} \quad (6)$$

gdzie:

$$K - \text{stała równowagi reakcji } \frac{1}{2}\{G_2\} = [G_s].$$

Całkując równanie (1) przy uwzględnieniu zależności (6) uzyskamy:

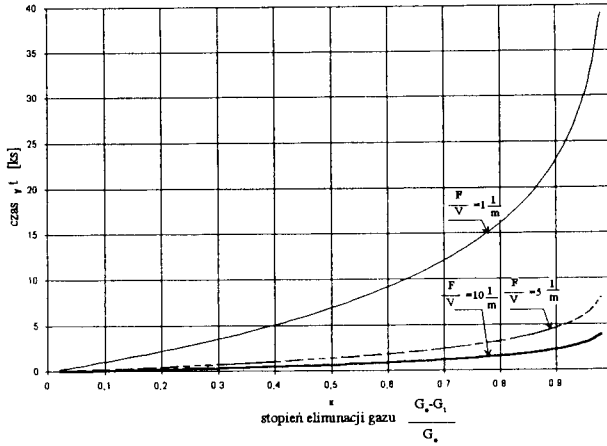
$$\ln \left\{ \frac{G_o - K \sqrt{P_{G_2(\infty)}}}{G_t - K \sqrt{P_{G_2(\infty)}}} \right\} = \frac{F}{V} \cdot \beta_{[G]} \cdot t \quad (7)$$

Dla przypadku, gdy  $P_{G_2(\infty)} \rightarrow 0$  (próżnia, atmosfera czystego gazu obojętnego - np. oczyszczonego argonu) uzyskamy:

$$\ln \frac{G_o}{G_t} = \frac{F}{V} \cdot \beta_{[G]} \cdot t \quad (8)$$

Analiza tej zależności prowadzi do następujących wniosków (rys.1):

- przy założeniu  $\beta_{[G]} = \text{const}$  szybkość procesu zwiększa się wraz ze zwiększeniem stosunku F/V,
- na szybkość procesu degazacji istotny wpływ ma temperatura ponieważ  $\beta_{[G]} = f(T)$



Rys.1. Kinetyka usuwania gazu z ciekłego metalu w przypadku ograniczenia procesu odgazowania przez dyfuzję gazu G w ciekłym metalu (dla  $\beta_{[G]} = 1 \cdot 10^{-4}$  m/s oraz  $P_{G_2(\infty)} \rightarrow 0$ )

## 2.2. Przechodzenie atomu gazu G z ciekłego metalu do warstwy adsorpcyjnej

Rozpatrując przypadek ograniczania procesu przez przechodzenie atomu gazu G do warstwy adsorpcyjnej przyjmujemy, że  $\vartheta_1$ ,  $\vartheta_3$ ,  $\vartheta_4$  i  $\vartheta_5$  są zbliżone do zera. Wówczas zmiana stężenia gazu G opisana jest równaniem (9):

$$-\frac{V}{F} \cdot \frac{dG_i}{dt} = K_1 \cdot S_w \cdot G_s - K_2 \cdot S_G \quad (9)$$

Dla przypadku, gdy nad lustrem metalu wytworzymy próżnię lub proces topienia przeprowadzamy w atmosferze gazu obojętnego, to:

$$P_{G_2} \cong 0, S_G \cong 0, S_w = 1 \text{ oraz } G_s = G_1$$

wtedy równanie (9) przyjmuje postać:

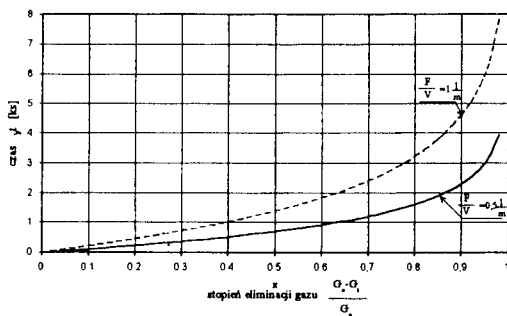
$$-\frac{V}{F} \frac{dG_i}{dt} = K_1 \cdot G_1 \quad (10)$$

Całkując równanie (10), otrzymujemy:

$$\ln \frac{G_o}{G_t} = \frac{F}{V} \cdot K_1 \cdot t \quad (11)$$

Analiza równania (11) pozwala na wysnucie następujących wniosków (rys.2):

- przy założeniu stałości wartości  $K_1$  szybkość odgazowania zwiększa się wraz ze zwiększeniem stosunku  $F/V$ ,
- przy stałym stosunku  $F/V$  szybkość procesu odgazowania zwiększa się wraz ze zwiększeniem  $K_1$ .



Rys.2. Kinetyka usuwania gazu z ciekłego metalu w przypadku ograniczania procesu odgazowania przez przechodzenie atomu gazu G z ciekłego metalu do warstwy adsorpcyjnej (dla  $P_{G_2} \cong 0$ ,  $S_G \cong 0$ ,  $S_W = 1$  oraz  $K_1 = 1$ )

### 2.3. Reakcja chemiczna tworzenia cząsteczki gazu $G_2$

Rozpatrując przypadek, w którym etapem ograniczającym jest reakcja chemiczna tworzenia cząsteczki gazu  $G_2$  przyjmuje się że:  $\vartheta_1$ ,  $\vartheta_2$ ,  $\vartheta_4$  i  $\vartheta_5$  są zbliżone do zera, a zmiana stężenia gazu G opisana jest równaniem:

$$-\frac{V}{F} \cdot \frac{dG_1}{dt} = K_3 \cdot S_G^2 - K_4 \cdot S_{G_2} \cdot S_W \quad (12)$$

Dla rafinacji metalu w próżni lub w atmosferze gazu obojętnego można przyjąć, że:

$$P_{G_2} \cong 0 \quad \text{i} \quad S_{G_2} \cong 0$$

Przyrównując równanie (2) do zera oraz uwzględniając, że:  $S_W = 1 - S_G - S_{G_2}$ , otrzymujemy:

$$-\frac{V}{F} \cdot \frac{dG_1}{dt} = K_3 \cdot \left( \frac{a \cdot G_1}{(1 + a \cdot G_1)} \right)^2 \quad (13)$$

gdzie:

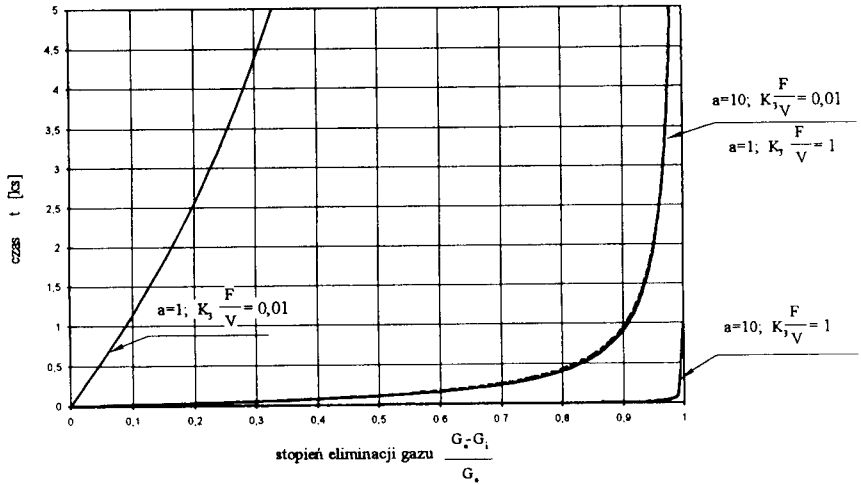
$$a = \frac{K_1}{K_2}$$

Całkując równanie (13) otrzymujemy:

$$\frac{1}{a^2} \left\{ \frac{1}{G_t} - \frac{1}{G_o} \right\} + \frac{2}{a} \ln \frac{G_o}{G_t} + \{G_o - G_t\} = K_3 \frac{F}{V} \cdot t \quad (14)$$

W równaniu (14) występują dwie stałe wartości:  $K_3$  i  $a$ , które mogą w istotny sposób wpływać na kinetykę procesu odgazowania, przy założeniu stosunku  $F/V = \text{const}$ .

Na rysunku 3 przedstawiono kinetykę usuwania gazu z ciekłego metalu w przypadku ograniczenia procesu odgazowania przez reakcję chemiczną tworzenia cząsteczki gazu  $G_2$ .



Rys.3. Kinetyka usuwania gazu z ciekłego metalu w przypadku ograniczenia procesu odgazowania przez reakcję chemiczną tworzenia cząsteczki gazu  $G_2$  (dla  $P_{G_2} \cong 0, S_{G_2} \cong 0$ , oraz

$$K_3 \cdot \frac{F}{V} = \text{const})$$

Z analizy względnego wpływu poszczególnych członów równania (14) dokonanej przez autorów i A. W. Rebjakina [2] można wysnuć następujące wnioski:

- 1) proces odgazowania przebiega według schematu charakterystycznego dla reakcji rzędu drugiego,
- 2) przy dużych wartościach  $a$  ( $a > 10$ ) i dużym stężeniu gazu  $G_i$  obserwuje się odchylenia od reakcji rzędu drugiego,
- 3) przy małym stężeniu gazów  $G_i$  charakterystycznych dla stopów żelaza przy występowaniu w tych stopach pierwiastków powierzchniowo-aktywnych, podstawową rolę powinien odgrywać pierwszy człon równania (14),
- 4) szybkość procesu odgazowania w próżni i w atmosferze gazu obojętnego w znacznie większym stopniu zależy od wartości stałej adsorpcji  $a$ , niż od stałej szybkości  $K_3$ ,
- 5) wraz ze zwiększeniem się aktywności powierzchniowej pierwiastka (obserwowane zwiększenie wartości  $a$ ) i dużym stężeniu gazu  $G_i$ , proces odgazowania ograniczony jest przez człon  $(G_0 - G_i)$ , tj. obserwowane są prostoliniowe zmiany stężenia wraz z czasem,
- 6) zwiększenie stosunku  $F/V$  powoduje przyspieszenie procesu odgazowania.

#### 2.4. Desorpcja cząsteczek gazu do fazy gazowej

Jeżeli etapem limitującym jest desorpcja cząsteczek gazu  $G_2$  do fazy gazowej, wówczas  $\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3$  i  $\vartheta_5$  są zbliżone do zera, a zmiana stężenia gazu opisana jest równaniem:



$$-\frac{V}{F} \frac{dG_i}{d\tau} = K_5 \cdot S_{G_2} - K_6 \cdot S_W \cdot P_{G_2(S)} \quad (15)$$

dla  $P_{G_2(S)} \cong 0$  otrzymujemy:

$$-\frac{V}{F} \frac{dG_i}{d\tau} = K_5 \cdot S_{G_2} \quad (16)$$

Po przyrównaniu równań (2) i (3) do zera wyznaczamy wartości  $S_G$  i  $S_{G_2}$ :

$$S_G = \frac{K_1}{K_2} \cdot S_W \cdot G_i \quad \text{oraz} \quad S_{G_2} = \frac{K_3}{K_4} \cdot \frac{S_G^2}{S_W}$$

stąd:

$$S_{G_2} = \frac{K_3}{K_4} \left( \frac{K_1}{K_2} \right)^2 \cdot S_W \cdot G_i^2 \quad (17)$$

Wiadomo także, że:

$$S_W = 1 - S_{G_2} - S_G = 1 - \frac{K_3}{K_4} \cdot a^2 \cdot S_W \cdot G_i^2 - \frac{a \cdot G_i}{1 + a \cdot G_i} \quad (18)$$

gdzie:

$$a = \frac{K_1}{K_2}$$

Po wykonaniu przekształceń równania (18) otrzymujemy:

$$S_W = K_4 \frac{1}{K_4 + K_3 \cdot a^2 \cdot G_i^2 \cdot (1 + a \cdot G_i)} \quad (19)$$

Podstawiając równanie (19) do równania (17), a następnie do równania (16) otrzymujemy:

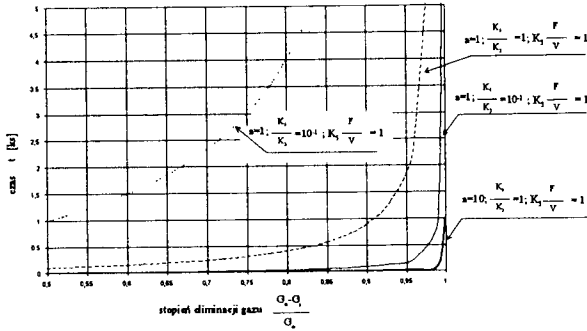
$$-\frac{V}{F} \frac{dG_i}{d\tau} = \frac{K_5 \cdot K_3}{K_4} a^2 \frac{K_4 G_i^2}{K_4 + K_3 \cdot a^2 \cdot G_i^2 + K_4 \cdot a \cdot G_i + K_3 \cdot a^3 \cdot G_i^3} \quad (20)$$

Całkując równanie (20) otrzymujemy:

$$\frac{K_4}{a^2 \cdot K_3} \left\{ \frac{1}{G_t} - \frac{1}{G_o} \right\} + \{G_o - G_t\} - \frac{K_4}{a \cdot K_3} \ln \frac{G_o}{G_t} + \frac{a}{2} \{G_o^2 - G_t^2\} = K_5 \cdot \frac{F}{V} \cdot t \quad (21)$$

W równaniu (21) występują cztery stałe wartości:  $K_3$ ,  $K_4$ ,  $K_5$  oraz  $a$ , które mogą w istotny sposób wpływać na kinetykę procesu odgazowania, przy założeniu, że:  $F/V = \text{const}$ .

Rysunek 4 przedstawia kinetykę usuwania gazu z ciekłego metalu w przypadku ograniczania procesu odgazowania przez desorpcję cząsteczek gazu do fazy gazowej.



Rys.4. Kinetyka usuwania gazu z ciekłego metalu w przypadku ograniczania procesu odgazowania przez desorpcję cząsteczek gazu do atmosfery pieca (dla  $P_{G_2(S)} \cong 0$ ,  $G_0 = 0,0100\%$ )

Z analizy poszczególnych członów równania (21) wynika, że:

- 1) proces odgazowania przebiega wg schematu charakterystycznego dla reakcji rzędu drugiego,
- 2) przy dużych wartościach  $a$  i dużym stężeniu gazu  $G_i$  obserwuje się odchylenia od reakcji rzędu drugiego,
- 3) szybkość procesu odgazowania w próżni i w atmosferze gazu obojętnego w znacznie większym stopniu zależy od wartości stałej desorpcji  $a$ , niż od stosunku stałych szybkości reakcji  $K_4/K_3$ ,
- 4) wraz ze zwiększeniem się wpływu aktywności powierzchniowej pierwiastka i dużym stężeniu gazu, proces odgazowania ograniczany jest przez człon  $(G_0^2 - G_i^2)$ .

## 2.5. Przenoszenie cząsteczek gazu $G_2$ w fazie gazowej

Dla tego przypadku  $\vartheta_1$ ,  $\vartheta_2$ ,  $\vartheta_3$  i  $\vartheta_5$  są zbliżone do zera, a zmiana stężenia gazu  $G$  w procesie degazacji opisuje równanie:

$$-\frac{V}{F} \cdot \frac{dG_i}{dt} = \beta_G \left\{ P_{G_2(S)} - P_{G_2(\infty)} \right\} \quad (22)$$

Wartość  $P_{G_2(S)}$  można wyznaczyć przyrównując równania (2), (3) i (4) do zera, stąd:

$$P_{G_2(S)} = \frac{K_5 \cdot K_3 \cdot K_1^2}{K_6 \cdot K_4 \cdot K_2^2} G_i^2 = \frac{1}{K_p^2} \cdot G_i^2 \quad (23)$$

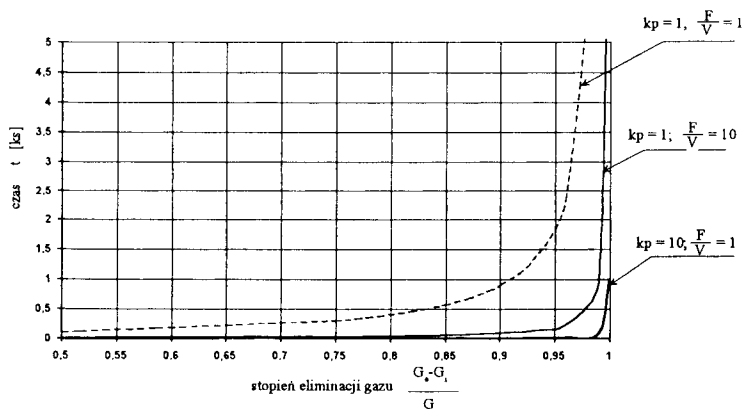
dla  $P_{G_2(\infty)} = 0$

$$-\frac{V}{F} \frac{dG_i}{dt} = \beta_G \left\{ \frac{1}{K_p^2} G_i^2 \right\} \quad (24)$$

Po scałkowaniu otrzymamy:

$$\frac{1}{G_t} - \frac{1}{G_o} = K_p^2 \cdot \frac{F}{V} \cdot t \quad (25)$$

Na rysunku 5 przedstawiono kinetykę usuwania gazu z ciekłego metalu w przypadku ograniczania procesu odgazowania przez przenoszenie cząsteczek gazu  $G_2$  w fazie gazowej.



Rys. 5. Kinetyka usuwania gazu z ciekłego metalu w przypadku ograniczania procesu odgazowania przez przenoszenie cząsteczek gazu  $G_2$  w fazie gazowej (dla  $G_o=0,0100$  %)

Analiza zależności (25) prowadzi do następujących wniosków:

- 1) szybkość procesu odgazowania zależy od współczynników  $K_p$  i stosunku  $F/V$ ,
- 2) proces odgazowania przebiega według schematu charakterystycznego dla reakcji rzędu drugiego.

### 3. WNIOSKI

Dokonana w niniejszym artykule analiza skuteczności procesu odgazowania w warunkach ograniczania kinetyki procesu odgazowania przez wybrany etap elementarny może być wykorzystana w praktyce przemysłowej do doboru parametrów technologicznych procesu wytapiania metali.

### LITERATURA

- [1] Fromm E., Gebhardt E.: Gase und Kohlenstoff in Metallen. Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg-New York 1976.
- [2] Rebjakin A.W.: Zakonomiornosti wzaimodiejstwa židkowo mietalla s gazami i szlakami. Izd. Nauka, Moskwa 1976.
- [3] Burcev V.T.: Desorpcja gaza iz židkowo mietalla w wakuumie. Izd. Mietallurgija, Moskwa 1987.

## **MATHEMATICAL ANALYSIS OF DEGASSING PROCESS IN A LIQUID METAL-GASEOUS PHASE SYSTEM**

### Summary

This paper presents a kinetics of degassing process in a liquid metal-gaseous phase system and a characteristic stages of this process. On the basis of equations describing a kinetics of elementary stages, the characteristic equations for a case of process limitation by one of the stages have been given. These equations help to control the process of degassing and increase its efficiency.

## **KONTRAST KOLOROWY I JEGO ZASTOSOWANIE W BADANIACH STRUKTURY ODLEWÓW I ZŁĄCZ SPAWANYCH**

Petr Skocovsky, Radomila Konecna

University of Zilina, Katedra materialoveho inzinierstva,  
Velky diel, 01026 Zilina, Slovak Republic

W pierwszej części artykułu opisano źródła pochodzenia kontrastu kolorowego w mikroskopii świetlnej. W drugiej części opracowania określono możliwości zastosowania próbek trawionych kolorowo do oceny struktur odlewów oraz złączy spawanych.

### **1. WPROWADZENIE**

Mikroskopia świetlna jest najstarszą i najczęściej stosowaną techniką badań struktur metali i stopów. Niestety, dotychczasowe źródła informacji na temat badań składników strukturalnych w dużej mierze ograniczają się do wykorzystywania kontrastu czarno-białego. Poziom tych informacji można rozszerzyć stosując do badań mikroobszarów struktury kontrast kolorowy. W metalografii nie można osiągnąć powtarzalności stałego koloru faz. Dlatego stosujemy kontrast kolorowy; odróżniamy miejsca mikrostruktury na podstawie różnego ich zabarwienia.

Kontrast kolorowy można wykorzystać przede wszystkim wtedy, gdy mikrostruktura wykazuje wyraźny gradient koncentracji składników. Pozwala wyróżnić fazy lub wyraźne segregacje w roztworze stałym, które przy zastosowaniu kontrastu czarno-białego są trudno rozróżnialne albo w ogóle ich nie można odróżnić. Dlatego też kontrast kolorowy nadaje się przede wszystkim do badań materiałów w stanie lanym, do oceny struktury złączy spawanych oraz stref z wpływem ciepła.

### **2. ŹRÓDŁA POCHODZENIA KONTRASTU KOLOROWEGO W METALOGRAFII**

Kontrast kolorowy między mikroobszarami można uzyskać kilkoma sposobami. Każdy z nich ma swoją podstawę strukturalną, która jest metalograficznie wykorzystywana.

### Kontrast kolorowy naturalny

W niektórych przypadkach można odróżnić wydzielenia na podstawie ich stałego, powtarzalnego koloru [1,3]: węglaozotki tytanu w stalach austenitycznych - pomarańczowe, tlenki miedzi w czystej miedzi - szaroniebieskie, itd. Przy badaniach rozszczepiania stopu FeSiMg8 wykorzystano naturalny kolor eutektyki układu Mg-Si [4].

### Światło spolaryzowane

Nowoczesne mikroskopy optyczne posiadają w wyposażeniu różne oświetlacze, które można łatwo wymieniać, dostosowując odpowiednie oświetlenie do charakteru badań i rodzaju struktury. Jednym z nich jest światło spolaryzowane, dzięki któremu można wyróżniać fazy o różnych właściwościach optycznych, co daje nam możliwość identyfikacji przede wszystkim faz trudno wytrawialnych, o sieci krystalicznej innej niż regularna, np. grafitu i cementytu [3]. Fazy o sieci krystalicznej innej niż regularna są optycznie anizotropowe. Możliwość odróżnienia składników strukturalnych w mieszaninach faz na podstawie różnego efektu anizotropii optycznej ma główne znaczenie w badaniach w świetle spolaryzowanym [4].

### Dyferencjalny kontrast interferencyjny (wg Nomarskiego)

Polega na rozszczepieniu jednego promienia światła na dwa, które po przebyciu różnych odległości optycznych łączą się i wzajemnie interferują. Dlatego właśnie uwypukla się relief powierzchni. Uwypuklenie powierzchni w skutek dyferencjalnego kontrastu interferencyjnego umożliwia np. obserwację i ocenę strefy odkształcenia (w okolicy szczeliny zmęczeniowej), itp. [3].

### Naparowywane warstwy interferencyjne

Światło padające na powierzchnię pokrytą przezrystą warstwą odbija się od dwóch granicznych ośrodków: powietrze-warstwa i warstwa-metal, następnie odbite promienie interferują przy grubości warstwy:

$$t = (2k + 1) \frac{\lambda}{4n} \quad (1)$$

dla  $k = 0$ ,  $n = 1$  (współczynnik załamania światła),  $t \approx \lambda/4$ .

Na podstawie powyższego wzoru można ustalić optymalną grubość naparowywanej powłoki, która wynosi od 95 do 170 nm (dla światła kolorowego o długości fal w zakresie 380÷680 nm). Naparowywanie warstwy interferencyjnej pozwala zwiększyć różnice w odbijalności światła. Do badań stali i żeliw na warstwy naparowywane stosuje się głównie ZnSe [3]. Omawiana metoda jest szczególnie przydatna w badaniach wtrąceń niemetalicznych. Dużą ilość przykładów zastosowania tej metody zawiera publikacja [2].

### Trawienie kolorowe

Reakcja chemiczna odczynnika trawiącego z powierzchnią próbki powoduje powstanie przezrystej warstwy, która działa jako warstwa interferencyjna. Grubość tej powłoki głównie zależy od składu odczynnika chemicznego, czasu trawienia oraz składu chemicznego trawionej powierzchni. W przypadku, gdy skład chemiczny dwóch mikroobszarów jest różny, powstaną na każdym z nich, po trawieniu odpowiednim odczynnikiem przez odpowiedni czas, warstwy o różnych grubościach, które dają interferencję odbitego światła o różnych długościach fal. W takim przypadku można obserwować mikroobszary o różnych kolorach [1,3,5,6,7].

### 3. ZASTOSOWANIE TRAWIENIA KOLOROWEGO

Do trawienia kolorowego zawsze należy stosować świeże odczynniki, ponieważ ich skuteczność jest czasowo ograniczona (do kilku godzin). Przygotowanie takich odczynników w małych ilościach może być uciążliwe, dlatego też jest korzystniej tok przygotowania odczynnika podzielić na etapy:

- przygotowanie roztworu podstawowego, który można przechowywać przez długi okres czasu (tabela 1),
- przygotowanie właściwego odczynnika, z roztworu podstawowego i dodatków (tabela 2).

Tabela 1. Roztwory podstawowe

Roztwór podstawowy	Skład	Przygotowanie
B II	48 g $\text{NH}_4\text{FHF}$ 200 ml HCl 1000 ml wody dest.	Rozpuścić i przechowywać w butelce plastikowej
B III	50 g $\text{NH}_4\text{FHF}$ 400 ml HCl 600 ml wody dest.	j.w.
BW I	5 części wody dest. 1 część HCl	j.w.
K	300 ml wody dest. 1 kg $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$	W naczyniu szklanym o pojemności 1000 ml podgrzać 300 ml wody dest. do temperatury $30 \pm 40^\circ\text{C}$ i dodać prawie 1 kg $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ . Pozostawić na 24 godziny. Powstanie przejrzysty roztwór, a na dnie naczynia wykrystalizuje się część dodatku. Stosować roztwór przejrzysty. W miarę zużywania odczynnika dolewać tyle wody destylowanej, żeby sól się rozpuściła (po kilku godzinach część wykrystalizuje ponownie).

Główne odczynniki do kolorowego trawienia, ze względu na ich skuteczność i warunki trawienia, można podzielić na kilka podstawowych grup:

- **odczynniki na bazie  $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$**   
(według różnych autorów jak Klemm, Beraha, Bloech i Wedl, różnią się pozostałymi składnikami) należy stosować tylko świeżo przygotowane, na świeżo wypolerowaną powierzchnię próbki, „na mokro” - tzn. powierzchnię zglądu pokryć spoistą warstewką wody a następnie próbkę wstawić do odczynnika trawiącego,
- **molibdenian amonu**  
ma podobne działanie, lecz świeżo wypolerowane próbki wstawia się do roztworu suche,
- **pikrynian i chromian sodu**  
zalecane przede wszystkim do trawienia makrostruktury żeliwa (trawienie we wrzącym odczynniku),
- **odczynniki według Pani Weck**  
są to specjalne odczynniki do trawienia Ti i Al (trawienie na sucho),
- **kwasy selenowy i kwas molibdenowy**  
odróżniają się od innych odczynników mechanizmem powstawania warstwy przejrzystej [3] i można je stosować także po trawieniu klasycznymi odczynnikiemami.

Tabela 2. Odczynniki do trawienia kolorowego

Nr	Odczynnik	Skład	Przygotowanie	Trawienie
1	Klemm I	100 ml roztworu K 2 g $K_2S_2O_5$	Rozpuścić w roztworze podstawowym	na mokro 0,5÷5 min.
2	Klemm III	11 ml roztworu K 40 g $K_2S_2O_5$ 100 ml wody dest.	j.w.	j.w.
3	Beraha II	100 ml roztworu B II 1 g $K_2S_2O_5$	Rozpuścić w roztworze podstawowym (naczynie z plastyku)	na mokro 10+20 s
4	Beraha III	100 ml roztworu B III 1 g $K_2S_2O_5$	j.w.	na mokro 0,5÷5 min.
5	Beraha-Martenzyt	2 g $K_2S_2O_5$ 2 g $NH_4FHF$ 100 ml roztworu BW I	Rozpuścić w naczyniu z plastyku	na mokro 5 ÷ 8 s
6	Bloech a Wedl I	0,1+2 g $K_2S_2O_5$ 100 ml roztworu BW I	Rozpuścić w roztworze podstawowym	na mokro
7	Molibdenian amon.	2,5 g $(NH_4)_6Mo_7O_{24}$ 10 ml $HNO_3$ 190 ml $C_2H_5OH$	Rozpuścić molibdenian w 10 ml wody destylowanej i dodać dodatki	1÷2 min.
8	Chromian sodu	35 g NaOH 5 g $CrO_3$ 100 ml wody	Rozpuścić NaOH w wodzie i rozpuścić $CrO_3$	wrzący roztwór 1÷5 min.
9	Weck-Aluminium	4 g $KMnO_4$ 1 g NaOH 100 ml wody dest.	Rozpuścić w ciepłej wodzie	7÷5 s
10	5 % kwas molibdenowy	5 ml HF 95 ml wody dest. $MoO_3$ do nasycenia	Do wrzącego roztworu HF dodawać $MoO_3$ aż do umiarkowanego przesylenia (wygląd mleczny)	
11	10 % kwas molibdenowy	10 ml HF 90 ml wody dest. $MoO_3$ do nasycenia	j.w.	

Przykłady zastosowania trawienia kolorowego podano na rysunkach 1.2, 3 i w tabeli 3.

Tabela 3. Przykłady zastosowania trawienia kolorowego

Material	Zastosowanie	Odczynnik
	wyróżnianie węglików (białe)	1
Stal węglowa i stopowa	wyróżnianie bainitu (brązowy) i martenzytu (niebieski)	5
Stal austenityczna (CrNi)	wyróżnianie ferrytu, węglików	3, 6
Staliwo austenityczne (Hadf.)	segregacja dendrytyczna	1
	makrostruktura	8
Żeliwo	segregacja Mn, Si	1
	wyróżnianie cementytu i eutektyki fosforowej	11
Stopy aluminium	wyróżnianie faz	7, 9, 10
Stopy miedzi	złącza spawane, procesy segregacyjne	2
Superstopy niklu	wyróżnianie faz gama (wielobarwne) i gama prim (brązowe)	4

#### 4. WNIOSKI

Wyniki uzyskiwane kontrastem kolorowym są powtarzalne. Wykorzystanie kontrastu kolorowego w metalografii jest dla każdego laboratorium dostępną techniką eksperymentalną, która może rozszerzyć i pogłębić poziom analiz metalograficznych. Po-



trzebne są tylko odpowiednie odczynniki chemiczne, które są dostępne w handlu oraz dodatkowe wyposażenie (oświetlacze) do mikroskopu.

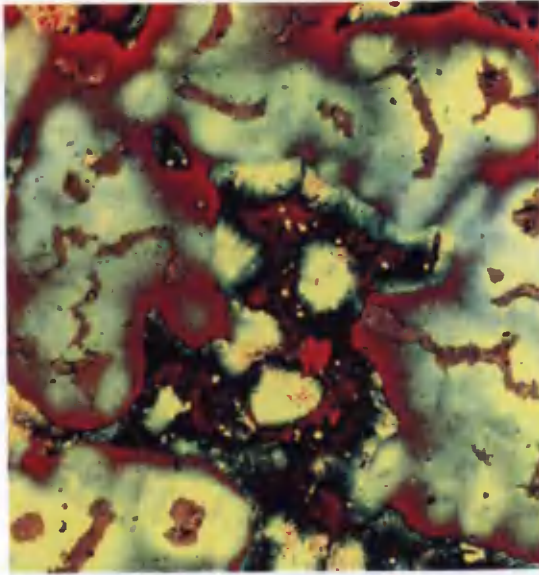
*The results were obtained by solvening of research grant VEGA Slovakia Nr. 1/4021/97.*



Rys.1. Strefa dyfuzyjna między Cu-drutem (na górze) i Sn-lutem, odczynnik 2, pow. 100 x



Rys.2. Superstop Ni-Cr20-Mo5-Ti3-Al1 w stanie lanym (dendryty niebieskie, strefy międzydendrytyczne żółte), odczynnik 4, pow. 50x



Rys.3. Węглоzotki tytanu (białe) na granicach komórek eutektycznych zeliwa z grafitem krętkowym, odczynnik 8, pow. 100 x

## LITERATURA

- [1] Wecke E., Leistner E.: Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren. DSV Düsseldorf, Teil 1, 1982, Teil 2, 1983, Teil 3, 1986.
- [2] Bühler H.E., Hougardy H.P.: Atlas der Interferenzschichten – Metallographie. Oberusel 1979.
- [3] Skocovsky P.: Colour Contrast in Metallographic Microscopy. Vyd. J. Blaha, Zilina 1993
- [4] Skocovsky P., Bechny L.: Die Strukturanalyse von Modifikation. Giessereirundschau 40, nr 11-132, s. 23-25, 1993.
- [5] Skocovsky P., Brckova D.: Kontrast kolorowy i jego zastosowanie w badaniach struktury warstw po obróbce cieplno-chemicznej. Zeszyty Naukowe nr 105, Mechanika z.20, WSI Zielona Góra, s. 101-107, 1994.
- [6] Skocovsky P., Konecna R., Tillova E., Benko P.: Die Farbmatallografie und quantitative Mikrofraktografie der ausgewählten Nichteisenlegierungen. 13 Int. Coll. Probleme der Konstruktion, Herstellung und Instandhaltung von Fahrzeugen, s. 4-6, Dresden 1996.
- [7] Konecna R., Skocovsky P.: Structure and failure of Silumin. Zeszyty Naukowe nr 235/97, Mechanika z. 55, s. 201-204, Opole 1997.

## COLOR CONTRAST AND ITS USING FOR STUDY OF CAST AND WELD STRUCTURE

### Summary

This paper describes possibilities of color contrast developing with emphasis on using of the color contrast for structural evaluation of casted and welded materials.

## MECHANIZMY NAPRĘŻENIOWEGO PĘKANIA KOROZYJNEGO STOPÓW ALUMINIUM

Andrzej Zieliński

Politechnika Gdańska, Wydział Mechaniczny,  
ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gdańsk

Wykazano, że naprężeniowe pękanie korozyjne stopów Al-Zn-Mg i Al-Zn-Mg-Cu może być wyjaśnione jakościowo przez wnikanie i wpływ wodoru na strukturę i własności stopów. Podatność do pękania związana jest z pułapkowaniem wodoru przez wydzielenia na granicach ziaren i obniżeniem stężenia wodoru poniżej wartości krytycznej, koniecznej do uruchomienia poślizgu dyslokacji. Przejściowy wzrost plastyczności przy rosnącej polaryzacji katodowej jest związany z osiągnięciem stężenia wodoru, przy którym następuje tworzenie się mikropęcherzy i spadek stężenia wodoru sieciowego.

### 1. WSTĘP

Stopy Al-Zn-Mg-Cu są podatne na naprężeniowe pękanie korozyjne i kruchość wodorową w wodzie i powietrzu zawierającym parę wodną. Wzrost pęknięcia ma być powodowany działaniem wodoru, na co przytacza się dowody takie, jak dodatni wpływ stężenia wodoru i wilgotności na rozwój pęknięcia, proporcjonalność między przenikaniem wodoru i polaryzacją katodową oraz anodową, częściowy lub całkowity nawrót własności mechanicznych po starzeniu uprzednio nawodorowanego stopu, podobieństwo przełomów próbek zniszczonych wskutek pękania korozyjnego i kruchości wodorowej. Proponowano różne atomowe mechanizmy wzrostu pęknięcia, w tym dekohezję sieci (*Hydrogen Enhanced Decohesion*) i ułatwienie poślizgu dyslokacji w wyniku obecności wodoru (*Hydrogen Enhanced Localized Plasticity*) [1-3].

Wpływ mikrostruktury został dobrze rozpoznany; najmniej podatne na naprężeniowe pękanie korozyjne okazały się struktury przestarzone. Stwierdzono, że rodzaj, rozmiar i rozkład wydzielen międzyfazowych na granicach ziaren stanowiły główne czynniki determinujące skłonność do pękania. Nie ma zgodności co do roli, jaką odgrywają duże wydzielenia międzyfazowe; sugerowano, że pułapują one duże ilości wodoru, zmieniają rodzaj poślizgu z płaskiego na falisty, jak też chronią katodowo obszar granic ziarna [1,4].

Celem prezentowanej pracy jest dyskusja, na bazie uprzednio otrzymanych wyników [5,6], hipotezy o odpowiedzialności wodoru za proces naprężeniowego pęknięcia korozyjnego stopów aluminium oraz propozycja mechanizmu fizycznego procesu wzrostu pęknięcia, determinowanego przez ilość wodoru oraz jego podział między sieć i defekty struktury.

## 2. MATERIAŁY I METODYKA BADAŃ

Badano dwa stopy: polski stop Al-Zn-Mg (PA47) i francuski stop Al-Zn-Mg-Cu (7010). Skład chemiczny obu stopów przedstawiono w tabeli 1.

Tabela 1. Skład chemiczny badanych stopów

Stop	Skład chemiczny, % wag.									
	Zn	Mg	Cu	Mn	Si	Fe	Ti	Zr	Cr	Al
PA47	4,30	1,10	0,062	0,28	0,17	0,45	0,018	0,11	0,065	reszta
7010	6,12	2,33	1,60	0,016	0,054	0,093	0,031	0,013	0,010	reszta

Stopy były badane w różnych stanach obróbki cieplnej:

### I. Stop polski w stanach obróbki cieplnej:

- T4 (przesycanie w 430 °C/45 min., chłodzenie w powietrzu i starzenie naturalne w temperaturze pokojowej przez 100 dni),
- T6 (przesycanie w 430 °C/45 min., chłodzenie w wodzie bieżącej, starzenie naturalne w temperaturze pokojowej przez 6 dni oraz starzenie sztuczne dwustopniowe w 90 °C/8 godz. i 145 °C/16 godzin).

### II. Stop Al-Zn-Mg-Cu w stanach obróbki cieplnej:

- T351 (przesycanie w 477 °C/6 godz. 5 minut, chłodzenie w wodzie bieżącej, odkształcenie o 2,3 % i starzenie naturalne w temperaturze pokojowej),
- T651 (przesycanie w 477 °C/6 godzin 5 minut, chłodzenie w wodzie bieżącej, odkształcenie o 2,3 % i starzenie sztuczne jednostopniowe w 155 °C/9 godzin),
- T7451 (przesycanie w 477 °C/6 godzin 5 minut, chłodzenie w wodzie bieżącej, odkształcenie o 2,3 % oraz starzenie sztuczne dwustopniowe w 115 °C/6 godzin i 182 °C/10 godzin).

Próbki do badań korozyjnych i mechaniczno-korozyjnych były wycinane w kierunku poprzecznym do kierunku walcowania dla stopu Al-Zn-Mg i kierunku Z dla stopu Al-Zn-Mg-Cu.

Oceny podatności do naprężeniowego pęknięcia korozyjnego dokonano przez pomiar spadku energii zniszczenia (pola pod krzywą „naprężenie-odkształcenie”) próbki rozciąganej w środowisku korozyjnym ze stałą szybkością, w stosunku do energii zniszczenia próbki rozciąganej w suchym powietrzu. Szybkość odkształcania zawierała się między  $10^{-5}$  i  $10^{-7}$  s<sup>-1</sup>. Pomiary wykonano na specjalnie skonstruowanej maszynie sprzężonej z komputerem do sterowania pomiarem, rejestracji i obróbki danych. Jako środowisko korozyjne zastosowano 3,5 % roztwór NaCl dla stopu Al-Zn-Mg, czysty lub z dodatkiem HCl (pH = 1) i 250 mg/l As<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, a także sztuczną wodę morską dla stopu Al-Zn-Mg-Cu. Obok tych podstawowych testów wykonano również badania próbek eksponowanych w środowisku korozyjnym, a następnie rozciąganych w powie-

trzu tuż po zakończeniu ekspozycji lub 7 dni później. Badania prowadzono przy potencjale korozji lub w warunkach polaryzacji katodowej.

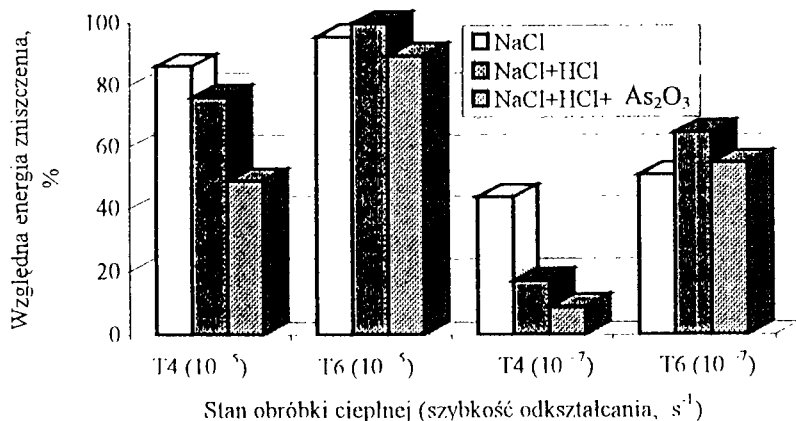
Badania mikroskopowe wykonano metodami mikroskopii optycznej, elektronowej skaningowej i prześwietleniowej. Analizę fazową przeprowadzono metodą dyfraktometrii rentgenowskiej. Pomiary stężenia wodoru wykonano przy użyciu techniki ekstrakcji próżniowej.

### 3. WYNIKI BADAŃ

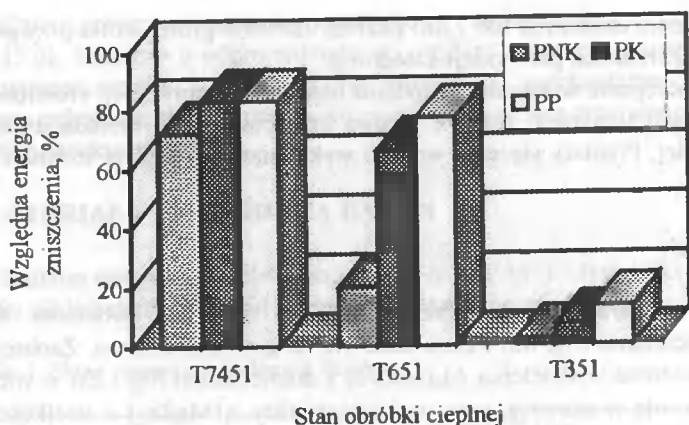
Badania mikroskopowe stopu Al-Zn-Mg ujawniły obecność wydzieleni  $Al_3Fe$  z niewielkimi domieszkami Mg, Mn i Zn w osnowie na granicach ziaren. Zaobserwowano także niekoherentne wydzielenia  $Al_6(Mn,Fe)$  z domieszkami Mg i Zn, o wielkości do 200 nm, głównie w osnowie, oraz wydzielenia fazy  $\eta'(MgZn_2)$  o wielkości do 40 nm (jedynie dla stanu T6). Badania stopu Al-Zn-Mg-Cu wykazały obecność okrągłych wydzieleni  $Mg_2Si$  o wielkości 1-10  $\mu m$ , wydłużonych cząstek  $Al_7Cu_2Fe$  o wielkości do kilku mikrometrów, cząstek  $Al_3Zr$  o rozmiarach  $10 \div 30$  nm, jak również wydłużonych cząstek faz  $\eta'$  i  $\eta$  o rozmiarach zależnych od stanu obróbki cieplnej:  $40 \div 70$  nm dla T351,  $50 \div 120$  nm dla T651 i  $200 \div 250$  nm dla T7451.

Przełomy miały charakter mieszany z przewagą kruchego dla stanu T4 i całkowicie plastyczny dla stanu T6 stopu Al-Zn-Mg. Podobną zależność przełomu od obróbki cieplnej obserwowano dla stopu Al-Zn-Mg-Cu, przy czym międzykryształiczne kruche pęknięcia przebiegały niezależnie lub zależnie od obecności wydzieleni, przecinając wydzielenia fazy  $Al_7Cu_2Fe$  lub formując jamy wokół wydzieleni fazy  $Mg_2Si$ .

Na rysunku 1 pokazano wpływ obróbki cieplnej i składu roztworu na względną energię zniszczenia dla stopu Al-Zn-Mg. Stop niezupełnie starzony (T4) był wyraźnie mniej odporny od stopu przestarzonego. W obu stanach dodatek trójtlenku arsenu i kwasu solnego powodował głębszy spadek energii zniszczenia. Dla stopu Al-Zn-Mg-Cu spadek energii zniszczenia po dodaniu trójtlenku arsenu był także zauważany, jednakże jedynie dla stanu T7451.

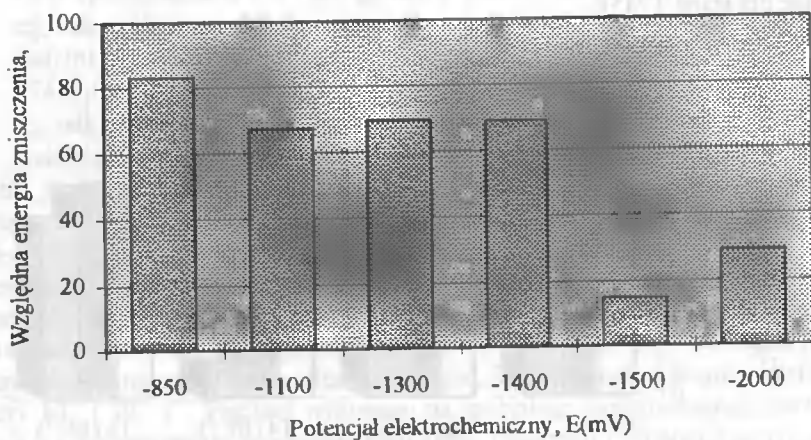


Rys.1. Względna energia zniszczenia stopu Al-Zn-Mg w różnym stanie obróbki cieplnej, mierzona przy szybkości odkształcania  $10^{-5}$  i  $10^{-7} s^{-1}$  w roztworach o różnym składzie



Rys.2. Względna energia zniszczenia stopu Al-Zn-Mg-Cu próbki rozciąganej w środowisku korozyjnym (PNK), w powietrzu po ekspozycji korozyjnej (PK) oraz w powietrzu po ekspozycji korozyjnej i 7-dniowym przechowywaniu w powietrzu (PP)

Na rysunku 2 pokazano wartości energii zniszczenia dla stopu Al-Zn-Mg-Cu w różnym stanie obróbki cieplnej, mierzone przy szybkości odkształcania  $3 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  w sztucznej wodzie morskiej (próba naprężeniowo-korozyjna) lub w powietrzu, w tym ostatnim przypadku albo niezwłocznie po zakończeniu ekspozycji korozyjnej próbki nie naprężonej w wodzie (próba korozyjna), albo po 7 dniach przechowywania w powietrzu po zakończeniu ekspozycji (próba pomiaru powrotu własności mechanicznych). Widoczny jest niewielki nawrót własności mechanicznych po pozostawieniu próbki w powietrzu.



Rys.3. Wpływ polaryzacji katodowej na względną energię zniszczenia stopu Al-Zn-Mg-Cu w stanie obróbki cieplnej T7451. Szybkość odkształcania ok.  $10^{-7} \text{ s}^{-1}$

Część próbek stopu Al-Zn-Mg-Cu poddano polaryzacji katodowej. Jak widać na rysunku 3, spadek energii zniszczenia jest najwyższy przy pewnym umiarkowanym potencjale katodowym, tutaj  $-1500$  mV (względem NEK), a mniejszy przy intensywnej polaryzacji katodowej,  $-2000$  mV. W tym pierwszym przypadku obserwowano mikroskopowo siatkę pęknięć, w tym drugim – intensywne zniszczenie związane z wypadaniem całych ziaren. Próbki stopu Al-Zn-Mg eksponowane były przez okres 7 dni w roztworze 3,5 % NaCl, czystym i z dodatkiem trójtlenku arsenu. Pomiary stężenia wodoru wykonane bezzwłocznie po zakończeniu ekspozycji wykazały, że stężenie wodoru zawierało się w granicach  $0,14 \pm 0,17$  ppm at. po ekspozycji w czystym roztworze NaCl i  $0,6 \pm 3,6$  ppm at. w obecności trójtlenku arsenu. Dodatek  $As_2O_3$  powodował więc w tym przypadku wzrost stężenia wodoru dla każdego stanu obróbki cieplnej.

#### 4. DYSKUSJA

Podczas gdy przeważająca większość badaczy uznaje związek między obecnością wodoru w stopach Al-Zn-Mg-Cu, a ich podatnością do naprężeniowego pęknięcia korozyjnego, dowody na to nie są wcale przekonujące. Nieciągły charakter wzrostu pęknięcia [4] może wynikać z zależnej od czasu dyfuzji wodoru do obszaru przed wierzchołkiem pęknięcia, ale może również być związany z podobną zależnością rozpuszczania anodowych wydzieleni fazowych na granicach ziaren. Ponieważ obserwowano wzrost przenikania wodoru także przy wzroście polaryzacji anodowej [7], wiązano ten efekt ze wzrostem liczby dróg wejścia wodoru przy rozpuszczaniu anodowym; wydaje się jednak, że degradacja równie dobrze mogłaby być wywołana korozją międzykrystaliczną, wżerową i warstwową. Trudniej jest wytłumaczyć fakt, że przenikalność rośnie ze wzrostem potencjału katodowego, zaś degradacja nie. Degradacja stopów wskutek naprężeniowego pęknięcia korozyjnego może być więc powodowana przy polaryzacji anodowej i potencjale korozyjnym także rozpuszczaniem elektrochemicznym, choć brak różnic przelomów próbek zniszczonych w wyniku kruchości wodorowej i naprężeniowego pęknięcia korozyjnego nie wydaje się na to wskazywać.

Otrzymane tu wyniki potwierdzają jednak, przynajmniej częściowo, udział wodoru w procesie naprężeniowego pęknięcia korozyjnego tej grupy stopów.  $As_2O_3$  hamuje reakcję reakcji rekombinacji wodoru na powierzchni metali, zwłaszcza w roztworach kwaśnych [8]. Jego dodatek może więc przyspieszać wnikanie wodoru do wnętrza stopów, co tu rzeczywiście się obserwuje i prowadzi do dalszego spadku energii zniszczenia, jeżeli wódór jest odpowiedzialny za proces degradacji.

Obserwacja częściowego nawrotu własności mechanicznych po pozostawieniu próbki w powietrzu jest dalszym dowodem na udział wodoru w degradacji. Powrót ten przypisywano kiedyś desorpcji wodoru z próbki. Ponieważ jednak w powietrzu szybko (w ciągu sekund) powstaje tlenek aluminium tworzący dość istotną barierę na drodze dyfuzji wodoru, nawrót własności może być związany ze spadkiem stężenia wodoru dyfuzyjnego, który jest odpowiedzialny za zniszczenie. Bardziej wiarygodnym wytłumaczeniem spadku stężenia wodoru sieciowego jest jego redystrybucja do głębszych pułapek. Wydaje się, że dwa rodzaje takich pułapek są naprawdą istotne: powierzchnie międzyfazowe i mikropęcherze wodoru.

Jeżeli pęknięcia wodorowe przebiega wyłącznie w obszarze granicy ziarna, to istotnymi powierzchniami międzyfazowymi są powierzchnie wydzieleni faz międzymetalicznych, w tym przypadku  $MgZn_2$ , ponieważ tylko te wydzielenia ulegają tworze-

niu się i wzrostowi ze zmianą temperatury i czasu starzenia. Powierzchnie tych niekoherentnych wydzieleni wiążą wodór na tyle silnie, podobnie jak siarczki i węgliki w stalach [8], że w temperaturze pokojowej można je uważać za pułapki nieodwracalne.

Ten proces tłumaczy rolę mikrostruktury w zapobieganiu wzrostowi pęknięcia. W przypadku podłużnych wydzieleni ich powierzchnia sumaryczna wzrasta ze wzrostem długości średniego wydzielenia. Udział wydzieleni w objętości granicy ziarna wzrasta od zera w przypadku stopów niedostarczonych, aż do znacznych wartości w przypadku stopów przestarzonych, kiedy to wydzielenia mogą być rozłożone na sporej części granicy ziarna. Równocześnie spada podatność do naprężeniowego pęknięcia korozyjnego. Zakładając, że głównym czynnikiem determinującym podatność jest stężenie wodoru dyfuzyjnego, można stwierdzić, że stężenie krytyczne dla badanych stopów niedostarczonych jest nie większe, niż 0,16 ppm at., ponieważ już przy tym stężeniu obserwuje się pęknięcie korozyjne. W takim przypadku stężenie wodoru dyfuzyjnego równe jest praktycznie stężeniu całkowitemu wodoru, pomniejszonemu o wodór pułapkowany przez inne, niż wydzielenia  $MgZn_2$ , defekty struktury. W miarę rozwoju wydzieleni ich powierzchnie międzyfazowe zaczynają silnie wiązać wodór, którego stężenie w sieci spada poniżej wartości krytycznej. Przy ciągłym wzroście stężenia wodoru w wyniku jego absorpcji i dyfuzji stężenie to w końcu mogłoby osiągnąć wartość krytyczną także w przypadku stopów przestarzonych; duże wydzielenia zmniejszają jednak także drogę poślizgu, który musi odbywać się w obszarze położonym dalej od granicy ziarna, czyniąc tym samym naprężenie konieczne do uruchomienia poślizgu większym.

Najbardziej prawdopodobny model fizyczny zjawiska nie musi więc brać pod uwagę możliwości rozpuszczania anodowego dna pęknięcia. Rozpuszczanie anodowe powoduje pojawienie się wodoru, który może wnikać do wnętrza czystego metalu przez świeżo utworzoną szczelinę lub wżer korozyjny. W warunkach niezbyt silnej polaryzacji katodowej rozpuszczanie maleje i warstwa tlenku staje się mocną barierą dla wejścia wodoru, stąd proces degradacji zostaje zahamowany. Wnikający wodór powoduje, w myśl teorii zlokalizowanego uplastycznienia, ekranowanie położonych blisko siebie dyslokacji, jeżeli jego stężenie staje się dostatecznie duże. W konsekwencji następuje poślizg dyslokacji przy naprężeniu lokalnie mniejszym od granicy plastyczności - zmiękczenie materiału. Poruszające się po obu stronach szczeliny dyslokacje ulegają spiętrzeniu w obszarze przed wierzchołkiem pęknięcia powodując powstawanie jam i mikropustek, a w rezultacie strefy umocnienia materiału [9] i utworzenie wtórnego mikropęknięcia.

Jeżeli stężenie wodoru staje się bardzo wysokie, jak w przypadku silnej polaryzacji katodowej, ilość wodoru związanego przy powierzchniach międzyfazowych gwałtownie wzrasta i stopniowo dochodzi do utworzenia mikropęcherzy wodoru, a dalej do ich rozwoju i deformacji plastycznej w ich sąsiedztwie. Efekt ten z jednej strony prowadzi do spadku stężenia wodoru sieciowego (mikropęcherze działają jak głębokie pułapki wodoru), z drugiej do tworzenia nowych dyslokacji, ich splątania i w końcu lokalnej destrukcji, a w konsekwencji zahamowania rozwoju pojedynczych pęknięć. Wynikiem jest mniejsza degradacja stopu przy silnej polaryzacji katodowej, jak to zauważono wcześniej [10].

Powyższy model nie ujmuje zależności czasowych rozpuszczania elektrochemicznego szczeliny i wżerów, dyfuzji wodoru oraz rozwoju pęknięcia. Stwierdzono, że



nominalna szybkość dyfuzji wodoru byłaby o rząd wielkości za mała, aby wytłumaczyć jego gromadzenie się w dostatecznie dużych stężeniach w dość odległych obszarach. Przyпуска się, że wodór może poruszać się razem z dyslokacjami, bądź też poruszać się znacznie szybciej w polu ich naprężeń. Konieczne staje się opracowanie modelu skokowego rozwoju szczeliny, który uwzględniałby realny czas zdarzeń i mikrostrukturę granic ziaren, w tym ilość wodoru wnikażącego do wnętrza stopu w wyniku reakcji korozyjnej rozpuszczania wydzielenia, stężenie wodoru w obszarze pęknięcia i jego zmiany w czasie, korelację między stężeniem wodoru a naprężeniem koniecznym do uruchomienia poślizgu, zmianę wielkości wydzieleni fazowych w czasie i związek tego procesu z lokalnym odkształceniem plastycznym.

## 5. WNIOSKI

1. Obserwowany wpływ dodatku trójtlenku arsenu do roztworu na degradację stopu, częściowy nawrót własności mechanicznych po przechowywaniu w powietrzu oraz wpływ polaryzacji katodowej na degradację potwierdzają udział wodoru w procesie naprężeniowego pęknięcia korozyjnego stopów aluminium.
2. Wydzielenia fazowe w obszarach granic ziaren mogą wiązać duże ilości wodoru powodując tym samym spadek stężenia wodoru sieciowego poniżej wartości krytycznej, koniecznej do uruchomienia lokalnie poślizgu.

## LITERATURA

- [1] Holroyd N.J.H.: Environment-induced cracking of high-strength aluminum alloys. Proc. Conf. Environmental-Induced Cracking, NACE, Kohler, USA, s. 311, 1988.
- [2] Gerberich W.W., Marsh P. i in.: Hydrogen/plasticity interactions in stress corrosion cracking. Proc. Intl. Conf. Corrosion-Deformation Interactions, Fontainebleau, Francja, s. 325, 1992.
- [3] Birnbaum H.K.: Mechanisms of hydrogen-related fracture of metals. Proc. Conf. Environmental-Induced Cracking, NACE, Kohler, USA, s. 21, 1988.
- [4] De Ardo A.J., Townsend R.D.: The effect of microstructure on the stress-corrosion susceptibility of an Al-Zn-Mg alloy. Carnegie-Mellon University, Detroit 1970.
- [5] Zieliński A., Renaud E. i in.: Effect of tempers on stress corrosion cracking of an Al-Zn-Mg-Cu alloy. J. Mater. Proc. Techn., nr 53, s. 491, 1995.
- [6] Zieliński A., Łabanowski J., Jawan H.A.: Badania mechanizmu naprężeniowego pęknięcia korozyjnego stopu AlZn5Mg1 w roztworze NaCl. V Ogólnopolska Konferencja, Korozja 96, s. 149, Gdańsk 1996.
- [7] Gest R.J., Troiano A.R.: Stress corrosion and hydrogen embrittlement in aluminium alloys. Corrosion, 30, nr 8, s. 274, 1974.
- [8] Śmiałowski M.: Hydrogen in Steel. Pergamon Press, Oxford 1962.
- [9] Magnin T.: Environment sensitive fracture mechanisms. Solid State Phenomena, nr 35-36, s. 319, 1994.
- [10] Christodolou L., Flower H.M.: Hydrogen embrittlement and trapping in Al-6 % Zn-3 % Mg. Acta Metall., nr 28, s. 481, 1983.

## **MECHANISMS OF STRESS CORROSION CRACKING OF ALUMINIUM ALLOYS**

### **Summary**

Stress corrosion cracking has been explained in qualitative terms by hydrogen entry and its effects on microstructure and properties of alloys. The decreasing susceptibility to stress corrosion cracking is related on increasing hydrogen trapping by grain boundary precipitates and hydrogen concentration decreasing below critical value necessary to facilitate the dislocation movement. Certain increase in plasticity observed at growing cathodic polarisation may be associated with reaching the hydrogen content at which the hydrogen microbubbles may be formed decreasing the hydrogen lattice concentration .

## **ROLA CZYNNIKÓW STRUKTURALNYCH, MECHANICZNYCH I EKSPLOATACYJNYCH W KOROZYJNYM NISZCZENIU WYMIENNIKÓW CIEPŁA**

Maria Głowacka, Waldemar Serbiński

Politechnika Gdańska, Wydział Mechaniczny,  
ul. G. Narutowicza 11/12, 80-952 Gdańsk

Prezentowano rolę czynników strukturalnych, mechanicznych i eksploatacyjnych w odporności korozyjnej rurowych wymienników ciepła, mianowicie cukrowniczym aparacie wyparnym oraz parowej nagrzewnicy powietrza. Stwierdzono, iż zniszczenie rur z mosiądzu M70z4r w aparacie wyparnym nastąpiło wskutek korozji naprężeniowej. Przyczyną jej było współdziałanie naprężeń wewnętrznych w mosiądzu oraz obecność jonów amonowych i dwutlenku siarki. W parowej nagrzewnicy powietrza rury miedziane uległy korozji wżerowej. Przyczyną zniszczenia było zanieczyszczenie zawilgoconej pary wodnej siarczanami, chlorkami oraz dwutlenkiem węgla.

### **1. WSTĘP**

Aparaty wyparne są podstawowymi urządzeniami w cukrowniach, służącymi do zateżania soku cukrowniczego. Przestrzeń robocza aparatu wyparnego składa się z dwóch stalowych płyt sitowych o grubości ok. 26 mm (górnej i dolnej), w środku których znajduje się otwór na rurę cyrkulacyjną oraz 3984 otwory o średnicy ok. 34 mm. W otworach tych zaciśnięte są końce rur z mosiądzu M70 o średnicy 33 mm, grubości 1,5 mm i długości 2290 mm. Powierzchnia zewnętrzna rur ogrzewana jest parą wodną o temperaturze  $140 \div 160$  °C pod ciśnieniem  $0,1 \div 0,25$  MPa. Powierzchnia wewnętrzna rur styka się z sokiem cukrowniczym zawierającym cukier oraz węglan potasu, niewielkie ilości amoniaku oraz dwutlenku siarki.

Obecność amoniaku pochodzi z rozkładu organicznych związków azotu, natomiast dwutlenek siarki dodawany jest w celu odbarwienia soku. Wartość pH soku waha się w granicach  $7,5 \div 8,5$ .

W jednej z cukrowni, podczas prac remontowych aparatu wyparnego, dokonano wymiany rur mosiężnych na nowe, wykonane z mosiądzu M70 w stanie półtwardym, rekrytalizowanym (z4r) według PN-80/H-74585. Po 14 dniach eksploatacji stwierdzo-

no w wymienionych rurach nieszczelności. Spowodowało to wyłączenie wyparki z ruchu. Po otwarciu aparatu stwierdzono pęknięcia i oberwanie 88 rur. Przykład zniszczenia rur w aparacie wyparnym, po wymienionym okresie eksploatacji, przedstawiono na rysunku 1.



Rys. 1. Obraz pęknięcia w rurze  $\phi$  33 x 1,5 mm z mosiądzu M70z4r w aparacie wyparnym

Parowa nagrzewnica powietrza stanowi integralną część bezkanałowego aparatu grzewczego, przeznaczonego do ogrzewania w systemie ciągłym powietrza w halach produkcyjnych, warsztatach lub magazynach. Nagrzewnice stosuje się w układach złożonych z kilkudziesięciu do kilku tysięcy sztuk. Para wodna z uwagi na liczne zalety pozostaje nadal głównym, technologicznym czynnikiem grzejmym, pomimo olbrzymiego w ostatnich latach postępu w rozwoju elektrycznych systemów ogrzewania.

W instalacji parowo-kondensacyjnej złożonej z kolektora ujęcia wody wodociągowej, kolumn jonitowych, urządzenia uzdatniającego wodę, otwartego zbiornika kondensatu, odgazowycza, kotła, wymienników ciepła typu JAD oraz kilkudziesięciu nagrzewnic powietrza po około 2 letniej eksploatacji stwierdzono perforacje miedzianych rur w nagrzewnicach. Medium przepływającym przez nagrzewnice była para wodna o ciśnieniu nominalnym 0,3 MPa i temperaturze 133 °C. W nagrzewnicach rury miedziane omywane były z zewnątrz powietrzem, przetłaczanym za pomocą wentylatora.

Jakość wody zasilającej kocioł parowy i wytwarzanej w nim pary, jakość materiałów konstrukcyjnych z którymi stykają się oba media oraz poprawność eksploatacji instalacji parowo-kondensacyjnej decydują o trwałości całego układu. Z punktu widzenia trwałości orurowania nagrzewnic wiadomo, iż w prawidłowo pracującej instalacji powierzchnie wewnętrzne rur miedzianych pokrywają się szczelną, ochronną warstwą tlenków, tworzącą się w początkowym okresie pracy wskutek oddziaływania tlenu zawartego w parze wodnej. W trakcie wadliwej eksploatacji na powierzchni tlenków mogą powstawać dodatkowe warstwy osadów, w tym siarczanów i chlorków, które stanowią przyczynę korozji wżerowej miedzi [1]. Sole te mogą być unoszone przez parę wodną z kotła, podobnie jak tlen i dwutlenek węgla, które również sprzyjają korozji wżerowej.

## 2. PRZEPROWADZONE BADANIA I ICH WYNIKI

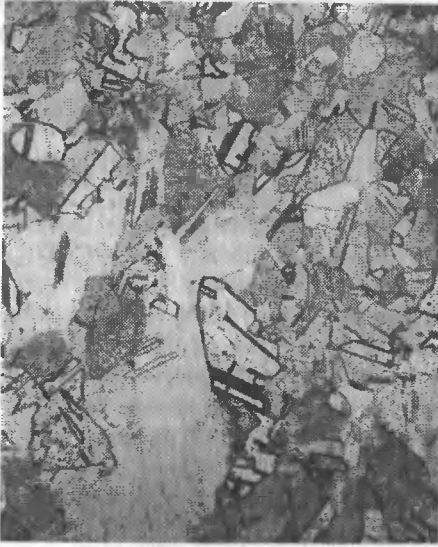
### 2.1. Badania przyczyn zniszczenia cukrowniczego aparatu wyparnego

W celu wyjaśnienia przyczyn pęknięcia rur  $\phi$  33 x 1,5 mm wykonanych z mosiądzu M70z4r i zniszczonych po 14 dniach eksploatacji w cukrowniczym aparacie wyparnym, przeprowadzono badania zarówno w stanie dostawy jak i degradacji.

Zgodnie z wymaganiami PN-80/H-74585 badania rur w stanie dostawy obejmowały: sprawdzenie wymiarów i składu chemicznego, określenie stanu dostawy i własności wytrzymałościowych, próby technologiczne spłaszczania i rozciągania, obserwacje mikrostruktury oraz testy odporności na naprężeniowe pękanie. Z pełnych wyników badań, zamieszczonych w pracy [2], obecnie przytoczono tylko te wyniki, które odbiegają od wymagań stawianych przez powyższą normę.

Stan dostawy rur z M70z4r określono przez pomiar twardości. Średnia twardość badanych rur w stanie dostawy wynosiła 115 HV5, zaś wymagana przez PN-80/H-74585 zawiera się w granicach od 80 do 110 HV5.

Celem badań metalograficznych mikroskopowych było określenie zasadniczej mikrostruktury rur oraz charakteru i przebiegu pęknięć. Badania metalograficzne mikroskopowe wykonano na próbkach wyciętych prostopadle i równoległe do osi pękniętych rur charakterystycznych dla pęknięć obszarach. Obserwacji mikroskopowych dokonano na zglądach trawionych odczynnikiem chromowym. Badania przeprowadzono na mikroskopie świetlnym Neophot 32 przy powiększeniu 200x. Obraz charakterystycznej mikrostruktury próbek trawionych przedstawiono na rysunkach 2 i 3.



Rys.2. Mikrostruktura mosiądzu M70z4r w rurze  $\phi$  33 x 1,5 mm w stanie dostawy



Rys.3. Międzykrystaliczny charakter pęknięcia w rurze zniszczonej po 14 dniach eksploatacji

W zasadniczej mikrostrukturze rur (rys.2) ujawniono dużą niejednorodność w wielkości ziarn, chociaż ich średnia wielkość zawiera się w przedziale dopuszczalnym normą PN-80/H-74585.

Analiza uzyskanych wyników badań metalograficznych mikroskopowych skłania do stwierdzenia, iż korozja rur rozwija się od powierzchni wewnętrznej, skutkiem pracy w środowisku soku cukrowniczego zawierającego amoniak i dwutlenek siarki. Międzykrystaliczny przebieg pęknięć rur z mosiądzu M70z4r (rys.3) jest charakterystyczny dla inicjacji i propagacji zniszczenia podczas korozji naprężeniowej [3].

W celu określenia wpływu odkształcenia na zimno do skłonności pęknięcia naprężeniowego badane rury pocięto na odcinki o długości 150 mm, w których każdy z końców rozwałcowano do średnicy 34,5 mm (wzrost średnicy o 4,2 %). Następnie

przeprowadzono próbę ręciovą zgodnie z PN-71/H-04730. W rozwalczonych rurach wystąpiły wyraźne pęknięcia.

## 2.2. Badania przyczyn zniszczenia rur parowego wymiennika ciepła

W celu ustalenia przyczyn zniszczenia miedzianych rur nagrzewnic powietrza przeprowadzono badania materiałowe uszkodzonych rur oraz badania składu chemicznego, jak również właściwości wody zasilającej układ parowo-kondensacyjny i kondensatów pochodzących z wymienników typu JAD oraz parowych nagrzewnic powietrza. Przedmiotem badań były odcinki rur  $\phi$  15,5 mm i grubości ścianki 0,8 mm, wykonane z miedzi M2R, wycięte z uszkodzonych nagrzewnic powietrza po około 2 - letniej eksploatacji.

Obserwacje makroskopowe powierzchni rur wykazały pojedyncze wżery, z perforacją rozwijającą się od powierzchni wewnętrznej, której obraz pokazano na rysunku 4.

Powierzchnia produktów korozji wewnątrz różnych odcinków rur była zróżnicowana. W jednych dominowała barwa czerwono-brązowa, pochodząca najprawdopodobniej od czerwonej barwy tlenku miedziawego  $\text{Cu}_2\text{O}$ , w innych była ciemnobrązowa, którą wiązać można z obecnością czarnego tlenku miedziowego  $\text{CuO}$  [4]. Przypuszczenia te potwierdziły przeprowadzone badania składu fazowego produktów korozji na powierzchni wewnętrznej rur miedzianych za pomocą dyfraktometru DRON 2 przy użyciu lampy miedziovej i promieniowania nieodfiltrowanego o długości fali  $\text{CuK}_\alpha = \lambda_1 = 1,542 \text{ \AA}$  oraz  $\text{CuK}_\beta = \lambda_2 = 1,392 \text{ \AA}$ . Wykazały one obecność w obszarach o zróżnicowanej barwie tlenków  $\text{CuO}$  i  $\text{Cu}_2\text{O}$  oraz siarczanów  $\text{CuSO}_4$ . Jednocześnie nie można wykluczyć w produktach korozji obecności  $\text{CuS}$ ,  $\text{CuCl}$  i  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ .

W oparciu o wyniki badań składu chemicznego przedstawionego w pracy [5] można stwierdzić, iż odpowiada on według PN-77/H-82120 miedzi w gatunku M2R, co jest zgodne z danymi przedstawionymi przez producenta nagrzewnic.

Celem badań metalograficznych mikroskopowych było z jednej strony określenie stanu materiału i jego zgodności z wymaganiami projektowymi, z drugiej zaś charakteru uszkodzeń korozyjnych, których obraz stanowi wskazówkę dotyczącą przyczyn i mechanizmu korozji. Z badań wynika, iż mikrostruktura miedzi złożona jest z drobnych równoosiowych ziarn z bliźniakami rekrytalizacji, która jest typowa dla materiałów poddanych wyzarzaniu rekrytalizującemu (rys.5).

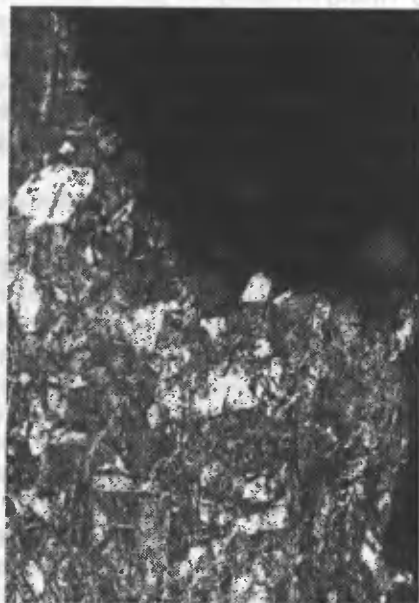
Obserwacje mikroskopowe w obszarze wżeru korozyjnego wykazały, iż powierzchnia wżeru jest gładka, z cienką, równomiernie rozłożoną warstwą produktów korozji, bez biegnących po granicach ziarn pęknięć charakterystycznych dla korozji naprężeniowej.

Wyniki badań składu chemicznego oraz wartości pH wody pobranej z sieci wodociągowej, uzdatnionej, zasilającej, odgazowanej i kondensatu pobranego z odwadniającej parowych nagrzewnic powietrza zestawiono w tabeli 1. Woda pobierana z sieci wodociągowej uzdatniana jest dodatkiem fosforanu sodowego i wodorotlenku sodu. Zwraca uwagę wysoka ilość tlenu, przy zalecanej  $0,1 \text{ mg/dm}^3$ , a także wysoka zawartość wodorowęglanów od  $352$  do  $392 \text{ mg/dm}^3$ .

Woda uzdatniona po zmieszaniu z kondensatami ze wszystkich odbiorników ciepła wykazała ponownie wysokie stężenie tlenu ( $1,51 \text{ mg/dm}^3$ ), które po odgazowaniu zmalało do  $1,13 \text{ mg/dm}^3$ . Analiza chemiczna kondensatu wykazała, iż posiada on odczyn kwaśny ( $\text{pH} = 4,55$ ) i zawartość wodorowęglanów  $25,7 \text{ mg/dm}^3$ , co oznacza, iż uległy one rozkładowi w kotle (z  $230 \text{ mg/dm}^3$ ) i wytworzyły dwutlenek węgla. Przenoszony z parą wodną dwutlenek węgla częściowo rozpuszcza się w powstającym wymiennikach ciepła kondensacie, powodując jego zakwaszenie.



Rys.4. Obraz wżeru korozyjnego z perforacją w kierunku powierzchni zewnętrznej parowego wymiennika ciepła



Rys.5. Mikrostruktura miedzianej rury w pobliżu wżeru korozyjnego

Tabela 1. Skład chemiczny wody z sieci wodociągowej (S), uzdatnionej (U), zasilającej (Z), odgazowanej (D), kondensatu (K) pobranych z instalacji parowo-kondensacyjnej na grzewnic

Rodzaj oznaczenia	Jednostka	S	U	Z	D	K
pH	-	6,8	8,1	6,5	8,8	4,55
O <sub>2</sub>	mg/dm <sup>3</sup>	1,33	-	1,51	1,13	-
Cl <sup>-</sup>	mg/dm <sup>3</sup>	4,20	4,40	2,00	3,2	<0,1
CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	mg/dm <sup>3</sup>	0,00	0,00	0,00	8,1	0,00
(HCO <sub>3</sub> ) <sup>-</sup>	mg/dm <sup>3</sup>	352,0	395,0	135,0	230,0	25,7
SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	mg/dm <sup>3</sup>	20,0	10,0	<1	<1	<1
NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	mg/dm <sup>3</sup>	4,2	3,3	0,1	4,1	<0,1
PO <sub>4</sub> <sup>3-</sup>	mg/dm <sup>3</sup>	0,37	5,50	3,80	4,2	0,03
Mn <sup>2+</sup>	mg/dm <sup>3</sup>	0,001	0,001	0,004	<0,001	0,001
(NH <sub>4</sub> )	mg/dm <sup>3</sup>	0,46	0,19	0,22	0,114	0,18
Ca <sup>2+</sup> + Mg <sup>2+</sup>	°n	7,4	-	-	-	-

### 3. OMÓWIENIE WYNIKÓW BADAŃ

Spośród różnych rodzajów korozji lokalnej do najpowszechniej występujących należą naprężeniowe pęknięcie oraz korozja wżerowa. W trakcie eksploatacji korozja lokalna jest często niezauważalna i trudna do przewidzenia. Ujawnia się ona dopiero przez uszkodzenie, uniemożliwiające dalszą eksploatację urządzenia. Zachodzi w warunkach pasywacji (istnienie na powierzchni metali i stopów warstewek pasywnych),

gdy tworzywo metalowe praktycznie nie podlega widocznej korozji. Szybkość korozji naprężeniowej oraz wżerowej jest znacznie większa niż korozji ogólnej [3].

Korozja lokalna miedzi i jej stopów zachodzi w następstwie naruszenia warstewki pasywnej przez agresywne aniony (najczęściej są nimi chlorki i siarczany), oddziaływania tlenu, amoniaku, dwutlenku węgla, niskiej wartości pH środowiska korozyjnego oraz w wypadku korozji naprężeniowej współdziałania naprężeń rozciągających.

W rozważanych cukrowniczych aparatach wyparnych powierzchnia wewnętrzna rur styka się z sokiem cukrowniczym o wartości pH wahającego się w granicach  $7,5 \div 8,5$ , który oprócz cukru zawiera węglan potasu, niewielkie ilości amoniaku i dwutlenku siarki. Z blisko czterdziestoletnich doświadczeń załogi cukrowni wynika, iż w opisanym środowisku rury wykonane z mosiądzu M70 w stanie w pełni rekrytalizowanym o twardości około 64HV5 nie wykazywały oznak zniszczenia korozyjnego [2].

W świetle kompleksowych badań zniszczonych rur wykonanych z mosiądzu M70z4r stwierdzono, iż decydującym o awarii czynnikiem okazał się stan ich obróbki cieplnej (półtwardy, rekrytalizowany-z4r). Obecność naprężeń rozciągających w omawianych rurach oraz współdziałanie soku cukrowniczego zawierającego amoniak i dwutlenek siarki spowodowały powstanie na powierzchni wewnętrznej rur pęknięć międzykrystalicznych, charakterystycznych dla skutków korozji naprężeniowej.

Miedziane rury parowych nagrzewnic powietrza uległy korozji wżerowej wskutek oddziaływania środowiska zawilgoconej pary wodnej zanieczyszczonej tlenem i dwutlenkiem węgla oraz siarczanami i chlorkami. W badanych warstwach wierzchnich wewnętrznych powierzchni rur miedzianych stwierdzono bowiem siarczany i chlorki. Substancje te inicjują korozję wżerową miedzi [6]. Szczególnie rola siarczanów sprowadza się do stworzenia warunków rozwoju wżerów, ponieważ ich osady luźno związane z podłożem pozwalają na penetrację do powierzchni metalu agresywnych jonów ze środowiska oraz zarodkowanie i rozwój wżerów.

Obecność warstw tlenkowych na powierzchni wewnętrznej rur miedzianych oraz duża zawartość tlenu w wodzie zasilającej około  $1 \text{ mg/dm}^3$  (wymagane normą PN-85/C-04601 wynosi  $0,1 \text{ mg/dm}^3$ ) potwierdzają znaczne zanieczyszczenie tlenem pary wychodzącej z kotła. Również wysoki poziom wodorowęglanów w wodzie zasilającej kocioł (do  $395 \text{ mg/dm}^3$ ) i niski w kondensacie pary pobranym z odwadniaczy nagrzewnic powietrza (do  $30 \text{ mg/dm}^3$ ) dowodzą, iż różnica ta jest wynikiem znacznego rozkładu wodorowęglanów w kotle i wytworzeniu dwutlenku węgla. Obecność dwutlenku węgla bardzo istotnie wpływa na wartość pH kondensatów pary w nagrzewnicach powietrza. W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono, iż wartość pH w kondensacie pary z nagrzewnic powietrza wynosiła 4,55. Na podstawie danych literaturowych [7] oszacowano, że stężenie dwutlenku węgla w kondensacie pary pracującej w omawianych nagrzewnicach powietrza wynosiło około  $10 \text{ mg/dm}^3$ .

Oceniając szybkość korozji badanych rur miedzianych wymiennika ciepła na podstawie skali obowiązującej w Polsce, to według PN-67/H-04608 odpowiada ona szybkości około  $0,5 \text{ mm/rok}$ . Jest to 6 stopień (w skali 10-stopniowej) szybkości korozji, który wskazuje na silne zagrożenie korozją rozpatrywanej instalacji parowokondensacyjnej.

Zapobieganie korozji wżerowej sprowadza się do obniżenia zawartości tlenu i wodorowęglanów, utrzymywania wartości pH w granicach  $8,5 \div 9,2$ , poprawy jakości pary drogą korekcji aminowej [8], która zabezpiecza przed wpływem tlenu i dwutlenku węgla. Bardzo istotne jest również staranne dobranie rodzaju, montaż i eksploatacja odwadniaczy w instalacji parowych wymienników ciepła [9].



### 3. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań oraz analizy ich wyników można przedstawić następujące wnioski:

1. Badania atestacyjne rur z mosiądzu M70z4r w stanie dostawy potwierdziły zgodność ich własności z PN-80/H-74585 poza twardością, która przekraczała wartość maksymalną o 5 jednostek HV5.
2. Badane rury wykazały obecność pęknięć międzykrystalicznych, charakterystycznych dla skutków korozji naprężeniowej. Zostały one zainicjowane na powierzchniach wewnętrznych w obecności soku cukrowniczego zawierającego amoniak i dwutlenek siarki, po czym rozwinęły się w kierunku powierzchni zewnętrznych.
3. W środowisku soku cukrowniczego aparatów wyparnych mogą pracować rury z mosiądzu M70 wyłącznie w stanie rekrytalizowanym o twardości od 55 do 70 HV5 oraz równomiernej strukturze na ich przekroju i długości.
4. Korozja wżerowa rur miedzianych parowych nagrzewnic powietrza nie może być przypisana czynnikowi materiałowemu, ponieważ zarówno skład chemiczny (miedź w gatunku M2R) jak i stan obróbki cieplnej były zgodne z wymaganiami projektowymi.
5. Zniszczenie korozyjne rur miedzianych parowych wymienników ciepła zostało wywołane współdziałaniem kilku czynników, do których należą:
  - ponadnormatywna zawartość tlenu w wodzie wodociągowej oraz zasilającej i najprawdopodobniej w parze wytwarzanej w kotle,
  - zbyt duża zawartość w wodzie kotłowej wodorowęglanów i węglanów, które na skutek termicznego rozpadu i hydrolizy prowadzą do wytworzenia dwutlenku węgla. Obecność dwutlenku węgla w wilgotnej parze wodnej znacznie obniża wartość pH kondensatu, co sprzyja procesom rozpuszczania warstewek pasywnych tlenków i inicjacji korozji wżerowej,
  - obecność w parze wodnej chlorków i siarczanów tworzących osad oraz niestabilność wartości pH, sprzyjająca procesowi korozji miedzi,
  - nieskuteczna metoda uzdatniania wody i zabezpieczenia korozyjnego instalacji parowo-kondensacyjnej złożonej z części stalowej (kotłowej) i miedzianej (nagrzewnice powietrza).
6. Istnieje możliwość wyeliminowania zagrożenia korozyjnego instalacji parowo-kondensacyjnej przez:
  - dokładne usunięcie tlenu, dwutlenku węgla oraz ograniczenie zawartości chlorków, siarczanów i wodorowęglanów z wody kotłowej,
  - dokładne monitorowanie wartości pH i utrzymywanie jej w granicach 8,5÷9,2,
  - stosowanie pary suchej o zadanych parametrach i dodawanie do niej specjalnych substancji (np. amin) w celu nadania jej zdolności wytwarzania na powierzchni miedzianych rur adsorpcyjnych błonek stanowiących skuteczną antykorozyjną warstwę ochronną,
  - stosowanie efektywnych odwadniaczy w nagrzewnicach powietrza.

### LITERATURA

- [1] Kubicki J., Drela I., Mromlińska Z.: Korozja miedzi w wodach naturalnych i pitnych, Mat.V Ogólnopolskiej Konferencji „Korozja '96”-Teoria i Praktyka, Gdańsk 1996.
- [2] Serbiński W., Ławnicki S.: Pęknięcie rur mosiężnych w aparatach wyparnych Cukrowni Pruszcz, Gazeta Cukrownicza, nr 7, s. 125-128, 1989.
- [3] Flis J.: Współzależność między korozją wżerową, szczelinową i korozyjnym pękaniem,

- Ochrona przed Korozją, nr 12, 1995.
- [4] Głowacka M., Serbiński W., Konieczko P., Krzysztofowicz K.: Ustalenie przyczyn korozji wżerowej rur miedzianych nagrzewnic powietrza typu AGB, (praca nie publikowana), 1998.
- [5] Głowacka M., Serbiński W., Krzysztofowicz K.: Badania materiałowe rury miedzianej z nagrzewnicy powietrza typu AGB, (praca nie publikowana), 1998.
- [6] Duthil J.P., Mankowski G.: Synergizm jonów chlorkowych i siarczanowych przy korozji wżerowej miedzi, Mat. V Ogólnopolskiej Konferencji „Korozja '96”-Teoria i Praktyka, Gdańsk 1996.
- [7] Chomicz D.: Uzdatnianie wody w kotłowniach i ciepłowniach, Arkady Warszawa 1989.
- [8] Szymonik M., Szymonik B., Jerzykiewicz W., Kozupa M.: Zastosowanie aminowej korekcji i czynnika obiegowego w kotłowniach parowych, wodnych i obiegach wody chłodzącej, Ochrona przed korozją, nr 8, 1996.
- [9] Olszewski K.: Techniczno-ekonomiczna analiza eksploatacji odwadniaczy, Energetyka, nr 1, 1998.

## **ROLE OF STRUCTURAL, MECHANICAL AND OPERATING FACTORS IN CORROSION DAMAGE OF HEAT EXCHANGERS**

### **Summary**

Role of structural, mechanical and operating factors in corrosion resistance of tubular heat exchangers, namely sugar factory's evaporator and steam-air type heat exchanger has been presented. It has been found that evaporator's brass tubing was damaged because of stress corrosion cracking in conditions of internal stresses, presence of ammonium ions and SO<sub>2</sub> inside tubes environment.

The recrystallized copper tubing of the steam heater was damaged by pitting. The damages have been caused due to contamination of humid steam by chlorides, sulphates and CO<sub>2</sub>.

## WYSOKOTEMPERATUROWE UTLENIANIE STALI (METODA OBLICZANIA CZASÓW UTLENIANIA I POMIARU GŁĘBOKOŚCI WARSTW ODWĘGLONYCH)

Krzysztof Adamaszek, Maciej Hajduga \*, Zbigniew Jurasz

Ośrodek Badawczo-Rozwojowy Samochodów Małolitrażowych "BOSMAL",  
ul. Sarni Stok 93, 43-300 Bielsko-Biała  
\*Politechnika Łódzka, Filia w Bielsku-Białej,  
ul. Willowa 2, 43-300 Bielsko-Biała

W opracowaniu przedstawiono przydatność metody obliczania czasów wysokotemperaturowego utleniania stali w atmosferze powietrza do przewidywania głębokości warstw odwęglonych. Przeprowadzony eksperyment wykazał jednakowe głębokości warstw odwęglonych w temperaturach 940, 1020 i 1100 °C, a także zgodność obserwowanych głębokości warstw dyfuzyjnych z rozkładem mikrotwardości i stężeniem węgla.

### 1. WSTĘP

Stale niskostopowe, podobnie jak węglowe, zachowują dostatecznie dobrą odporność na utlenienie w atmosferze powietrza do temperatury 570 °C. Natomiast w wyższych temperaturach, gdzie tlenek  $Fe_3O_4$  doznaje przemiany w silnie zdefektowany tlenek  $FeO$ , o żaroodporności stali decyduje stężenie pierwiastków o większym od żelaza powinowactwie do tlenu, tj. chromu, krzemu i aluminium [1-3].

Spośród licznej grupy stali konstrukcyjnych stopowych nieliczną grupę stanowią stale łożyskowe zawierające ok. 1 % C, a także od 1,30 do 1,65 % Cr. Jakkolwiek wymienione stale zawierają niewielkie ilości chromu w odróżnieniu do stali żaroodpornych to jego oddziaływanie na współczynnik dyfuzji węgla wywiera istotny wpływ na zmniejszenie głębokości warstw odwęglonych. Natomiast duże stężenie węgla w tych stalach zapewnia łatwość oceny wpływu wysokotemperaturowego utleniania na głębokość warstw odwęglonych [4-8].

Celem eksperymentu było wykazanie przydatności przyjętej metody obliczania czasów wysokotemperaturowego utleniania stali w atmosferze powietrza do przewidy-

wania głębokości warstw odwęglonych. Badano także dokładność pomiaru głębokości warstw odwęglonych metodą rozkładu mikrotwardości.

## 2. BADANIA WŁASNE

Badania przeprowadzono na próbkach walcowych z przemysłowego wytopu stali łożyskowej ŁH15 zawierającej: 0,95 % C; 0,34 % Mn; 0,31 % Si; 0,021 % P; 0,02 % S; 1,63 % Cr; 0,31 % Ni i 0,20 % Cu.

Próbki o średnicy  $\phi 50$  i  $l = 200$  mm oraz  $\phi 20$  i  $l = 35$  mm pobrano metodą toczenia z prętów o średnicy  $\phi 51,4$  mm, po czym szlifowano, polerowano, myto w alkoholu i suszono w strumieniu sprężonego powietrza.

Utlenianie wymienionych próbek w atmosferze powietrza przeprowadzono w komorze roboczej pieca elektrycznego typ FCF-40H w temperaturach 940, 1020 i 1100 °C odpowiednio przez 970, 310 i 180 minut. Po wymienionym zabiegu próbki chłodzono w powietrzu poza komorą pieca do temperatury pokojowej.

Czasy utlenienia próbek dla kolejnych temperatur utleniania  $T_1$ ,  $T_2$  i  $T_3$  wyznaczono korzystając z proporcji [9]:

$$\sqrt{D_{c_1} t_1} = \sqrt{D_{c_2} t_2}, \quad (1)$$

gdzie:

$D_{c_1}$ ,  $D_{c_2}$ ,  $t_1$ ,  $t_2$  - współczynniki dyfuzji węgla i czasy utleniania odpowiednio dla temperatur  $T_1$  i  $T_2$ .

Natomiast wymienione współczynniki dyfuzji węgla  $D_{c_1}$  i  $D_{c_2}$  wyznaczono korzystając ze wzoru:

$$D_{c_{1,2}} = D_0 \exp(-Q/RT), \quad (2)$$

gdzie:

$D_0$  - współczynnik częstości,

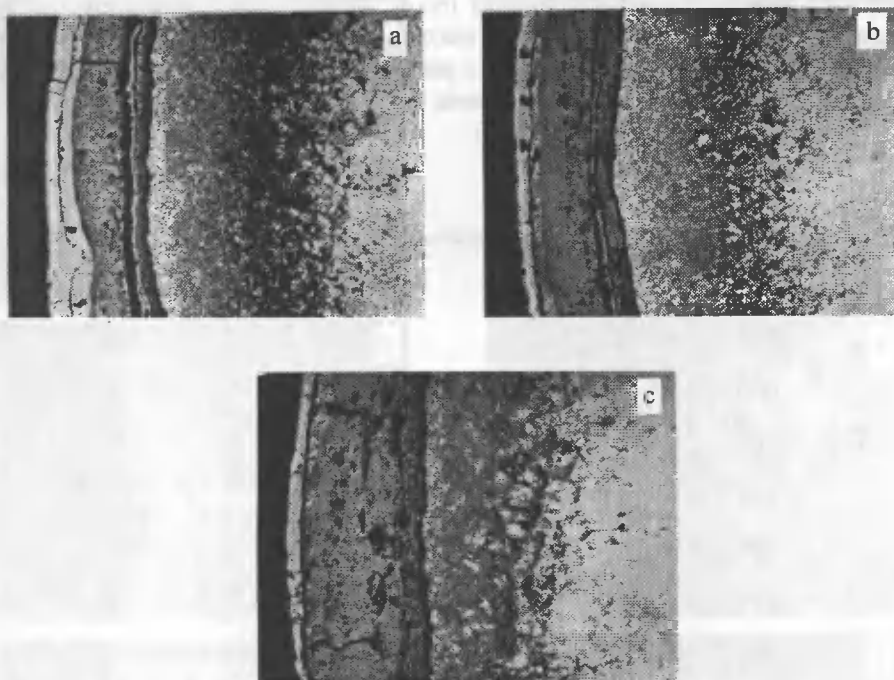
$Q$  - energia aktywacji,

$R$  - stała gazowa,

$T$  - temperatura, K.

Próbki do badań metalograficznych  $\phi 20$  polerowano mechanicznie i trawiono nitaliem. Badania struktury przeprowadzono z wykorzystaniem mikroskopu świetlnego Neophot-3 przy powiększeniu 100 i 400x. Natomiast pomiar mikrotwardości wykonano metodą Vickersa, aparatem typ Durimet-20 firmy Leitz-Wetzlar przy obciążeniu 1 N.

Celem zbadania rozkładu stężenia węgla w funkcji odległości od powierzchni do rdzenia utlenione próbki  $\phi 50$  zabezpieczono grubą warstwą suchego piasku kwarcowego nasyconego szkłem wodnym i wyżarzono w temperaturze 700 °C w czasie 2 godzin. Wyżarzanie, a także chłodzenie próbek do temperatury pokojowej zrealizowano w komorze roboczej wymienionego pieca. Po ochłodzeniu próbki oczyszczono mechanicznie i poddano toczeniu kolejnych warstw o grubości od ok. 0,05 mm przy powierzchni do ok. 0,2 mm na głębokości 4,0 mm. Zabieg prowadzono bez udziału chłodziwa przy małych szybkościach skrawania gromadząc wióry w oznakowanych pojemnikach. Analizę chemiczną węgla wykonano aparatem Leco-analyse.



Rys.1. Warstwy odwęglone i zgorzeliny. Stal LH15 utleniana i chłodzona w powietrzu. a) 940 °C/970', b) 1020 °C/310' i c) 1100 °C/180'. Pow. 100x

### 3. WYNIKI BADAŃ

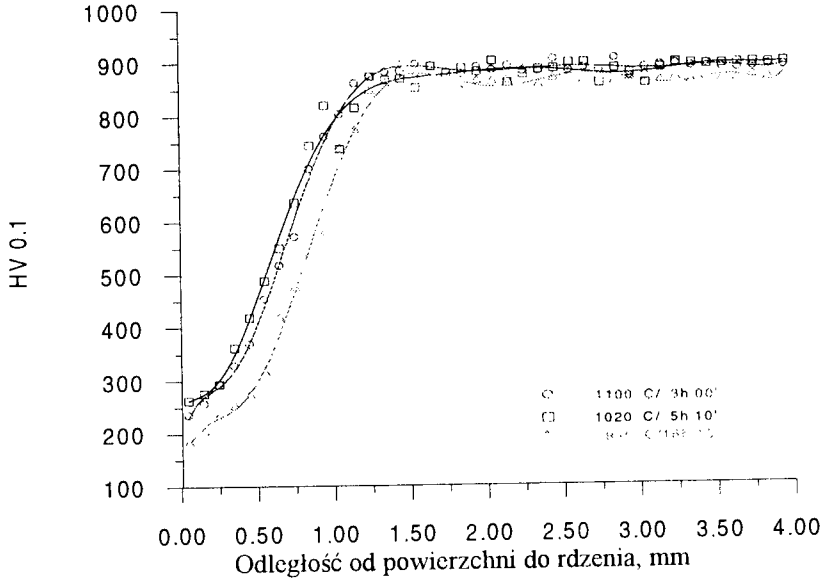
Przeprowadzone obserwacje i pomiary mikroskopowe próbek utlenianych w temperaturach 940, 1020 i 1100 °C odpowiednio w czasie 970, 310 i 180 minut wykazały podobną głębokość odwęglenia, tj. 1,5 mm (rys.1). Obserwowane głębokości warstw dyfuzyjnych, badano metodą rozkładu mikrotwardości oraz stężenia węgla w funkcji odległości od powierzchni do rdzenia próbki.

Analiza rozkładu mikrotwardości wykonana metodą najmniejszych kwadratów wykazała, że mikrotwardość tych warstw zwiększa się początkowo łagodnie z 180, 230 i 260 HV<sub>0,1</sub> przy powierzchni do głębokości ok. 0,25 mm, po czym intensywnie rośnie w kierunku rdzenia do twardości, odpowiednio dla wymienionych temperatur, 855, 865 i 875 HV<sub>0,1</sub> (rys.2). Natomiast analiza rozkładu mikrotwardości, wykonana metodą średnich ruchomych, wykazała ustabilizowanie twardości rdzenia badanych próbek na głębokości ok. 1,6 mm.

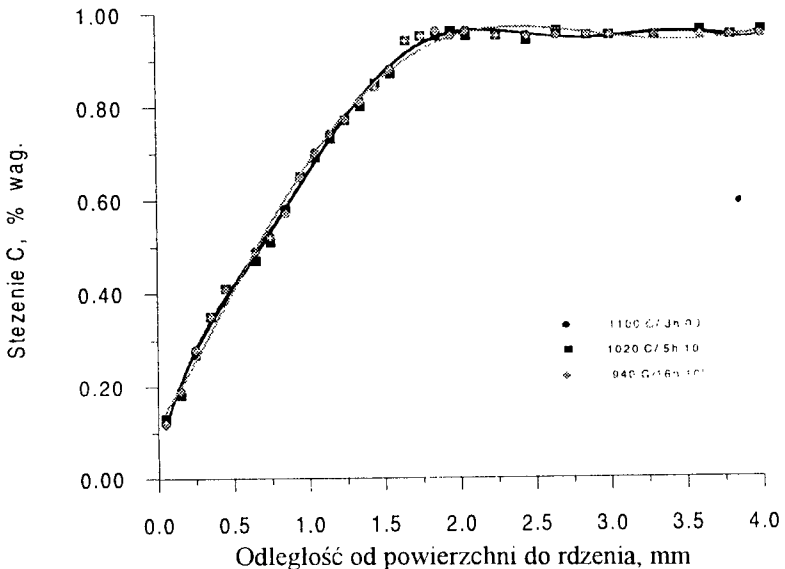
Przytoczone metody statystyczne zastosowano także do analizy rozkładu stężenia węgla. Jak wynika z rysunku 3 stężenie tego pierwiastka, w odróżnieniu od mikrotwardości, zwiększa się z 0,13 % C w cienkiej warstwie przypowierzchniowej do 0,95 % C na głębokości 1,65 mm, czyli nieco większej od wykazanej metodą mikrotwardości.

Obserwacje mikroskopowe wykazały także, że struktura warstw dyfuzyjnych zmienia się odpowiednio do stężenia węgla i temperatur utleniania, z bainityczno-

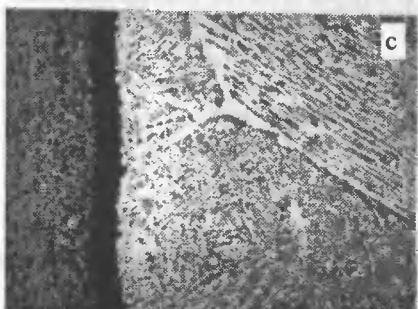
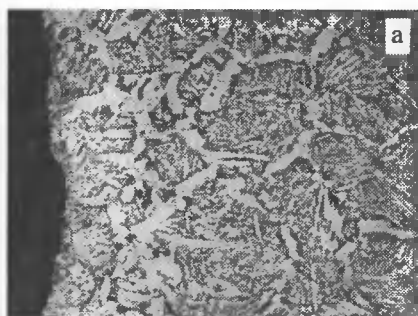
ferrytycznej w strefie przypowierzchniowej (rys.4) do bainitycznej, bainityczno-martenzytycznej i martenzytycznej na głębokości nieco większej od strefy przejściowej warstwy dyfuzyjnej do rdzenia (rys.5). Jednocześnie z podwyższeniem temperatury do 1100 °C obserwowano także zwiększenie wielkości ziarna byłego austenitu oraz zmniejszenie ilości ferrytu w strefie przypowierzchniowej (rys.4).



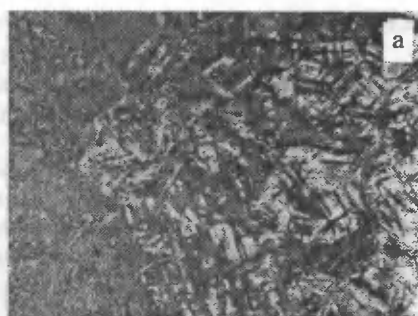
Rys.2. Rozkład mikrotwardości od powierzchni do rdzenia próbki. Stal LH 15 utleniana i chłodzona w powietrzu



Rys.3. Rozkład stężenia węgla od powierzchni do rdzenia próbki. Stal LH15 utleniana i chłodzona w powietrzu



Rys.4. Przepowierzchniowa strefa warstwy odwęglonej. Stal ŁH15 utleniana i chłodzona w powietrzu. Bainit i ferryt po granicach ziarn. Widoczny rozrost ziarn byłego austenitu:  
a) 940 °C /970', b) 1020 °C/310', c) 1100 °C/180'. Pow. 400x



Rys.5. Strefa przejściowa warstwy odwęglonej do rdzenia. Stal ŁH15 utleniana i chłodzona w powietrzu:  
a) bainit, 940 °C/970',  
b) bainit i martenzyt, 1020 °C/310',  
c) martenzyt, 1100 °C/180'.  
Pow. 400x

### 3. WNIOSKI

Przeprowadzony eksperyment wykazał, że przyjęta metoda obliczenia czasów wysokotemperaturowego utleniania badanej stali w atmosferze powietrza zapewnia jednakowe głębokości warstw odwęglonych w temperaturach 940, 1020 i 1100 °C, natomiast analiza rozkładu stężenia węgla na przekrojach warstw dyfuzyjnych potwierdziła przydatność metody rozkładu mikrotwardości do oceny głębokości warstw odwęglonych.

**LITERATURA**

- [1] Mrowec S.: Kinetyka i mechanizm utleniania stali. Wyd. Śląsk, 1982.
- [2] Mrowec S., Weber T.: Nowoczesne materiały zaroodporne. WNT, Warszawa 1982.
- [3] Mrowec S.: Hutnik. Nr 7-8, s. 252, 1965.
- [4] Staub F. i in.: Metaloznawstwo. Wyd. Śląsk, 1973.
- [5] Hajduga M., Kucera J.: Oxidation of Metals. Vol.29, Nos.(5/6), 1988.
- [6] Hajduga M., Kucera J.: Acta Technika. No 3, 1988.
- [7] Hajduga M., Adamaszek K.: Konferencja. Inżynieria Materiałowa. s.127, IX, Jurata 1997.
- [8] Hajduga M., Adamaszek K.: Konferencja Inovace. s.224, XII, Praga 1996.
- [9] Malkiewicz T.: Materiały do wykładów z dyfuzji. Skrypt AGH, nr 304, 1973.

**HIGH TEMPERATURE OXIDATION OF STEEL****Summary**

In the paper results of the research on the method of anticipating the decarbonized layer thickness as a effect of high temperature oxidation of steel in the ambient air are presented. The experiment proved that the applied method could be used to determination of the decarbonized thickness layer - the measured thickness obtained after oxidation at the temperature 940, 1020 and 1100 °C is similar. Simultaneously the appropriate changes in carbon contents and microhardness distribution are observed.



## ANALIZA MIKROFRAKTOGRAFICZNA ŻELIWA SFEROIDALNEGO HARTOWANEGO Z PRZEMIANĄ IZOTERMICZNĄ

Stanisław Dymski

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

W artykule przedstawiono wyniki badań i ich analizę dotyczącą żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną. Próbki wygrzewano w temperaturze 850 i 950 °C oraz wychładzano w temperaturze  $T_{pi} = 400$  i 300 °C w czasie od 0,25 do 4 godzin. Strukturę określono za pomocą mikroskopii świetlnej i dyfrakcji rentgenowskiej. Badania przelomów wykonano przy użyciu mikroskopu skaninowego. Wykazano, że pomiędzy strukturą a charakterem przelomów i udamnością żeliwa występuje bezpośrednia zależność.

### 1. WPROWADZENIE

Podczas krystalizacji odlewu tworzy się mikrostruktura żeliwa, składająca się ze zbioru licznych ziarn eutektycznych, w środkach których krystalizują wydzielения grafitu [4,12]. Obecność granic grafit - osnowa oraz granic ziarn eutektycznych odgrywa istotną rolę w procesie pękania odlewów żeliwnych. Stanowi to odmienność w mechanizmie pękania stopów technicznych, a przede wszystkim odróżnia żeliwo sferoidalne od pozostałych stopów żelaza.

Badania przelomów wykazały ich znaczne zróżnicowanie, zależne od struktury stopów żelaza [1-3,5-10,13-16].

W stali austenitycznej występuje przelom transkrystaliczny ciągliwy. Stale ferrytyczne, cechują się najczęściej przelomem mieszanym. Rozmiary płytek cementytu i bloków ferrytu w perlicie nie wpływają na przelom transkrystaliczny łupliwy. Przebieg pękania jest uwarunkowany rozmiarami ziarn byłego austenitu i zwykle przecina kilka kolonii perlitu. W górnym bainicie przebiega ono przez bloki i ziarna fazy  $\alpha$ , ulegając jedynie pewnym odchyleniom na wydzieleniach węgla. W dolnym bainicie i odpuszczonym martenzycie natomiast pękanie zależy głównie od ziarnistości produktów przemiany austenitu. W stali spotyka się najczęściej przelom łupliwy, gdy struktura jest martenzytyczna, a często obserwuje się nawet do 50 % przelomu międzyziarnistego na granicach ziarn byłego austenitu. Efekt ten jednak zanika po odpuszczaniu [10].

Żeliwo sferoidalne i żeliwo ciągliwe o osnowie bainitycznej odznaczają się przełomem transkrystalicznym ciągliwym [1,2,3,13]. W takiej strukturze zarodkowanie i rozprzestrzenianie się pęknięć odbywa się w szczególności na granicy faz ferryt - austenit [14].

Próbki żeliwne, hartowane z przemianą izotermiczną w temperaturze  $T_{pi} = 400$  °C, w których stwierdzono zwiększony udział austenitu szczątkowego, odznaczały się po próbie rozciągania przełomem transkrystalicznym ciągliwym. Wychładzanie przez dłuższy okres czasu spowodowało powstanie przełomu łupliwego w strefie granicznej ziarna eutektycznego, a w środku - ciągliwego [1,2,14].

Obecność pierwiastków stopowych w żeliwie sferoidalnym wpływa na charakter przełomów. Nikiel w skojarzeniu z miedzią przyczynia się do powstania przełomu transkrystalicznego ciągliwego, przy kombinacji zaś Mo i Cu tworzy się przełom ciągliwy z nielicznymi strefami przełomu quasi-łupliwego. Zwiększona zawartość Mn powoduje powstanie na granicach ziarn eutektycznych przełomu łupliwego i międzykrystalicznego. Krzem ogranicza udział przełomu łupliwego, lecz przekroczenie zawartości 3,2 % powoduje pojawienie się licznych jego stref na płaszczyźnie rozdziału [3,6,11].

Autorzy publikacji [3,5,8,9,16], badając mechanizm pękania żeliwa sferoidalnego, wyrażają zgodne poglądy. Stwierdzają, że w ziarnie eutektycznym istnieją zawsze miejsca, w których występuje skupienie naprężeń, pochodzące od sił zewnętrznych bądź od występujących tam faz. Do miejsc tych zaliczają oni granice grafit - osnowa oraz granice ziarn eutektycznych. Granice te wynikają jednakże z natury budowy krystalicznej tego tworzywa odlewniczego.

Granice ziarn eutektycznych zaliczane są do najczęstszych miejsc zarodkowania pękania żeliwa o osnowie bainitycznej ze względu na: segregację Mn, mikrojamy skurczowe i obecność cementytu [1,2,3,5,16]. Przeciwni tej tezy są autorzy publikacji [15]. N. Wade i współautorzy [16] uważają, że bainit znajdujący się wokół wydzieleni grafitowych ogranicza zarodkowanie pęknięcia na granicy grafit - osnowa.

Z analizy problematyki odnoszącej się do mechanizmu pękania żeliwa sferoidalnego wynika, że na jej podstawie można kształtować wytrzymałość, plastyczność i odporność na pęknięcie tego tworzywa odlewniczego. Dlatego podjęto próbę analizy związku pomiędzy postaciami przełomu próbek udarnościowych a ich strukturą.

## 2. BADANIA WŁASNE

Do badań użyto żeliwo sferoidalne gatunku 550-7, które wytopiono w przemysłowym żeliwiaku o wyłożeniu kwaśnym. Żeliwo zawierało: 3,21 % C; 2,57 % Si; 0,28 % Mn; 0,061 % P; 0,01 % S; 0,024 % Mg; 0,036 % Cr; 0,098 % Ni i 0,015 % Mo. Struktura osnowy żeliwa po odlaniu składała się z 40 % ferrytu i 60 % perlitu. Dolne części wlewków YII pocięto na płaskie pręty o grubości 13 mm i poddano dwustopniowemu wyżarzaniu ferrytyzującemu. W wyniku badań dylatometrycznych próbek po ferrytyzowaniu wykazano, że żeliwo wykazuje następujące temperatury krytyczne przy nagrzewaniu:  $Ac_{1,1} = 780$  °C,  $Ac_{1,2} = 827$  °C. Z każdego pręta wycięto 6 próbek udarnościowych. Obróbka cieplna tych próbek polegała na wygrzewaniu w temperaturze 850 i 950 °C w czasie 1 godziny, podchładzaniu do temperatury  $T_{pi} = 400$  i 300 °C i wychładzaniu w czasie od 0,25 do 4 godzin. Po wyjęciu próbek z kąpieli solnej oziębiano je w oleju o temperaturze ok. 20 °C.

Wybór temperatur austenitzowania był podyktowany określeniem wpływu zawartości węgla w austenicie osnowy żeliwa na udział produktów przemiany izotermicznej. Czas wychładzania, zawarty między 0,25 i 4 godzinami, ustalono w celu ogranicze-

nia przemiany martenzytycznej i rozpadu wysokowęglowego austenitu na ferryt i węgliki.

Badanie udarności próbek bez karbu wykonano przy użyciu młota udarowego PSW-30 o energii uderzenia 294,3 kJ. Analizę struktury wykonano na zglądach metalograficznych próbek odciętych z próbek udarnościowych po ich złamaniu.

Badania struktury przy użyciu dyfraktometru rentgenowskiego wykonano na zglądach metalograficznych i przelomach próbek udarnościowych. Przelomy badano przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego. Obraz przelomu wybierano w taki sposób, aby w fotografowanym obszarze była widoczna strefa graniczna ziarn eutektycznych.

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

W mikrostrukturze badanego żeliwa sferoidalnego austenitzowanego w  $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$  i wychładzanego w  $T_{pi} = 400^{\circ}\text{C}$  występują ferryt bainityczny i austenit szczątkowy. Po wychładzaniu w  $T_{pi} = 300^{\circ}\text{C}$  struktura składa się z iglastego dolnego bainitu i austenitu szczątkowego. Jedyne po dochładzaniu i przemianie izotermicznej w czasie 0,25 godziny w osnowie powstał martenzyt, lecz jego udział nie jest znaczący.

W strukturze żeliwa hartowanego z temperatury  $T_{a\gamma} = 850^{\circ}\text{C}$  i wychładzanego w temperaturze  $T_{pi} = 400^{\circ}\text{C}$  występują: ferryt bainityczny i austenit szczątkowy oraz ślady martenzytu w próbkach wychładzanych w czasie 0,25 i 0,5 godziny, natomiast w temperaturze  $T_{pi} = 300^{\circ}\text{C}$  występują igły dolnego bainitu i austenit szczątkowy. Ponadto w próbkach wychładzanych w temperaturze  $T_{pi} = 300^{\circ}\text{C}$  stwierdzono istnienie wolnego ferrytu, którego udział wynosi od 5 do 13 %. W żeliwie wychładzanym w temperaturze  $T_{pi} = 400^{\circ}\text{C}$  udział tego ferrytu jest śladowy w postaci pojedynczych, bardzo drobnych ziarn, obserwowanych przy powiększeniu 500 x. Ferryt ten znajduje się w środku ziarn eutektycznych, natomiast przy granicach ziarn eutektycznych żeliwa zaobserwowano górny lub dolny bainit.

Po wychładzaniu w dłuższych okresach czasu w temperaturach 400 i 300 °C udział austenitu szczątkowego zmniejsza się. Fakt ten jest spowodowany przemianą wysokowęglowego austenitu na ferryt i węgliki.

W przeciwieństwie do temperatury  $T_{\gamma} = 850^{\circ}\text{C}$ , w żeliwie hartowanym z temperatury  $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ , na granicy ziarna eutektycznego powstały obszary austenityczno-martenzytyczne.

Wyniki badań udziału austenitu szczątkowego w strukturze żeliwa sferoidalnego, określonego na zglądach metalograficznych i przelomach próbek udarnościowych, oraz ich udarność przedstawiono w tabelach 1 i 2.

Tabela 1. Udarność żeliwa i udział austenitu w jego osnowie po austenitzowaniu w temperaturze 950 °C

Udarność, J/cm <sup>2</sup>	Temperatura $T_{pi}$ , °C	Czas $\tau_{pi}$ , h				
		0,25	0,5	1	2	4
Udział austenitu szczątkowego, %	400	17	34	61	77	36
$V_{yz}$		43,6	38,3	45,1	44,7	31,3
$V_{yp}$		16,4	13,7	13,9	12,3	3,4
KCG	300	18	34	31	36	43
$V_{yz}$		38,3	32,2	31,8	25,1	18,3
$V_{yp}$		13,2	10,3	9,1	6,8	3,9

Tabela 2. Udamność żeliwa i udział austenitu w jego osnowie po austenitzowaniu w temperaturze 850 °C

Udamność, J/cm <sup>2</sup>	Temperatura T <sub>pi</sub> , °C	Czas τ <sub>pi</sub> , h				
		0,25	0,5	1	2	4
Udział austenitu szczątkowego, %						
KCG	400	252	245	257	108	114
V <sub>yz</sub>		33,7	35,4	28,9	23,5	12,6
V <sub>yp</sub>		9,5	10,4	9,5	3,7	3,1
KCG	300	56	111	99	138	155
V <sub>yz</sub>		18,3	15,6	13,2	10,7	10,7
V <sub>yp</sub>		5,6	4,5	4,9	4,8	4,5

- KCG - symbol użyto za autorem monografii [12] dla próbek bez karbu,  
V<sub>yz</sub> - udział austenitu szczątkowego na zglądach metalograficznych,  
V<sub>yp</sub> - udział austenitu szczątkowego na przelomie próbek udamnościowych.

Z analizy przelomów przy użyciu mikroskopu stereoskopowego wynika, że próbki wykazujące dużą udamność odznaczają się bardzo rozwiniętą powierzchnią przelomu. Kulki grafitowe w dużej mierze były umocowane do połowy średnicy w osnowie metalowej. Kulki te można było bardzo łatwo wyluskać za pomocą ostrza igły.

Przelomy wybranych próbek udamnościowych hartowanych z przemianą izotermiczną z temperatury T<sub>γ</sub> = 950 °C przedstawiono na rysunku 1, a z temperatury T<sub>γ</sub> = 850 °C - na rysunku 2.

Obraz na rysunku 1a przedstawia, pod kulką grafitową (prawa strona u góry), przelom transkrystaliczny o charakterze ciągliwym i łupliwym, i o znacznej nierówności powierzchni rozdziału. Pęknięcia ciągliwe znajdują się po prawej stronie obrazu, na zboczu nierówności, i charakteryzują się licznymi wgłębieniami. Na powierzchni pęknięcia łupliwego, po lewej stronie obrazu, widoczne są ślady pęknięć międzykrystalicznych i duża ilość uskoków na granicach bloków.

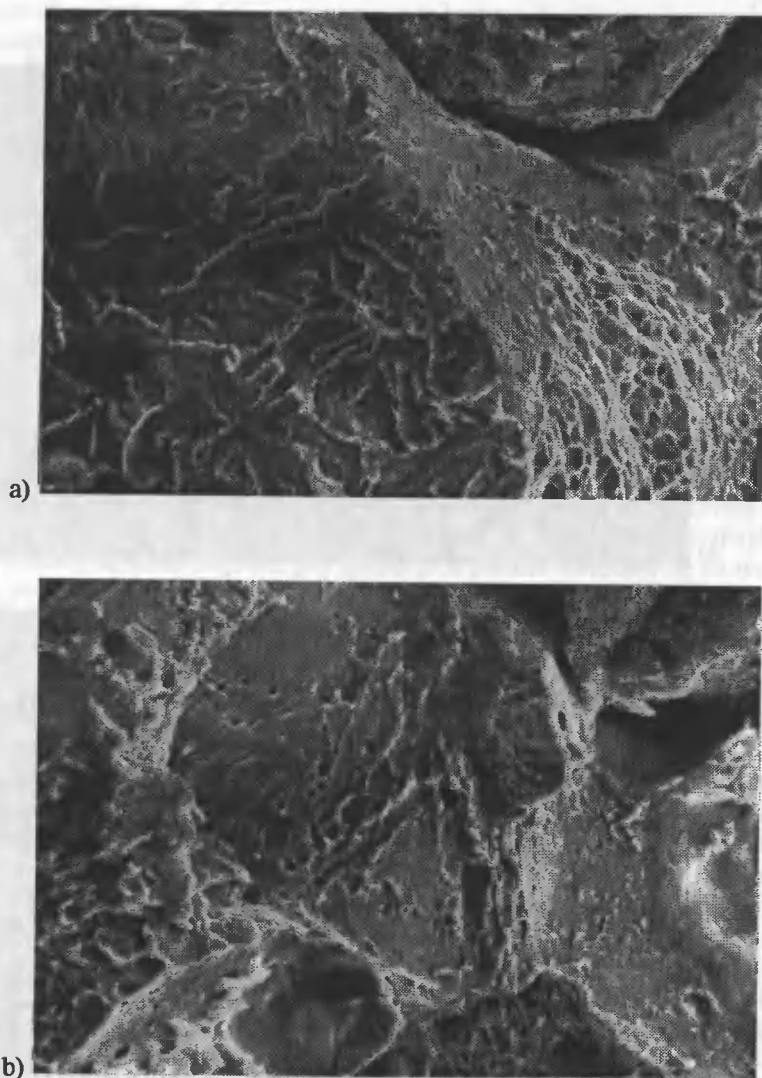
Przelom transkrystaliczny z udziałem pęknięć ciągliwych i łupliwych oraz pojedyncze pęknięcia międzykrystaliczne pokazuje obraz na rysunku 1b. Zbocza nierówności cechują się pęknięciami ciągliwymi. W prawym górnym rogu obrazu znajduje się wydzielenie grafitu. Na powierzchni przelomu łupliwego, w środku obrazu, są liczne zagłębienia - jamki.

Przelom na rysunku 2a charakteryzuje się mieszaną budową. Po stronie lewej obrazu występują pęknięcia międzykrystaliczne. Na pozostałej powierzchni znajduje się przelom transkrystaliczny o postaciach pęknięć ciągliwych ze śladami pęknięć łupliwych. Powierzchnia przelomu cechuje się dużymi nierównościami, na zboczach których są pęknięcia ciągliwe.

Na powierzchni przelomu pokazanego na rysunku 2b dominują pęknięcia transkrystaliczne łupliwe z widocznymi charakterystycznymi uskokami płaszczyzn łupliwości, niekiedy o przebiegu równoległym. Są widoczne również ślady pęknięć ciągliwych i międzykrystalicznych, rozgraniczające strefy pęknięć łupliwych. Na przelomie są znaczne nierówności powierzchni rozdziału.

Rentgenowska analiza struktury umożliwiła określenie objętościowego udziału fazy γ na powierzchni zglądu metalograficznego i na przelomie bainitycznego żeliwa sfe-

roidalnego. Promienie rentgenowskie, padając na powierzchnię zglądu i przenikając w warstwę materiału ulegają absorpcji w składnikach struktury, których płaszczyzna przecięcia jest całkiem przypadkowa. Na przelomie natomiast padają one na powierzchnię rozdziału na określone płaszczyzny krystalograficzne występujących tamże faz.

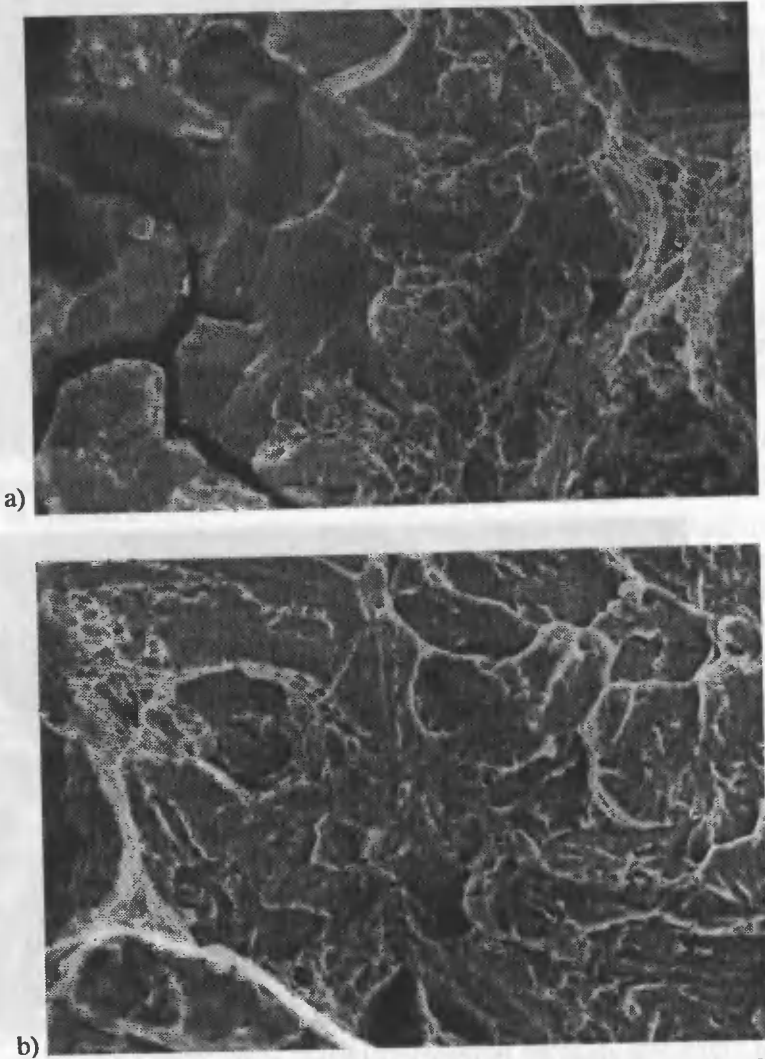


Rys.1. Przelom próbki żeliwa sferoidalnego austenitzowanego w temperaturze  $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$  oraz wychładzanego w temperaturze  $T_{\text{pi}} = 400^{\circ}\text{C}$  w czasie  $\tau_{\text{pi}} = 2\text{ h}$  (a) i wychładzanego w temperaturze  $T_{\text{pi}} = 300^{\circ}\text{C}$  w czasie  $\tau_{\text{pi}} = 2\text{ h}$  (b). Pow. 1500x

Z rentgenowskiej analizy fazowej wynika, że na udział austenitu szcążkowego wpływają: temperatura austenitzowania, temperatura  $T_{\text{pi}}$  i czas  $\tau_{\text{pi}}$ . Podwyższenie tem-

peratur  $T_\gamma$  i  $T_{pi}$  przyczynia się do większego udziału fazy  $\gamma$  w żeliwie, przedłużenie zaś czasu wychładzania  $\tau_{pi}$  działa przeciwnie. Zmiany te są wynikiem kinetyki przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w żeliwie sferoidalnym.

Udział austenitu szczątkowego na przelomie jest kilkakrotnie mniejszy niż na powierzchni zglądu metalograficznego. Zmiany tego udziału wynikają z mechanizmu pęknięcia osnowy bainitycznego żeliwa sferoidalnego.



Rys.2. Przelom próbki żeliwa sferoidalnego wygrzewanego w temperaturze  $T_\gamma = 850^\circ\text{C}$  oraz wychładzanego w temperaturze  $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$  w czasie  $\tau_{pi} = 0,5\text{ h}$  (a) i wychładzanego w temperaturze  $T_{pi} = 300^\circ\text{C}$  w czasie  $\tau_{pi} = 2\text{ h}$  (b). Pow. 1500x

Badanie udarności wykazało znaczne zróżnicowanie jej wartości, zależnie od składu strukturalnego żeliwa. Próbki austenitizowane w temperaturze  $T_\gamma = 850^\circ\text{C}$  mają

duże wartości KCG, przewyższające niekiedy kilkakrotnie udarność próbek austenitizowanych w temperaturze  $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ , pomimo większego w nich udziału wysokowęglowej fazy  $\gamma$  w strukturze. Należy zwrócić uwagę na fakt, że w żeliwie hartowanym z temperatury  $850^{\circ}\text{C}$  obok bainitu i austenitu szczątkowego jest również wolny ferryt, który w pewnym stopniu wpływa na charakter przełomów. Składnik ten występuje w osnowie pomimo, że austenitizowanie przeprowadzono w temperaturze, która przekraczała temperaturę krytyczną  $Ac_{1,2}$ , wyznaczoną w badaniach dylatometrycznych. Obecność wolnego, nieprzemienionego ferrytu i w postaci „zagród” (ferryt przemieniony) między środkiem a granicą ziarna eutektycznego może wskazywać, że w rzeczywistych warunkach wygrzewanie próbek w piecu komorowym było między temperaturami  $Ac_{1,1}$  i  $Ac_{1,2}$ . Wahań zaś nominalnej temperatury zawierały się w przedziale  $\pm 10\text{ K}$ . Niepełna przemiana eutekoidalna osnowy ferrytycznego żeliwa sferoidalnego może wynikać również z różnicy szybkości nagrzewania w piecu dylatometrze i w komorze grzejnej pieca elektrycznego.

#### 4. PODSUMOWANIE

Badania mikrofraktygraficzne pozwoliły na wnikięcie w istotę mechanizmu pęknięcia, przy próbie udarowego zginania próbek żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną w zakresie górnego i dolnego bainitu. Charakter przełomów odzwierciedla skład strukturalny żeliwa sferoidalnego, a w szczególności oddziaływanie plastycznej fazy  $\gamma$  na mechanizm jego pęknięcia.

Udział pęknięć ciągliwych i łupliwych na powierzchni przełomu wykazuje wyraźny związek ze strukturą żeliwa. Na przełomach próbek o dużej udarności znajdują się pęknięcia transkrystaliczne ciągliwe, gdy udział tych pęknięć zwiększa się ze wzrostem udarności, zmniejsza się wówczas udział pęknięć łupliwych.

Odrębnym zagadnieniem jest występowanie stref z pęknięciami transkrystalicznymi i międzykrystalicznymi. Strefy te zlokalizowano na granicach ziarn eutektycznych w próbkach, hartowanych z temperatury  $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ . Cechy morfologiczne przełomów i ich lokalizację w strukturze żeliwa można przypisać obszarom austenityczno-martensytycznym, związanym z segregacją pierwiastków na granicach ziarn eutektycznych. Powstanie w tych obszarach struktury bainityczno-austenitycznej po austenitizowaniu w temperaturze  $T_{\gamma} = 850^{\circ}\text{C}$ , przyczyniło się do ograniczenia pęknięć łupliwych. Charakterystyczne zmniejszenie udziału austenitu szczątkowego w warstwie przypowierzchniowej przełomów świadczy o tym, że pęknięcia w tej drobnoziarnistej strukturze bainityczno-austenitycznej przebiegają głównie przez bloki lub ziarna fazy  $\alpha$ , dlatego przebieg elementarnych pęknięć w osnowie żeliwa jest uwarunkowany granicami rozdziału w ferrycie bainitycznym.

Na podstawie wyników badań i ich analizy można stwierdzić, że istnieje bezpośredni związek pomiędzy strukturą, udarnością żeliwa a charakterem jego pęknięcia. Zwiększony udział austenitu szczątkowego w osnowie nie gwarantuje wystąpienia transkrystalicznego przełomu ciągliwego i dużej plastyczności żeliwa. Z analizy mikrofraktygraficznej i strukturalnej wynika, że odporność na pęknięcie jest uwarunkowana składem produktów przemiany izotermicznej austenitu w ziarnie eutektycznym. Można więc postawić wniosek, podobnie zresztą jak uczynili to autorzy innych publikacji, że obszary graniczne ziarn eutektycznych odgrywają istotną rolę w kształtowaniu właściwości plastycznych żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną. Dlatego istnieje potrzeba kontynuowania badań w celu uzyskania znaczących właściwości plastycznych i udarności przy zachowaniu dużej wytrzymałości żeliwa sferoidalnego.

## LITERATURA

- [1] Dorazil E., Podrábský T., Švejcar J.: Gefügehomenität von niedriglegiertem zwischenstufenvergüteten Gusseisen mit Kugelgraphit. *Giesserei - Praxis.*, nr 3 - 4, s. 23, 1987.
- [2] Dorazil E., Podrábský T., Švejcar J.: Vliv chemické mikronehomogenity na strukturu a własnosti nizkolegované izotermicky zušlechtěné tvárné litiny. *Strojirenstvi*, t. 40, nr 6, s. 342, 1990.
- [3] Dymski S.: Struktura a własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną. *Z. Naukowe* Nr 193 ATR Bydgoszcz, *Mechanika* 38, s. 69, 1995.
- [4] Fraš E.: Krystalizacja żeliwa. Wyd. II. Skrypt AGH, Kraków 1981.
- [5] Gagne M., Fallon P.A.: Microstructural characteristics of bainitic ductile irons. *Canadian Metallurgical Quarterly*, t. 25, nr 1, s. 79, 1986.
- [6] Gagne M.: Etudes fractographiques de fontes GS traitées par trempe étagée. *Fonderie-Fondeur d' Aujourd'hui*, nr 74, Avril, s. 39, 1988.
- [7] Klug R.C., Hintz M.B., Rundman K.B.: Embrittlement of Austempered Nodular Irons: Grain Boundary Phosphorus Enrichment Resulting from Precipitate Decomposition. *Metallurgical Transactions AIME*, t. 16A, nr 5, s. 797, 1985.
- [8] Kobayashi T., Yamamoto H.: Development of High Toughness in Austempered Type Ductile Cast Iron and Evaluation of Its Properties. *Metallurgical Transactions AIME*, t. 19A, nr 2, s.319, 1988.
- [9] Kuroda Y., Takada H.: Badania przelomów żeliwa przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego. *Przegląd Odlewnictwa*, nr 3, s. 95, 1971.
- [10] Maciejny A.: Kruchosc metali. Wyd. „Śląsk”, Katowice 1973.
- [11] Park Y.W., Kang I.C.: Effect of silicon on the fracture characteristics of austempered ductile iron. 58th World Foundry Congress, Ref. no. 22, 15-19 September, Kraków 1991.
- [12] Podrzućki C.: Żeliwo. Struktura, własności, zastosowanie. T I i II. Wyd. ZG STOP, Kraków 1991.
- [13] Rezk A.Sh., Fargues J., Parent - Simonin S.: Fontes bainitiques traitées par trempe étagée. Etude comparative. *Fonderie - Fondeur d' Aujourd'hui* nr 56, Juin - Juillet, s. 13, 1986.
- [14] Voigt R.C.: Gefügeuntersuchung mit dem Rasterelektronenmikroskop von zwischenstufenvergütetem Gusseisen mit Kugelgraphit. *Giesserei -Praxis*, nr 7, s. 95, 1985.
- [15] Voigt R.C., Eldoky L.: Fracture of Ductile Cast Irons. 53th World Foundry Congress, Ref. no 17, 7 - 12 September, Praha 1986.
- [16] Wade N., Lu C., Ueda Y., Maeda T.: Effect of Distribution of Second Phase on Impact and Tensile Properties of Ductile Cast Iron with Duplex Matrix. *Trans. Japan Foundrymes Society*, t. 4, s. 22, 1985.

## MICROFRACTOGRAPHY EXAMINATION OF AUSTEMPERED DUCTILE IRON

### Summary

The results and analysis presented in the article concern austempered ductile cast iron. Samples were subject to austenitizing at the temperatures of 850 and 950 °C and austempering at  $T_{pt} = 400$  and 300 °C within time range from 0,25 to 4 hours. The structure of the ductile iron was determined using an optical microscope and X-ray diffraction. The fractography study was executed using a scanning microscope. A direct correlation between the matrix structure and the kind of fracture, as well the notch toughness of the cast iron were demonstrated.



## PRZEMIANA IZOTERMICZNA AUSTENITU W GÓRNY BAINIT W ŻELIWIE SFEROIDALNYM

Stanisław Dymski, Henryk Oleszycki

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Niestopowe żeliwo sferoidalne o osnowie ferrytycznej wygrzewano w temperaturze 830 i 870 °C. Wychładzanie przeprowadzono w temperaturze  $T_{pi} = 400$  °C w czasie  $\tau_{pi}$  od 0,5 do 480 minut. Wykonano ilościowe badania strukturalne i rentgenowską analizę fazową oraz pomiary twardości żeliwa. Analizowano kinetykę przemiany i stan fizykochemiczny faz osnowy. Oceniono rolę temperatury wygrzewania oraz czasu przemiany izotermicznej na kształtowanie struktury i twardości żeliwa.

### 1. WPROWADZENIE

W stopach żelaza z węglem, austenit wychładzany w temperaturze 420÷350 °C przemienia się w górny bainit. Zgodnie z definicją o stopach jest on zaliczany do struktury dwufazowej, składającej się z ferrytu bainitycznego i węglików.

Według Cz. Podruckiego [25,26] w żeliwie, będącym stopem Fe-C-Si, bainit jest mieszaniną iglastego ferrytu i austenitu o wysokim stężeniu węgla. J.R. Laub [23] uważa ten austenit w żeliwie za termodynamicznie stabilny w przeciwieństwie do stali, gdzie faza  $\gamma$  jest metastabilna. Autorzy [23,26] taką osnowę żeliwa nazywają ausferrytem.

Izotermiczny rozpad austenitu na górny bainit zachodzi w dwóch lub trzech stadiach. Autorzy publikacji [2,4,10,29] uważają, że ten rozpad odbywa się w dwóch stadiach, oddzielonych od siebie określonym przedziałem czasu. Natomiast autorzy publikacji [5,6,9,16,17,25] w przemianie bainitycznej wyróżnili trzy stadia.

Po okresie inkubacji z przechłodzonego austenitu tworzą się, mechanizmem martenzytycznym, listwy ferrytu przesyconego węglem oraz płytki wysokowęglowego austenitu szczątkowego.

Krzem odgrywa ważną rolę w przemianie bainitycznej w stopach Fe-C-Si, a w szczególności przy rozpadzie austenitu w górny bainit, powodując, że w ferrycie nie wydzielają się węgliki [27]. Wniosek ten potwierdzają R.A. Harding i G.N.J. Gilbert [19] uznając, że przemiana austenitu w zakresie temperatur od 450 do 370 °C przyczynia się do utworzenia mieszaniny zawierającej bezwęglkowy ferryt z wysokowęglo-

wym austenitem szczątkowym. W.J. Dubensky i K.B. Rundman [10], badając cienkie folie z żeliwa sferoidalnego, zidentyfikowali węglík  $\varepsilon$  w listwach ferrytu przy wychładzaniu w temperaturze  $T_{pi} = 400$  °C w czasie  $\tau_{pi} = 300$  minut.

W przedziale czasu, pomiędzy I i II stadium, jest okres przemiany, w którym współistnieje przesycona faza  $\alpha$  i wysokowęglowa faza  $\gamma$ . E. Dorazil i współautorzy [8,9,24] ten okres przemiany zaliczają do II stadium. Udział austenitu szczątkowego w żeliwie w tym okresie może wynosić od 20 do 50 %, a zawartość w nim węgla może sięgać do 2 %. Wysoka zawartość węgla obniża temperaturę Ms, czyniąc stabilnym austenit szczątkowy do temperatury  $-120$  °C [1,4,8,9,18,20,21,22,24]. Autorzy prac [2,4] ten okres przemiany nazywają „oknem procesowym” (processing window), ponieważ ukształtowana wtedy struktura nadaje żeliwu bardzo dobre skojarzenie wytrzymałości i plastyczności.

Po okresie utrzymującego się na stałym poziomie stężenia węgla w austenicie szczątkowym i niezmiennającym się jego udziałem w osnowie, rozpoczyna się II stadium przemiany izotermicznej. W stadium tym austenit szczątkowy rozpada się na ferryt i węglík. Według autorów publikacji [16,29] fazą węglíkową jest cementyt. Natomiast autorzy pracy [10] wykryli w osnowie po przedłużonym czasie przemiany (1375 minut), w płytkach rozpadającej się fazy  $\gamma$ , węglík Hägga ( $Fe_5C_2$ ).

Osnowa bainityczno-austenityczna powstała w warunkach izotermicznych z rozpadu przechłodzonego austenitu gwarantuje najkorzystniejszą kombinację wytrzymałości i plastyczności żeliwa. R.B. Grundlach i J.F. Janowak [17] uważają, że duża plastyczność żeliwa sferoidalnego ADI wynika ze struktury faz  $\alpha$  i  $\gamma$ , powstałych w I stadium przemiany. Jej II stadium według tych autorów jest niepożądane, ponieważ żeliwo cechuje się wtedy zmniejszoną plastycznością (wydłużenie, udarność). Dlatego też dobór czasu wychładzania w zakresie przemiany w górny bainit jest bardzo istotny.

Z bilansu zawartości węgla w osnowie wynika, że jego stężenie w całym ferrycie bainitycznym, utworzonym w  $T_{pi} = 400$  °C w zakresie czasu od 30 do 60 minut, może wynosić od 0,12 do 0,14 %. Z kolei po rozpadzie fazy  $\gamma$  (II stadium) stężenie węgla w bainicie osiąga wartość ok. 0,52 % [11].

O strukturze osnowy żeliwa po hartowaniu z przemianą izotermiczną decydują: temperatura  $T_\gamma$ , temperatura  $T_{pi}$  i czas wychładzania  $\tau_{pi}$  [25,28]. Austenitowanie przy hartowaniu realizuje się w zakresie temperatur od 850 do 950 °C, chociaż najczęściej wybiera się temperaturę 900 °C i czas wygrzewania co najmniej 1 godzinę [19]. Temperaturą austenitowania reguluje się stężenie węgla w osnowie żeliwa, które oddziałuje na kinetykę przemiany austenitu [2]. W austenicie w obszarach przygranicznych ziarn eutektycznych, w wyniku segregacji, znajduje się więcej węgla niż w ich środku. Stąd podwyższona temperatura  $T_\gamma$  przyczynia się do zwiększenia udziału obszarów austenityczno-martenzytycznych w żeliwie [15].

Temperatura  $T_\gamma$  obok temperatury  $T_{pi}$  i czasu  $\tau_{pi}$ , wpływa na udział austenitu szczątkowego w strukturze żeliwa. Udział tego austenitu zwiększa się wtedy, gdy podwyższa się temperaturę  $T_\gamma$  i  $T_{pi}$ . Temperatury te oddziałują także na substrukturę fazy  $\alpha$  i  $\gamma$  [2,4,8,12-14,25]. Autorzy publikacji [16] zwracają uwagę na rolę pierwiastków stopowych (Si, Mn, Ni, Mo, Cu) prowadzących do stabilizacji austenitu, a niektóre z nich do zwiększenia segregacji w żeliwie.

Przegląd literatury wskazuje, że wyjaśnienie wpływu nasycenia osnowy żeliwa węglem na kinetykę przemiany austenitu w zakresie górnego bainitu jest niepełne. Dlatego autorzy uznali za celowe zbadanie tej kwestii w problematyce hartowania z przemianą izotermiczną niestopowego ferrytycznego żeliwa sferoidalnego.

## 2. BADANIA WŁASNE

Do badań użyto żeliwo sferoidalne otrzymane z żeliwiaka. Żeliwo po sferoidyzacji stopem Mg-Al w zbiorniku metodą prętową i modyfikacji żelazokrzemem Si75 na rynnice spustowej odlano do mokrych form piaskowych. Odlewy miały kształt wlewka YII. Skład chemiczny żeliwa był następujący: 3,21 % C; 2,57 % Si; 0,28 % Mn; 0,061 % P; 0,01 % S; 0,036 % Cr; 0,098 % Ni i 0,015 % Mo. Struktura żeliwa po odlaniu składała się z 40 % ferrytu i 60 % perlitu. W żeliwie znajdowało się około 95 % wydzieliń kulkowych regularnych (Gf 9) i 5 % - nieregularnych (Gf 8), a ich średnica wynosiła od 30 do 54  $\mu\text{m}$  (Gw45). Dolne części wlewków pocięto na płaskie pręty o grubości 13 mm i poddano dwustopniowemu wyżarzaniu ferrytyzującemu. Badania dylatometryczne, zrealizowane na próbkach żeliwa ferrytyzowanego, wykazały następujące temperatury krytyczne:  $A_{c1,1} = 780^\circ\text{C}$ ,  $A_{c1,2} = 827^\circ\text{C}$ ,  $A_{r1,1} = 750^\circ\text{C}$  i  $A_{r1,2} = 705^\circ\text{C}$ . Z płaskowników wycięto próbki o przekroju 10 x 10 mm i wysokości 11 mm. W każdej próbce wykonano otwór o średnicy 2 mm w celu jej umocowania na drucie. Próbki tak przygotowano, aby powierzchnia zglądu metalograficznego znajdowała się w osi wzdłużnej płaskownika. Dla każdej temperatury wychładzania próbki dobrano w taki sposób, aby pochodziły one z jednego płaskownika.

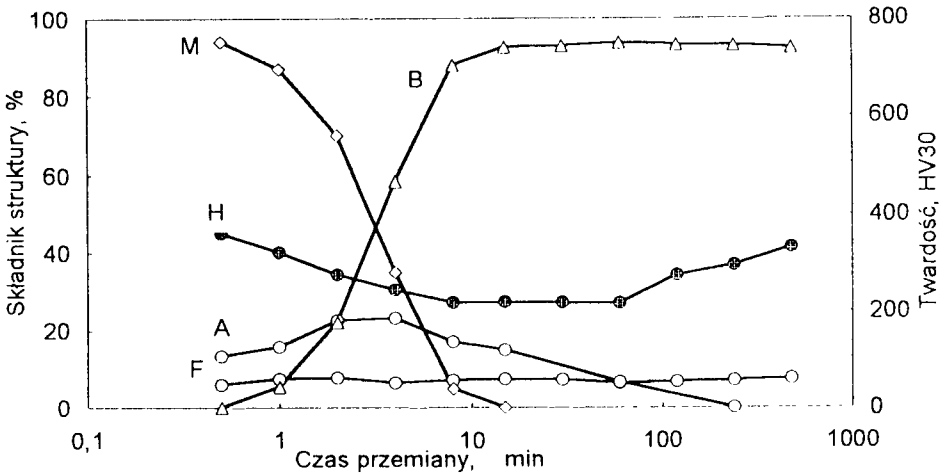
Austenityzowanie przeprowadzono w elektrycznym piecu komorowym PSK-3 w temperaturze 830 i 870  $^\circ\text{C}$ . Do pieca, nagrzanego do założonej temperatury, ładowano pojemniki z próbkami wraz z haczykami. Pojemniki dopełniano węglem drzewnym w celu zabezpieczenia powierzchni próbek przed utlenieniem. W każdym pojemniku rurowym umieszczono jedną próbkę. Pojemniki z próbkami ustawiono pionowo w komorze pieca w jednym szeregu w osi przestrzeni grzejnej, w której wahania temperatury wynosiły  $\pm 10$  K. Piec komorowy wyposażono w termoelementy, które służą do regulacji i kontroli temperatury w przestrzeni grzejnej pieca. Przez drzwi komory grzejnej wprowadzono trzecią termoparę, która znajdowała się nad pojemnikami. Pojemniki wygrzewano w czasie  $\tau_\gamma = 1$  godzinę. Po tym czasie wyjmowano pojemniki z pieca, a próbki wyjmowano z nich za pomocą haczyków i umieszczono w piecu wannowym z kąpielą solną o temperaturze  $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$ . Wahanie temperatury w tym piecu wynosiło  $\pm 5$  K. Próbki wychładzano w czasie od 0,5 do 480 minut. Po wyjęciu z kąpeli solnej próbki dochładzano w oleju do temperatury otoczenia (20  $^\circ\text{C}$ ). Przed wykonaniem zglądu metalograficznego zdejmowano warstwę materiału około 2 mm na drodze obróbki skrawaniem w celu usunięcia ewentualnej warstwy odwęglonej.

Strukturalną analizę ilościową, przy użyciu mikroskopu świetlnego, zrealizowano za pomocą siatki punktów. Badania strukturalne przy użyciu dyfraktometru rentgenowskiego wykonano na zglądach metalograficznych. Pomiary twardości próbek obrobionych cieplnie wykonano według metody Vickersa przy obciążeniu 294 N (30 kG), wykonując na każdej próbce pięć pomiarów.

## 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

### 3.1. Hartowanie z temperatury 830 $^\circ\text{C}$

Żeliwo sferoidalne wygrzewane w temperaturze 830  $^\circ\text{C}$  wychładzano w temperaturze  $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$ . Wyniki badań wpływu czasu  $\tau_{pi}$  na udział składników struktury i twardość żeliwa przedstawiono na rysunku 1. Natomiast w tabeli 1 zamieszczono udział austenitu szczytkowego, stężenie w nim węgla oraz parametr fazy  $\alpha$  i szerokość połówkową linii interferencyjnej  $\alpha$  i  $\gamma$ . Badań dyfrakcyjnych nie wykonano na próbkach z czasu  $\tau_{pi} = 30, 120$  i 480 minut.



Rys. 1. Wpływ czasu wychładzania w temperaturze  $T_{pi} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$  na udział składników struktury żeliwa sferoidalnego wygrzewanego w temperaturze  $830\text{ }^{\circ}\text{C}$ . A - austenit szczątkowy, B - bainit, F - ferryt, H - twardość, M - martenzyt

Tabela 1. Wpływ czasu wychładzania w temperaturze  $T_{pi} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$  po wygrzewanii w temperaturze  $830\text{ }^{\circ}\text{C}$  na udział austenitu szczątkowego, stężenie w nim węgla oraz szerokość połówkową linii interferencyjnej fazy  $\gamma$ ,  $\alpha$  i parametr fazy  $\alpha$

Czas $\tau_{pi}$ , minut	Udział austenitu $V_{\gamma}$ , %	Stężenie węgla $C_{\gamma}$ , %	Szerokość połówkowa linii fazy $\gamma$ $b_{1/2\gamma}$ , mm	Parametr fazy $\alpha$ $a_{\alpha}$ , nm	Szerokość połówkowa linii fazy $\alpha$ $b_{1/2\alpha}$ , mm
0,5	13,3	1,12	29,0	0,2860	22,5
1	15,8	1,20	28,5	0,2859	20,0
2	22,5	1,34	26,0	0,2860	21,0
4	23,2	1,40	25,0	0,2859	21,0
8	17,1	1,54	22,5	0,2861	20,0
15	14,9	1,54	22,0	0,2862	19,5
60	6,6	1,42	21,0	0,2860	21,0
240	0	-	-	0,2860	19,0

Po wychładzaniu w czasie 0,5 minuty w osnowie występuje martenzyt (92 %). Obok niego znajduje się również austenit szczątkowy i wolny ferryt. Na tle martenzytu obserwowano pojedyncze igły dolnego bainitu w środku i na granicy ziarna eutektycznego. Przedłużenie czasu wychładzania do 15 minut przyczyniło się do ciągłego zmniejszenia udziału martenzytu i zwiększenia udziału bainitu. Twardość żeliwa w tym okresie przemiany skutkiem zmian struktury, obniża się. Osnowa po wychłodzeniu w czasie  $\tau_{pi} = 15$  minut już nie zawiera martenzytu.

W badaniach dyfrakcyjnych obecność austenitu szczątkowego stwierdzono w osnowie martenzytycznej w początkowym okresie wychładzania. W miarę przedłużania czasu udział fazy  $\gamma$  zwiększa się do czasu  $\tau_{pi} = 4$  minuty, po czym zmniejsza się, a po wychł-

dzeniu w czasie większym od 60 minut jej udział w osnowie osiąga wartość zerową. Austenit szczątkowy towarzyszy także bainitowi, przy czym po czasie wychładzania większym od 15 minut (rys. 1) wyłącznie bainitowi. Stężenie węgla w tej fazie zwiększa się do czasu  $\tau_{pi} = 8$  minut, a po czasie  $\tau_{pi} = 15$  minut ulega zmniejszeniu (tab. 1).

W początkowym stadium przemiany udział bainitu, a właściwie ferrytu bainitycznego, fazy o niskim stężeniu węgla, i austenitu szczątkowego jest mały. Prawie cały węgiel znajduje się wtedy w martenzytcie. Po wychładzaniu w czasie  $\tau_{pi} = 0,5$  minuty zaobserwowano w strukturze pojedyncze igły dolnego bainitu. Obecność tej struktury w osnowie dowodzi, że w ziarnie eutektycznym istnieje niejednorodność stężenia węgla. Są tam mikroobszary austenitu szczególnie ubogie w węgiel, które podczas przemiany w temperaturze  $T_{pi} = 400$  °C przemieniają się w dolny bainit. W miarę dalszego wytrzymywania przy tejże temperaturze udział austenitu szczątkowego zmniejsza się. Okres ten zaliczamy jest do II stadium przemiany. W nim następuje rozpad wysokowęglowej fazy  $\gamma$  na ferryt i węgliki. Stężenie węgla  $C_{\gamma}$  w tej fazie maleje, natomiast zwiększa się w bainicie dzięki wzrostowi udziału fazy węglkowej. W końcowej fazie przemiany, przy dłuższych czasach, prawie cały węgiel osnowy znajduje się w węglkach.

W strukturze żeliwa po hartowaniu z przemianą izotermiczną występuje wolny ferryt, którego udział waha się w granicach od 6 do 8 % (rys. 1), natomiast udział bainitu stale rośnie w miarę zmniejszania się udziału martenzytu. Udział austenitu szczątkowego zmienia się zgodnie z kinetyką przemiany dla osnowy o niższej zawartości węgla.

Wartość połówkowej szerokości linii interferencyjnej (111) fazy  $\gamma$  (tab. 1) w całym okresie czasu, przyjętym do badań, maleje. Fakt ten jest niewątpliwie związany z substrukturą tej fazy, w której ilość defektów sicciovych obniża się; następuje ujednorodnienie pod względem stężenia węgla i obniżenie naprężeń wewnętrznych oraz rozrost ziarna. Zmiany wartości połówkowej szerokości linii interferencyjnej (110) fazy  $\alpha$  są podobne do zmian wartości  $b_{1/2\gamma}$ . Dlatego więc można uważać, że w strukturze ferrytu bainitycznego zmiany są również podobne.

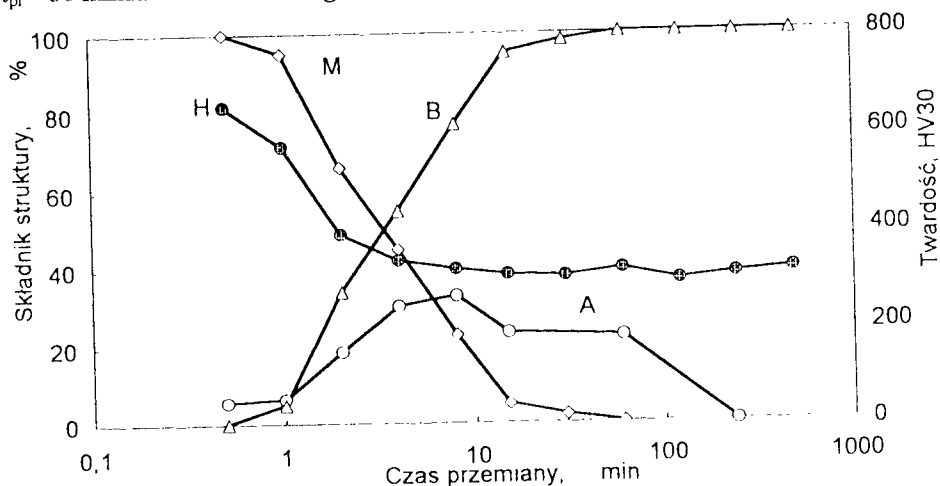
Parametr sieci krystalicznej fazy  $\alpha$  w przyjętym do badań zakresie przemiany izotermicznej nie ulega istotnym zmianom. Pozwala to na przyjęcie stwierdzenia, że czas przemiany nie wpływa na stężenie węgla w ferrycie. W osnowie obok ferrytu bainitycznego znajduje się również wolny ferryt, którego udział wynosi 6÷8 %. Ze względu na czułość metody badawczej taka zawartość składnika nie wpłynęła istotnie na wyniki pomiarów ferrytu bainitycznego.

### 3.2. Hartowanie z temperatury 870 °C

Austenitzowanie próbek żeliwa sferoidalnego przeprowadzono w temperaturze  $T_{\gamma} = 870$  °C, a wychładzanie w temperaturze  $T_{pi} = 400$  °C w czasie od 0,5 do 480 minut. Wyniki badań wpływu czasu przemiany na udział składników mikrostruktury żeliwa przedstawia rysunek 2. Wyniki badań dyfrakcji rentgenowskiej i ich wykorzystanie do określenia zawartości węgla w fazie  $\gamma$  podano w tabeli 2. Nie wykonano badań na próbkach z czasu  $\tau_{pi} = 30, 120$  i 480 minut.

Osnowa po wychładzaniu w czasie  $\tau_{pi} = 0,5$  minut składa się w 100 % z martenzytu. Na tle martenzytu, w środku blisko grafitu, jak również w obszarach granicznych ziarn eutektycznych, zaobserwowano pojedyncze igły dolnego bainitu. Twardość dla tej struktury jest maksymalna i wynosi 652 HV30. W miarę przedłużania czasu wychładzania udział pakietów bainitycznych (ferryt bainityczny + austenit szczątkowy) powiększa się. Po czasie  $\tau_{pi} = 60$  minut przemiany w osnowie nie ma martenzytu, a jest ferryt bainityczny i austenit szczątkowy. Zmiana udziału składników struktury wpływa na twardość. Zmniejszenie

udziału martenzytu w osnowie żeliwa przyczynia się do obniżania jego twardości do czasu  $\tau_{pi} = 30$  minut. Przekroczenie tego czasu nie wywiera wpływu na twardość żeliwa.



Rys.2. Wpływ czasu wychładzania w temperaturze  $T_{pi} = 400$  °C na udział składników struktury żeliwa sferoidalnego wygrzewanego w temperaturze 870 °C. A - austenit szcążkowy, B - bainit, F - feryt, H - twardość, M - martenzyt

Tabela 2. Wpływ czasu wychładzania w temperaturze  $T_{pi} = 400$  °C, po wygrzewaniu w temperaturze 870 °C, na udział austenitu szcążkowego, stężenie w nim węgla oraz szerokość połówkową linii interferencyjnej fazy  $\gamma$ ,  $\alpha$  i parametr fazy  $\alpha$

Czas $\tau_{pi}$ minuty	Udział austenitu $V_{\gamma}$ , %	Stężenie węgla $C_{\gamma}$ , %	Szerokość połówkowa linii fazy $\gamma$ $b_{1/2\gamma}$ , mm	Parametr fazy $\alpha$ $a_{\alpha}$ , nm	Szerokość połówkowa linii fazy $\alpha$ $b_{1/2\alpha}$ , mm
0,5	5,6	0,85	34,0	-	-
1	6,4	1,24	36,0	0,2862	39,0
2	18,7	1,40	27,0	0,2861	27,5
4	30,3	1,48	26,5	0,2861	25,0
8	32,9	1,64	24,0	0,2861	24,0
15	28,0	1,58	23,0	0,2863	23,5
60	18,5	1,52	22,5	0,2861	23,0
240	0	-	-	0,2861	22,0

Po okresie inkubacji zawierającym się pomiędzy czasem  $\tau_{pi} = 0,5$  minuty a czasem  $\tau_{pi} = 1$  minuta rozpoczyna się przemiana bainityczna. Obserwacje mikroskopowe struktury wykazały, że płytki ferrytu bainitycznego tworzą się nie tylko przy granicę, lecz także w pozostałych obszarach ziarna eutektycznego. Ten mechanizm zarodkowania bainitu odbiega od dotychczasowych poglądów, według których przemiana bainityczna rozpoczyna się w środku ziarna, od grafitu kulkowego.

W początkowym okresie przemiany faza  $\gamma$  współistnieje razem z martenzytem. Wydłużenie czasu powoduje tworzenie wysokowęglowego austenitu w pakietach bainitycznych, a także pozostanie uboższego w węgiel w strefach, granicznych ziarn eutektycznych w tzw. obszarach austenityczno-martenzytowych

Postęp przemiany bainitycznej sprawia, że udział austenitu szcążkowego w strukturze żeliwa zwiększa się do czasu 8 minut, po czym się zmniejsza, a w czasie 240 minut nie ma go w osnowie.

Przebieg zmian stężenia węgla w austenicie szcążkowym jest zbiczny ze zmianami jego udziału w osnowie żeliwa. Minimalne stężenie węgla (0,85 %) posiada austenit szcążkowy pozostały po przemianie martenzytycznej w próbce po wychłodzeniu w czasie  $\tau_{pt} = 0,5$  minuty. Maksymalnym stężeniem węgla (1,64 %) cechuje się faza  $\gamma$ , gdy jej udział w osnowie jest także maksymalny i wynosi 32,9 %. Okoliczności te świadczą, że w czasie około 8 minut wychładzania austenit szcążkowy wzbogacił się w węgiel prawie dwukrotnie.

Na szerokość połówkową linii interferencyjnej fazy  $\gamma$  i  $\alpha$  wpływa czas przemiany izotermicznej. Przedłużanie czasu wychładzania powoduje zmniejszenie tej szerokości, co oczywiście ma związek ze zmianami zachodzącymi w strukturze austenitu szcążkowego i ferrytu bainitycznego. Zmiany te należy łączyć z tymi samymi czynnikami strukturalnymi jakie przedstawiono dla wygrzewania w temperaturze 830 °C.

Na stałą sieciową  $a_\alpha$ , podobnie jak na taką stałą sieciową po wygrzewaniu w 830 °C, czas przemiany nie wywiera wpływu. Analiza porównawcza wartości  $a_\alpha$  dla poszczególnych czasów przemiany pozwala stwierdzić, że po wygrzewaniu w 870 °C wartości te są nieco większe niż po wygrzewaniu w 830 °C, co świadczyć może o powiększonej zawartości węgla.

#### 4. PODSUMOWANIE

Uwzględniając wyniki badań i ich analizę można stwierdzić, że na kinetykę przekształcenia austenitu w górny bainit w ferrytycznym żeliwie sferoidalnym oddziałuje temperatura wygrzewania i czas przemiany izotermicznej. Stwierdzenie to jest w pełni zgodne z dotychczasowymi danymi w literaturze.

Kształtujące się produkty przemiany bainitycznej w osnowie żeliwa sferoidalnego odzwierciedlają stan procesu jej austenitizowania. Temperatura wygrzewania sprawia, że udział austenitu szcążkowego w osnowie żeliwa się zwiększa w miarę jej podwyższenia. Natomiast temperatura ta nie wpływa znacząco na zawartość węgla w austenicie szcążkowym. Przesycenie ferrytu bainitycznego jest nieznaczne, lecz zauważalne i zależy od nasycenia węglem osnowy żeliwa przed przemianą izotermiczną. Zmiany szerokości linii interferencyjnych fazy  $\alpha$  i  $\gamma$  dają podstawę do stwierdzenia, że niższa temperatura wygrzewania przyczynia się do doskonalszej struktury fazy  $\alpha$  i  $\gamma$ .

Twardość żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z przemianą izotermiczną zależy od udziału produktów tej przemiany w jego osnowie. Wyniki badań wskazują, że w miarę podwyższenia temperatury wygrzewania twardość żeliwa rośnie.

Jak wynika z porównania przebiegu krzywych kinetycznych szybkość rozpadu austenitu zależy od temperatury wygrzewania. Po wygrzewaniu w temperaturze 830 °C szybkość przemiany bainitycznej jest większa niż po wygrzewaniu w temperaturze 870 °C.

Biorąc pod uwagę zmiany udziału austenitu szcążkowego można zauważyć różnicę w czasie trwania I i II stadium przemiany. Wzrost temperatury wygrzewania przedłuża czas I stadium i okres czasu pomiędzy I i II stadium.

W świetle przeprowadzonej analizy struktury żeliwa wygrzewanego w temperaturze 830 °C można stwierdzić, że przemiana eutektoidalna w osnowie dokonała się w 92÷94 %. W osnowie, na początku przemiany izotermicznej, obok martenzytu i bainitu,

a później tylko bainitu, występuje wolny ferryt. Stąd wniosek, że proces austenitizowania osnowy żeliwa nie został w pełni zakończony.

Badania mikroskopowe próbek żeliwnych dały podstawę do stwierdzenia, że przemiana bainityczna nie rozpoczyna się tylko w obszarach austenitu graniczącego z wydzieleniami grafitu. Stwierdzenie to jest sprzeczne ze stwierdzeniem spotykanym w literaturze, że przemiana rozpoczyna się tylko przy granicy grafit – austenit. Obecność pojedynczych igieł dolnego bainitu dowodzi istnienia w osnowie nierównomiernego rozłożenia węgla w ziarnie eutektycznym.

## LITERATURA

- [1] Barbezat G., Mayer H.: GGG - 100: Günstige Kombination von hoher Festigkeit und Zähigkeit. Konstrüieren und Giessen, t.9, nr 1, s. 24, 1984.
- [2] Bayati H., Rimmer A.L., Elliott R.: The austempering kinetics and processing window in an austempered, low - manganese, compacted - graphite cast iron. Cast Metals, t.7, nr 1, s.11-24, 1994.
- [3] Cox G.J., Röhring K.: Nickel in Gusseisen und Stahlguss. Konstrüieren und Giessen, t.16, nr 4, s. 11, 1991.
- [4] Darwish N., Elliott R.: Austempering of low manganese ductile irons. Part 1. Processing window. Part 2. Influence of austenitising temperature. Materials Science and Technology, t.9, nr 7, s. 572 i 586, 1993.
- [5] Dorazil E., Barta B., Crhak J., Münsterova E.: Vysokoprochnyi bainitnyi chugun s sharovidnym grafitom. M i TOM, nr 7, s. 19, 1978.
- [6] Dorazil E., Crhak J., Barta B., Huvar A.: Vysokopevná bainitická tvárná litina legovaná manganem a mědi. Slévárenství, t.27, nr 2, s. 49, 1979.
- [7] Dorazil E.: Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. Foundry, nr 7, s. 36, 1986.
- [8] Dorazil E., Podrábský T., Švejar J.: Gefügehomenität von niedriglegiertem zwischenstufenvergüteten Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei - Praxis, nr 3 - 4, s. 23, 1987.
- [9] Dorazil E., Podrábský T., Švejar J.: Vliv chemické mikronehomenity na strukturu a vlasnosti nizkolegované izotermicky zušlechtěné tvárné litiny. Strojirenství, t. 40, nr 6, s. 342, 1990.
- [10] Dubensky W.J., Rundman K.B.: An Elektron Microscope Study of Carbide Formation In Austempered Ductile Iron. AFS Transactions, t. 93, nr 64, s. 389, 1985.
- [11] Dymski S.: Struktura a właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną. Z. Naukowe Nr 193 ATR Bydgoszcz, Mechanika 38, s. 69, 1995.
- [12] Dymski S., Szykowny T.: Investigation of products of bainitic isothermal transformation products in unalloyed ductile cast iron. Material Science and Technology, t.12, nr 5, s. 385, 1996.
- [13] Dymski S.: Wpływ austenitizowania na strukturę i twardość niestopowego żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną. Z. Naukowe Nr 194 ATR Mechanika 39, s. 41, 1996.
- [14] Dymski S., Ziółkowski A.: Izotermiczna przemiana bainityczna w żeliwie sferoidalnym. I Krajowa Konferencja Naukowa pt.: Materiaoznawstwo - Odlewnictwo - Jakość t. I. Materiaoznawstwo. Kraków 20-22 lutego, s. 27, 1997.
- [15] Dymski S.: Morfologiczne aspekty przemiany austenitu w bainit w niestopowym żeliwie sferoidalnym. Międzynarodowa Konferencja N-T pt. Tendencje rozwojowe w procesach produkcyjnych, Sekcja III Odlewnictwo - Materiaoznawstwo - Spawalnictwo. Zielona Góra, wrzesień, s. 35, 1997.
- [16] Gagne M., Fallon P.A.: Microstructural characteristics of bainitic ductile irons. Canadian Metallurgical Quarterly, t. 25, nr 1, s. 79, 1986.
- [17] Grundlach R.B., Janowak J.F.: Austempered Ductile Iron Combines Strength With Toughness and Ductility. Metal Progress, nr 2, s. 19, 1985.



- [18] Harding R.A.: Effects of Metallurgical Process Variables on Austempered Ductile Irons. *Metals and Materials*, t.2, nr 2, s. 65, 1986.
- [19] Harding R.A., Gilbert G.N.J.: Why the properties of austempered ductile irons should interest engineers. *British Foundryman*, t. 79, nr 10, s. 489, 1986.
- [20] Liu Y.C., Schissler J.M., Chobaut J.P.: Stabilité thermique des fontes G.S. bainiques au nickel manganese de type ADI. *Hommes et Fonderie*. Novembre et Decembre, s. 39, 1994.
- [21] Morgan H.L.: Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons. *British Foundryman*, t. 80, nr 2 - 3, s. 98, 1987.
- [22] Johansson M.: Austenityczno-bainityczne żeliwo sferoidalne. Instytut Mechaniki Precyzyjnej w Warszawie. Narada monotematyczna pt. "Obróbka cieplna żeliwa", s. 54, 6 - 8.IX. 1979.
- [23] Laub J.R.: Cast austempered ductile iron... for high strength and long wear. *Incast* nr 5, s.8, 1994.
- [24] Podrabský T., Dorazil E., Kohout J.: Vliv transformačních podmínek na strukturu a vlastnosti izotermicky zušlechťené křemikové oceli. *Slévárnství*, t.33, nr 9, s. 35, 1985.
- [25] Podrzucki C.: Żeliwo. Struktura, właściwości, zastosowanie. T I i II. Wyd. ZG STOP Kraków, 1991.
- [26] Podrzucki C.: Problemy produkcji odlewów żeliwa sferoidalnego ADI. *Przegląd Odlewnictwa*, nr 10, s.260, 1996.
- [27] Rezk A.Sh., Fargues J., Parent - Simonin S.: Fontes bainitiques traitées par trempe étagée. Etude comparative. *Fonderie - Fondeur d' Aujourd'hui* nr 56, Juin - Juillet, s. 13, 1986.
- [28] Röhrig K.: Zwischenstufenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit. *Giesserei - Praxis*, nr 1-2, s.1, 1983.
- [29] Voigt R.C., Bendaly R., Janowak J.F., Park Y.I.: Development of Austempered High Silicon Cast Steels. *AFS Transactions*, nr 72, s. 453, 1985.

## **THE ISOTHERMAL TRANSFORMATION OF AUSTENITE INTO THE UPPER BAINITE IN THE DUCTILE CAST IRON**

### **Summary**

Ferrite ductile cast iron was subject to austenitising at the temperature of 830 and 870 °C. Austempering was performed at  $T_{pi} = 400$  °C within time frames from  $\tau_{pi}$  0,5 to 480 minutes. A structural quantitative study and an X-ray diffraction and hardness test analyses were performed. A study of the transformation kinetics of the upper bainite and the physicochemical conditions of the phases were also conducted. The influence of the holding temperature and the time of the isothermal transformation on the shape of the structure and hardness of the ductile cast iron were determined.



## **MIKROSEGREGACJA KRZEMU I MANGANU PO WYŻARZANIU SFEROIDYZUJĄCYM W ŻELIWIE Z GRAFITEM KULKOWYM**

Małgorzata Trepczyńska-Łent

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Na dwóch gatunkach zabilonego żeliwa sferoidalnego, przeprowadzono obróbkę cieplną, w celu otrzymania w osnowie struktury ferrytu z cementytem kulkowym. Wykonano porównawcze pomiary mikrosegregacji krzemu i manganu w stanie surowym w obszarach zabilonych i szarych oraz po obróbce cieplnej w obszarach pierwotnego zabilenia.

### **1. WPROWADZENIE**

Mikrosegregacja niektórych pierwiastków często wykazuje zmienny charakter w zależności od rodzaju osnowy. Stwierdzono, że w żeliwie białym odmienną mikrosegregację wykazują w stosunku do mikrosegregacji w żeliwie szarym np. Ti, V, Cr, Si, Co, Ni, Cu [1,4,5,7]. Takie zachowanie pierwiastków może być przyczyną zróżnicowania efektów obróbki cieplnej, przeprowadzonej na zabilonej i szarej strukturze osnowy tego samego gatunku żeliwa.

W perlitycznym żeliwie ciągliwym, którego struktura w stanie wejściowym jest biała, po wyżarzaniu sferoidyzującym uzyskuje się osnowę składającą się z ferrytu z równomiernie rozmieszczonym cementytem kulkowym. Charakteryzuje się ona dużą plastycznością przy nieznacznie obniżonych właściwościach wytrzymałościowych w porównaniu z perlitem [6]. Powyższa struktura jest więc interesująca ze względu na optymalne własności mechaniczne.

Wydaje się, że korzystne rezultaty można by otrzymać w wyniku obróbki cieplnej zabilonego żeliwa sferoidalnego w celu otrzymania w osnowie struktury ferrytu z równomiernie rozmieszczonymi kulkami cementytu. Wyżarzanie sferoidyzujące może być poprzedzone różnymi procesami obróbki cieplnej. W zależności od tych procesów można otrzymać odmienną strukturę osnowy, na przykład perlit, bainit lub martenzyt, która jest następnie poddawana sferoidyzacji.

W planowanych badaniach postanowiono prześledzić mikrosegregację krzemu i manganu w niestopowym żeliwie sferoidalnym, w stanie surowym dla osnowy zabielonej oraz szarej, a także po obróbce cieplnej gwarantującej otrzymanie struktury ferrytu z praktycznie równomiernie rozmieszczonymi kulkami cementytu.

## 2. MATERIAŁ DO BADAŃ

Badania przeprowadzono na dwóch gatunkach żeliwa sferoidalnego niestopowego. Pierwsze miało wysoką zawartość manganu, drugie zaś niską i nie było poddane metalurgicznej modyfikacji.

Żeliwo wytopione zostało w piecu indukcyjnym tyglowym PITS-1,6/450FE w Odlewni Żeliwa „ZELMAK” w Bydgoszczy. Oba gatunki sferoidyzowane były zaprawą FeSiMg, a pierwszy modyfikowany żelazokrzemem FeSi75.

Skład chemiczny żeliwa, stopień nasycenia eutektycznego oraz stałą grafityzacji  $K'_{gr}$  dla przemiany eutektycznej i  $K''_{gr}$  dla przemiany eutektoidalnej podano w tabeli 1.

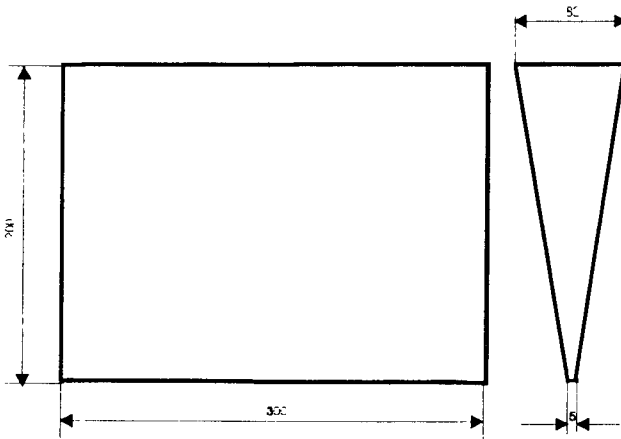
Tabela 1. Skład chemiczny, stopień nasycenia eutektycznego  $S_e$  oraz stałe grafityzacji  $K'_{gr}$  i  $K''_{gr}$  żeliwa sferoidalnego

Lp.	Składnik chemiczny, %	Numer żeliwa	
		1	2 <sup>1)</sup>
1	C	3,12	3,91
2	Si	2,68	1,79
3	Mn	1,07	0,27
4	P	0,093	0,025
5	S	0,013	0,008
6	Cr	0,071	0,053
7	Ni	0,061	0,029
8	Mo	0,011	0,009
9	Cu	0,072	0,006
10	Mg	0,048	0,043
11	Al	0,023	0,011
12	Sn	0,006	0,004
13	Ti	0,009	0,014
14	$S_e$	0,91	1,06
15	$K'_{gr}$	6,61	5,53
16	$K''_{gr}$	7,15	6,55

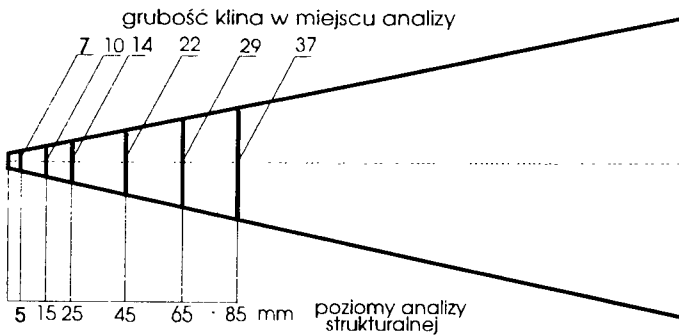
<sup>1)</sup> żeliwo po sferoidyzacji lecz niemodyfikowane

Wlewki z żeliwa odlano w formach piaskowych, wilgotnych w kształcie klinów (rys. 1). Były one odlewane pionowo. Mała grubość wlewków u dołu (5 mm) i duża u góry (80 mm) zapewniały zróżnicowaną szybkość chłodzenia i otrzymanie zabielenia w dolnej części klinów.

Na przekroju klina otrzymano zróżnicowanie składu strukturalnego zgodnie z założeniami. Z tego względu ilościową analizę strukturalną przeprowadzono na kilku poziomach, zaczynając od dołu klina, jak to pokazano na rysunku 2.



Rys.1. Kliny odlane z żeliwa 1 i 2



Rys.2. Poziomy na przekroju poprzecznym klina, na których przeprowadzono ilościową analizę strukturalną oraz pomiary mikrosegregacji pierwiastków

Zestawienie zawartości składników struktury w % powierzchni dla stanu surowego zawiera tabela 2.

Ze względu na możliwość popełnienia błędów podczas analizy mikroskopowej zawartości grafitu, dokonano korekty tej zawartości posługując się wzorem podanym przez Cz.Podrzuckiego [4]:

$$F_{gr} = 0,034 (C_c - F_p C_p - 6,67 F_w) \quad (1)$$

gdzie:

- $C_c, C_p$  - zawartość węgla całkowitego, zawartość węgla w perlicie w %,
- $F_{gr}, F_p, F_w$  - udział powierzchni grafitu, perlitu i cementytu eutektycznego w powierzchni zglądu,
- $C_p = 0,6 \%$ .

Tabela 2. Zestawienie procentowej zawartości składników strukturalnych w stanie surowym w zależności od poziomu klina

Lp.	Numer żeliwa	Poziom klina mm	Grafit %	Feryt %	Perlit %	Cementyt %
1	1	5	6,1	3,1	84,5	12,4
2		15	7,3	2,8	90,6	6,6
3		25	8,2	3,7	94,2	2,1
4		45	8,7	8,3	91,7	0,0
5		65	8,7	6,7	93,3	0,0
6		85	8,7	6,3	93,7	0,0
7	2	5	1,6	13,2	2,6	84,2
8		15	2,3	13,6	10,3	76,1
9		25	3,6	18,9	24,1	57,0
10		45	10,3	24,9	68,2	6,9
11		65	10,9	23,6	72,2	4,2
12		85	11,3	25,9	72,1	2,0

### 3. OBRÓBKA CIEPLNA

W celu uzyskania w osnowie żeliwa struktury ferrytu z równomiernie rozmieszczonymi w nim kulkami cementytu, przyjęto trzy warianty obróbki cieplnej. Schematy tych wariantów przedstawiono na rysunku 3.

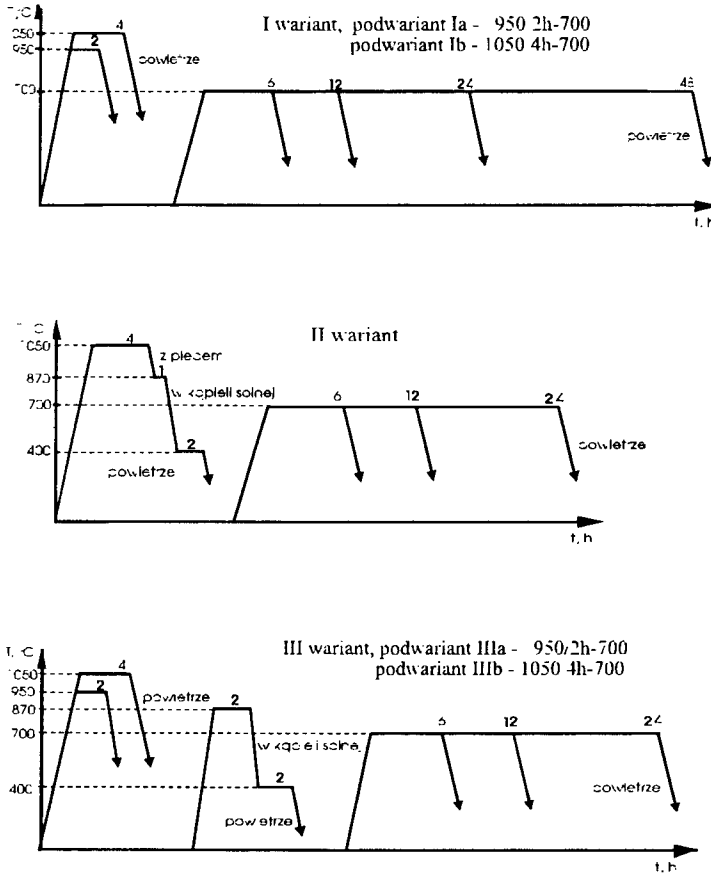
Poszczególne warianty różniły się sposobem obróbki cieplnej żeliwa przed wyżarzaniem sferoidyzującym przeprowadzonym w temperaturze podkrytycznej 700 °C. W trzecim wariantcie, w porównaniu z wariantem drugim, rozdzielono operacje wyżarzania grafityzującego i hartowania bainitycznego. Normalizowanie przeprowadzone w pierwszej operacji miało na celu rozdrobnienie ziarna i przez to skrócenie czasu dyfuzji. Hartowanie bainityczne przeprowadzone z niższej temperatury miało zmniejszyć zawartość węgla w austenicie.

Dla wariantu I wykonano wyżarzanie, którego parametry ustalono na podstawie badań wstępnych. Było to austenitowanie w temperaturze 950 °C w czasie 2 godzin (podwariant Ia) lub w temperaturze 1050 °C w czasie 4 godzin (podwariant Ib). Dla ułatwienia oceny roli austenitacji nie indywidualizowano warunków wygrzewania w 950 °C dla poszczególnych gatunków żeliwa.

W wariantach II i III wprowadzono przed wyżarzaniem sferoidyzującym hartowanie bainityczne. Było to uzasadnione wcześniejszymi badaniami [2], gdzie otrzymano dobre wyniki sferoidyzacji cementytu dla żeliwa sferoidalnego, którego strukturą wejściową przed wyżarzaniem sferoidyzującym był bainit.

Wariant II polegał na austenitowaniu w temperaturze 1050 °C w czasie 4 godzin z następnym chłodzeniem z piecem do temperatury 870 °C i wygrzaniem w tej temperaturze 1 godzinę oraz hartowaniem bainitycznym w piecu wannowym PWE-1. Temperatura kąpieli solnej SO-140 wynosiła 400 °C. Pojemniki wyładowano z pieca o temperaturze 870 °C, wyjmowano z nich płytki i zanurzano w kąpieli solnej. Obniżenie temperatury do 870 °C miało na celu zmniejszenie zawartości węgla w austenicie.

Czas operacji wyjmowania z pojemników i zanurzenia w kąpeli solnej wynosił około 15 sekund. Po czasie wychładzania trwającym 2 godziny płytki wyjęto z kąpeli i dochłodzono w powietrzu, po czym wykonano wyżarzanie sferoidyzujące w temperaturze podkrytycznej 700 °C.



Rys.3. Schematy wariantów obróbki cieplnej

W wariantcie III postanowiono zaobserwować, czy oddzielenie operacji wyżarzania grafityzującego i hartowania bainitycznego ma wpływ na uzyskanie struktury równomiernie rozmieszczonego cementytu kulkowego w osnowie ferrytu.

Wariant III obróbki cieplnej był zatem wariantem trzy operacyjnym. Pierwsza operacja była normalizowaniem w temperaturze 950 °C w czasie 2 godzin (podwariant IIIa) lub w temperaturze 1050 °C w czasie 4 godzin (podwariant IIIb). W drugiej operacji schłodzone w powietrzu do temperatury otoczenia płytki ponownie wkładano do prostokątnych pojemników, zasypywano wiórami żeliwnymi i ładowano do pieca nagrzanego do temperatury 870 °C. W tej temperaturze austenitizowano 2 godziny, przy czym czas wygrzewania liczone od momentu osiągnięcia temperatury wygrzewania w pojemniku. Następnie przeprowadzono hartowanie bainityczne. Pojemniki

wyladowano z pieca, wyjmowano z nich płytki i chłodzono w kąpieli solnej o temperaturze 400 °C wychładzając je przez 2 godziny. Dochłodzenie przeprowadzono w powietrzu. Trzecią operacją było wyżarzanie sferoidyzujące w temperaturze 700 °C. Płytki wkładano ponownie do prostopadłościennych pojemników i zasypywano wiórkami żeliwnymi w celu zabezpieczenia przed odwęgleniem i utlenieniem. Pojemniki wkładano do pieca nagrzanego do temperatury 700 °C; czas sferoidyzowania liczone od chwili osiągnięcia w pojemniku tej temperatury, po czym wyjęto z pojemników i chłodzono w powietrzu.

Wyżarzanie sferoidyzujące było jednakowe dla płytek po obróbce wstępnej według wszystkich trzech wariantów.

#### 4. BADANIA MIKROSEGREGACJI

Badania wykonano w Instytucie Mechaniki Precyzyjnej w Warszawie metodą mikroanalizy rentgenowskiej przy użyciu mikroanalizatora typu JXA-3A firmy Japan Electron Optics Laboratory.

Przy zastosowaniu wiązki elektronowej zogniskowanej do średnicy około 3 μm, padającej prostopadle do powierzchni zglądu, wzbudzano materiał próbki do emisji charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego w mikroobszarze o średnicy zbliżonej rozmiarem do średnicy wiązki. Odpowiednio zorientowaną próbkę przesuwano z określoną prędkością w wyznaczonym kierunku od grafitu do grafitu, zapisując równocześnie w sposób ciągły zmiany natężenia promieniowania charakterystycznego badanych składników. W pracy wykorzystano emisyjne linie charakterystyczne serii K węgla, krzemu, siarki, fosforu, manganu. Rozmieszczenie liniowe węgla i siarki określono jakościowo. Wartości liczbowe stężenia pozostałych składników, za wyjątkiem fosforu, wyznaczono w oparciu o pomiary stężenia charakterystycznego czystych spektralnie wzorców. Stężenie fosforu oszacowano w oparciu o pomiary natężenia promieniowania charakterystycznego tego pierwiastka zawartego w ilości od około 9,5 do około 10,5 % wagowych w powłokach fosforowo - niklowych wytworzonych w IMP.

Wyniki pomiarów, zgodnie z procedurą przyjętą w metodyce, poddano korekcji według modelu opracowanego przez Love-Cox-Scott'a uwzględniającego wpływ czynników aparaturowych i zjawisk fizycznych na zniekształcenia wyników pomiaru.

Warunki techniczne analizy były następujące:

- napięcie przyspieszające                    15 kV
- prąd absorpcyjny próbki                     $(4,0 \div 4,5) \times 10^{-7}$  A
- średnica wiązki elektronowej            ok. 3 μm

##### 4.1. Badania mikrosegregacji w stanie surowym

Badaniom mikrosegregacji w stanie surowym poddano strukturę z obszarów na skrajnych poziomach klina 5 i 85 mm. Miało to na celu wykazanie różnic bądź podobieństw mikrosegregacji krzemu i manganu w strukturze zabełonej oraz szarej, jak i przy zróżnicowanej wielkości ziarna.

W celu określenia charakteru mikrosegregacji posłużono się za H.Oleszyckim [3] ekstremalnym wskaźnikiem mikrosegregacji  $W_m$  krzemu i manganu. Wskaźniki te opierają się na zasadzie: zawartość danego pierwiastka na granicy ziarna eutektycznego do zawartości w centrum ziarna. Obliczono je zgodnie z wzorami:



$$W_m^{Si} = \frac{Si_{min}}{Si_{max}} \quad (2)$$

$$W_m^{Mn} = \frac{Mn_{max}}{Mn_{min}} \quad (3)$$

gdzie:

- $W_m^{Si}$ ,  $W_m^{Mn}$  - ekstremalny wskaźnik mikrosegregacji Si i Mn,  
 $Si_{min}$ ,  $Mn_{min}$  - minimalna zawartość w analizowanym obszarze Si i Mn,  
 $Si_{max}$ ,  $Mn_{max}$  - maksymalna zawartość w analizowanym obszarze Si i Mn.

Tak obliczony ekstremalny wskaźnik mikrosegregacji ma taki sam sens jak wskaźnik segregacji eutektycznej, spotykany w literaturze. Dla krzemu przyjmuje on wartości mniejsze od jedności i zwiększa się podczas ujednorodnienia, natomiast wskaźnik dla manganu przyjmuje wartości większe od jedności i maleje podczas ujednorodnienia.

W tabeli 3 przedstawiono wartości ekstremalnych wskaźników mikrosegregacji dla badanych gatunków żeliwa w stanie surowym.

Tabela 3. Zestawienie zawartości pierwiastków przy graficie i na granicy ziarna eutektycznego oraz wartości ekstremalnego wskaźnika  $W_m$  w stanie surowym w zależności od gatunku żeliwa i poziomu klina

Lp.	Żeliwo	Poziom klina, mm	Zawartość, %				$W_m^{Si}$	$W_m^{Mn}$
			$Si_{min}$	$Si_{max}$	$Mn_{min}$	$Mn_{max}$		
1	1	5	1,62	3,00	1,10	2,10	0,54	1,90
2	2		2,23	3,80	0,10	0,60	0,59	6,00
3	1	85	2,30	2,70	1,00	1,10	0,85	1,10
4	2		1,04	2,10	0,10	1,06	0,50	10,60

#### 4.2. Analiza mikrosegregacji w stanie surowym

Z analizy zawartości poszczególnych pierwiastków wynika, że krzem gromadził się w obszarach poza cementytem, mangan zaś koncentrował się w wydzieleniach cementytowych. Duży wpływ na rozmieszczenie poszczególnych pierwiastków miało więc występowanie składników strukturalnych w osnowie żeliwa. Im więcej wydzieleni cementytu znajdowało się w osnowie żeliwa, tym bardziej zróżnicowany był przebieg linii zawartości krzemu i manganu.

Dla badanych gatunków żeliwa, na poziomie klina 85 mm (gdzie nie było cementytu lub występowała jego mała zawartość), można w oczywisty sposób podać charakter mikrosegregacji. I tak mikrosegregacja krzemu była odwrotna, zaś manganu prosta. Jest to mikrosegregacja charakterystyczna dla żeliwa szarego, co potwierdza strukturalny skład osnowy na tym poziomie klina. Z przeprowadzonych badań wynika, że na poziomie klina 5 mm (tam gdzie występował w osnowie cementyt eutektyczny), ze względu na zmienny przebieg linii zawartości badanych pierwiastków, należało określić charakter mikrosegregacji krzemu i manganu posługując się wzorami (2) i (3).

W żeliwie 1 zaobserwowano ujednorodnienie manganu i krzemu na poziomie 85 mm i nieco mniejsze dla tego samego żeliwa na poziomie 5 mm.

Stwierdzono, że w żeliwie 2, o bardzo dużej zawartości cementytu eutektycznego, występowała silna mikrosegregacja manganu, zarówno na poziomie analizy 5 mm jak i 85 mm. Jednocześnie towarzyszyła jej duża mikrosegregacja krzemu. Mikrosegregacja obu pierwiastków była większa na poziomie 85 mm.

#### 4.3. Badania mikrosegregacji po wyżarzaniu sferoidyzującym

W wyniku przeprowadzonej obróbki cieplnej, w osnowie badanego żeliwa otrzymano strukturę ferrytu z cementytem kulkowym i ewentualnie ferrytu. W zależności od warunków obróbki (warian, temperatura, czas) zawartości obu składników były zróżnicowane. Obróbka cieplna miała na celu otrzymanie jak największej zawartości ferrytu z cementytem kulkowym oraz równomiernego rozkładu kulek cementytu w obszarze ziarna eutektycznego. Dlatego badaniom mikrosegregacji poddano te próbki, które po określonych warunkach obróbki cieplnej spełniały powyższe wymagania. I tak dla żeliwa 1 analizie poddano próbki po obróbce według wariantów Ib, II i IIIb, zaś dla żeliwa 2 (o małej zawartości manganu) jedynie po wariacie IIIb. Dla obu gatunków badania mikrosegregacji przeprowadzono na poziomie klina 5 mm, gdyż w porównaniu z pozostałymi poziomami tam właśnie uzyskano najbardziej zadowalające rezultaty.

Zawartość analizowanych pierwiastków w żeliwie po obróbce cieplnej zestawiono w tabeli 4. W tej samej tabeli przedstawiono wskaźniki mikrosegregacji obliczone według wzorów (2) i (3).

Tabela 4. Zestawienie zawartości pierwiastków przy graficie oraz na granicy ziarna eutektycznego, a także wskaźników mikrosegregacji w badanym żeliwie po obróbce cieplnej

Lp.	Nr żeliwa	Warunki obróbki	Si <sub>max</sub> %	Si <sub>min</sub> %	Mn <sub>min</sub> %	Mn <sub>max</sub> %	W <sub>m</sub> <sup>Si</sup>	W <sub>m</sub> <sup>Mn</sup>
1	1	Ib/700 °C-12h	2,60	1,90	1,10	1,50	0,73	1,50
2		Ib/700 °C-24h	2,50	2,00	1,10	1,35	0,80	1,23
3		II/700 °C-12h	2,40	2,20	0,90	1,60	0,92	1,78
4		IIIb/700 °C-6h	2,50	2,00	0,90	1,50	0,80	1,67
5		IIIb/700 °C-12h	2,50	1,20	1,00	1,60	0,88	1,60
6	2	IIIb/700 °C-6h	2,20	2,00	0,1	0,40	0,91	4,00

## 5. PODSUMOWANIE

W stanie surowym, w obszarze zabielonym, zawartości krzemu i manganu zależne są od tego, czy w danym miejscu występował cementyt czy perlit. I tak w obszarach cementytu zawartość krzemu jest bardzo mała, a manganu duża, natomiast w obszarach perlitu odwrotnie: zawartość krzemu jest duża a manganu mała. W związku z tym segregację obu składników oznaczono dla ich maksymalnych i minimalnych zawartości.

Na podstawie przeprowadzonych badań nie można jednoznacznie stwierdzić, że segregacja obu omawianych pierwiastków jest mniejsza lub większa w obszarze niezabielonym w stosunku do zabielonego, bo akurat dla żeliwa 1 segregacja obu składników na poziomie 85 mm jest mniejsza, a dla żeliwa 2 - większa.

Segregacja krzemu i manganu po zakończeniu wszystkich operacji cieplnych maleje, co przedstawiono w tabeli 5. Mikrosegregację po obróbce cieplnej mierzono na próbkach z obszarów pierwotnie maksymalnie zabielonych. Dane dotyczące stanu surowego również pochodzą z obszarów maksymalnego zabielenia.

Tabela 5. Zmiana wartości wskaźników segregacji krzemu  $W_m^{Si}$  i manganu  $W_m^{Mn}$  po zakończeniu procesu obróbki cieplnej

Żeliwo	Wskaźniki segregacji			
	$W_m^{Si}$		$W_m^{Mn}$	
	w stanie surowym	po obróbce cieplnej	w stanie surowym	po obróbce cieplnej
1	0,54	0,73÷0,92	1,90	1,78÷1,23
2	0,59	0,91	6,00	4,00

Według J.Charbonnier'a [1] segregacja krzemu w żeliwie szarym jest odwrotna, a manganu prosta, natomiast w żeliwie białym segregacja krzemu jest prosta. Z badań mikrosegregacji przytoczonych w niniejszej pracy wynika, że segregacja krzemu jest odwrotna w obszarach szarych żeliwa. Natomiast w obszarach zabielonych nie stwierdzono ani prostej segregacji krzemu, ani prostej manganu. Zaobserwowano zależność zawartości tych pierwiastków od struktury osnowy. W obszarach występowania cementytu zawartość krzemu była bardzo mała, a manganu duża. Natomiast w obszarach pozbawionych cementytu zawartość krzemu była duża, a manganu mała. Prawdopodobnie niezgodność z badaniami J.Charbonnier'a i przedstawionymi badaniami wynika stąd, że w badaniach niniejszych nie występuje żeliwo białe (a więc pozbawione grafitu) a jedynie - zabielone.

## LITERATURA

- [1] Charbonnier J., Margerie J.C.: Nouvelle contribution a l'etude generale des mikrosegregation dans les alliages Fe-C du type "fonte". Fonderie, nr 259, s. 333-341, 1967.
- [2] Oleszycki H., Dymski S. i in.: Sprawozdanie z trzeciego etapu pracy pt.: "Opracowanie racjonalnych warunków obróbki cieplnej żeliwa i staliwa sferoidalnego". ATR, Bydgoszcz 1979.
- [3] Oleszycki H.: Rola zabiegów cieplnych w kształtowaniu struktury perlitycznej i właściwości mechanicznych niestopowego żeliwa sferoidalnego. Rozprawy nr 7, ATR, Bydgoszcz 1987.
- [4] Podrzucki Cz.: Żeliwo. Struktura, właściwości, zastosowanie. Wydawnictwo ZG STOP, Kraków 1991.
- [5] Podrzucki Cz., Maj Z., Wojtysiak A.: Odlewy części motoryzacyjnych z żeliwa utwardzonego o zwiększonej odporności na ścieranie. Przegląd Odlewnictwa, nr 4, s. 124-129, 1989.
- [6] Rączka J.: Żeliwo ciągliwe. PWN, Warszawa 1961.
- [7] Sifrin V.D., Solncev L.A. i in.: Mikrolikwacja kremnija v magnijevych vysokopročnych čugunach, otlitych v kokil. Izvestija Vyssych Učebnych Zavedenij. Černaja Metallurgija, nr 2, s. 58-61, 1993.

## **MICROSEGREGATION OF SILICON AND MANGANESE ON HARD SPOTS OF SPHEROIDAL CAST IRON AFTER SPHEROIDIZING**

### **Summary**

The heat treatment was carried out on 2 grades of unalloyed spheroidal cast iron. The aim of the study was spheroidal cementite in ferrite matrix. Measurements of microsegregation of silicon and manganese was realized. Investigation was carried out on hard spots and grey areas on cast structure and after spheroidizing in primarily hard spots areas.

## **PRZEMIANA EUTEKTOIDALNA W ŻELIWIE SFEROIDALNYM AUSTENITYZOWANYM Z PODCHŁODZENIEM**

Tadeusz Szykowny, Jan Sadowski

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Opracowano wykres CTPc niestopowego żeliwa sferoidalnego austenitzowanego z podchłodzeniem od 1000 do 875 °C. Otrzymany wykres porównano z wykresem CTPc tego samego żeliwa, lecz austenitzowanego wyłącznie w temperaturze 875 °C.

### **1. WSTĘP**

W trakcie przemiany eutektoidalnej austenitu żeliwa sferoidalnego tworzy się osnowa metalowa, decydująca o własnościach mechanicznych tego tworzywa. Niestopowe żeliwo sferoidalne, mające w stanie surowym najczęściej strukturę ferrytyczno-perlityczną, może uzyskać w wyniku prowadzonej w odpowiednich warunkach przemiany eutektoidalnej strukturę, począwszy od ferrytycznej, poprzez ferrytyczno-perlityczną o zadanym składzie ilościowym obu struktur, do czysto perlitycznej.

Możliwość otrzymania czysto perlitycznej lub czysto ferrytycznej osnowy w niestopowym żelwie sferoidalnym w wyniku anizotermicznej przemiany eutektoidalnej wynika z wykresów CTPc publikowanych przez autorów prac [1-5]. Uzyskanie czysto perlitycznej osnowy niestopowego żeliwa sferoidalnego na drodze obróbki cieplnej jest bardzo trudne i możliwe tylko w wąskim zakresie prędkości chłodzenia [6]. Autor pracy [6] wykazał korzyści, wynikające z normalizowania z podchłodzeniem żeliwa sferoidalnego. Normalizowanie to, składające się z austenitzowania w wysokiej temperaturze (950 °C), podchłodzenia w piecu do niższej, lecz jeszcze nadkrytycznej temperatury, izotermicznego wychładzania w tej temperaturze z końcowym dochładzaniem w spokojnym powietrzu, pozwala na osiągnięcie bardzo korzystnego zespołu własności wytrzymałościowych i plastycznych. Publikowane w literaturze naukowej wykresy CTPc żeliwa sferoidalnego wykonywane były z reguły po jednozabiegowym, najczęściej krótkotrwałym austenitzowaniu [1-7].

Zasadniczym celem prezentowanej pracy jest uzyskanie obrazu przemiany eutektoidalnej podczas ciągłego chłodzenia żeliwa, poprzedzonego zabiegami cieplnymi wykonanymi analogicznie jak podczas normalizowania z podchłodzeniem. Praktyczny cel

pracy zawiera się w poszukiwaniu przedziału prędkości chłodzenia, w wyniku którego otrzymuje się całkowicie perlityczną osnowę. Dla zrealizowania postawionych celów pracy zaplanowano wykonanie metodą dylatometryczną wykresu CTPc żeliwa austenitowanego z podchłodzeniem, wraz z badaniami mikrostruktury i twardości próbek dylatometrycznych.

Ocenę efektów przemiany eutektoidalnej w żeliwie austenitowanym z podchłodzeniem postanowiono przeprowadzić poprzez porównanie z wynikami otrzymanymi dla tego samego gatunku żeliwa, lecz austenitowanego wyłącznie w temperaturze, równej temperaturze wychładzania żeliwa austenitowanego z podchłodzeniem.

## 2. MATERIAŁ, PROGRAM I METODYKA BADAŃ

Do badań przyjęto 1 gatunek niestopowego żeliwa sferoidalnego wytopionego w żeliwiaku. Skład chemiczny, strukturalny i temperatury krytyczne zawarto w tabeli 1.

Tabela 1. Charakterystyka żeliwa sferoidalnego

Skład chemiczny, % wag.							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Mg
3,53	2,81	1,17	0,11	0,015	0,01	0,1	0,08
Struktura osnowy, % obj.			Temperatury krytyczne, °C				
Feryt	Perlit	Cementyt	$A_{c1}^p$	$A_{c1}^k$	$A_{r1}^p$	$A_{r1}^k$	T <sub>gr</sub>
14,1	85,5	0,4	795	862	774	685	708

Żeliwo odlano w postaci próbek YII do form wilgotnych. Z prostopadłościennej części klina YII pobrano próbki dylatometryczne rurkowe o wymiarach  $\phi 5 \times \phi 3 \times 20$  mm. Dla zabezpieczenia przed utlenieniem próbki powlekano galwanicznie niklem.

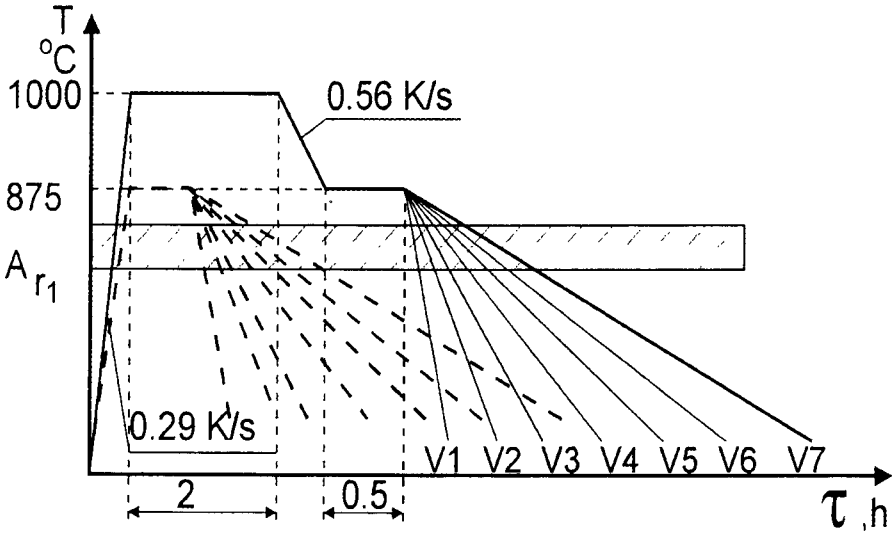
Wykres CTPc opracowano za pomocą zmodyfikowanego dylatometru anizotropicznego LS4, w którym rejestrację fotograficzną dylatogramu zastąpiono rejestracją elektroniczną. Zastosowano indukcyjny czujnik przemieszczeń MDKa-FO. Krzywą dylatacyjną rejestrowano w układzie: wydłużenie - temperatura na rejestratorze X - Y typu Endim. W obwód elektroniczny rejestratora wbudowano generator impulsów, który w żądanych, równych odstępach czasu (np. co 1, 10 lub 100 s) podawał znaczniki czasu. Całkowite powiększenie dylatometru wynosiło 1000 razy. Rejestracji temperatury dokonywano za pomocą termoelementu NiCr-Ni zgrzanego pojemnościowo z próbką dylatometryczną w połowie jej długości.

Przebieg zmian temperatury w funkcji czasu, zadawany próbkom dylatometrycznym, przedstawia rysunek 1.

Typowy przebieg krzywej dylatometrycznej żeliwa, chłodzonego w sposób ciągly, w którym zachodzi wyłącznie przemiana eutektoidalna, przedstawia rysunek 2a, natomiast żeliwa, w którym przebiega ona częściowo - rysunek 2b.

Z dylatogramów wyznaczano temperatury  $A_{r1}^p$ ,  $A_{r1}^k$ ,  $M_s$  (rys.2) oraz czas trwania przemiany eutektoidalnej  $\tau_A$ , czas chłodzenia pomiędzy temperaturą 800 a 500 °C -  $\tau_{8-5}$ .

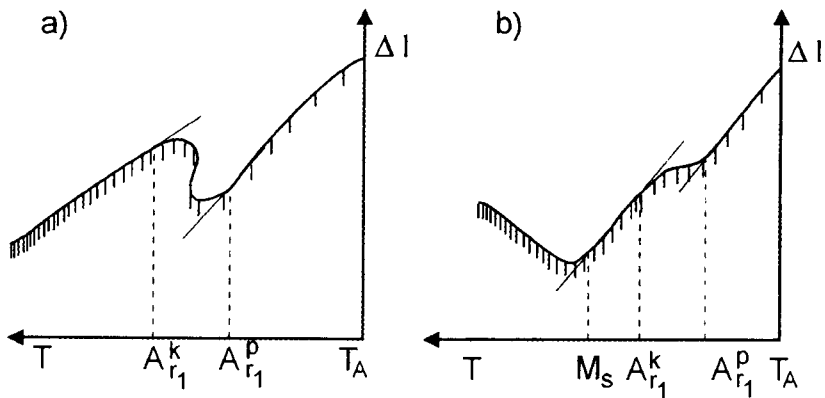
Krzywe chłodzenia odwzorowywano w układzie temperatura - logarytm czasu, nanosząc na nie punkty odpowiadające początkowi i końcowi przemiany eutektoidalnej, otrzymując w ten sposób wykres CTPc.



Rys. 1. Schemat obróbki cieplnej próbek dylatometrycznych

Poszczególne prędkości chłodzenia realizowano następująco:

- V1 - chłodzenie w powietrzu,
- V2 - chłodzenie w muflie kwarcowej otwartej,
- V3 - chłodzenie w muflie kwarcowej zamkniętej,
- V4 - chłodzenie w muflie stalowo- kwarcowej,
- V5 - chłodzenie w muflie kwarcowo-ceramicznej,
- V6 - chłodzenie z piecem,
- V7 - chłodzenie wg programu.



Rys. 2. Krzywa dylatometryczna żeliwa w przypadku: a) wyłącznej przemiany eutektoidalnej austenitu, b) częściowej przemiany eutektoidalnej

Próbki dylatometryczne poddawano ilościowej analizie metalograficznej oraz wykonywano na nich pomiary twardości HV10. Dla każdej prędkości chłodzenia próbę wykonywano dwukrotnie.

### 3. WYNIKI BADAŃ WRAZ Z ICH ANALIZĄ

Wartości temperatury  $Ar_1^p$ ,  $Ar_1^k$ ,  $M_s$ , przedziału temperaturowego  $\Delta Ar_1 = Ar_1^p - Ar_1^k$ , czasu  $\tau_A$ , czasu  $\tau_{8-5}$ , prędkości  $V_A = \frac{\Delta Ar_1}{\tau_A}$  i prędkości  $V_{8-5} = \frac{300}{\tau_{8-5}}$  zawiera tabela 2.

Tabela 2. Wyniki badań dylatometrycznych

Prędkość chłodzenia	Temperatura °C			$\Delta Ar_1$ °C	Czas s		Prędkość K/s	
	$Ar_1^p$	$Ar_1^k$	$M_s$		$\tau_A$	$\tau_{8-5}$	$V_A$	$V_{8-5}$
V1	600	532	182	68	10	37	6,80	8,11
V2	701	600	202	101	29	80	3,48	3,75
V3	710	620	212	90	35	112	2,57	2,68
V4	717	645		72	67	218	1,07	1,38
V5	738	650		88	335	1760	0,51	0,50
V6	770	682		88	395	1760	0,22	0,17
V7	798	704		94	1280	10540	0,07	0,03

Wyniki ilościowych badań metalograficznych i twardości próbek dylatometrycznych zawiera tabela 3.

Tabela 3. Mikrostruktura i twardość próbek dylatometrycznych

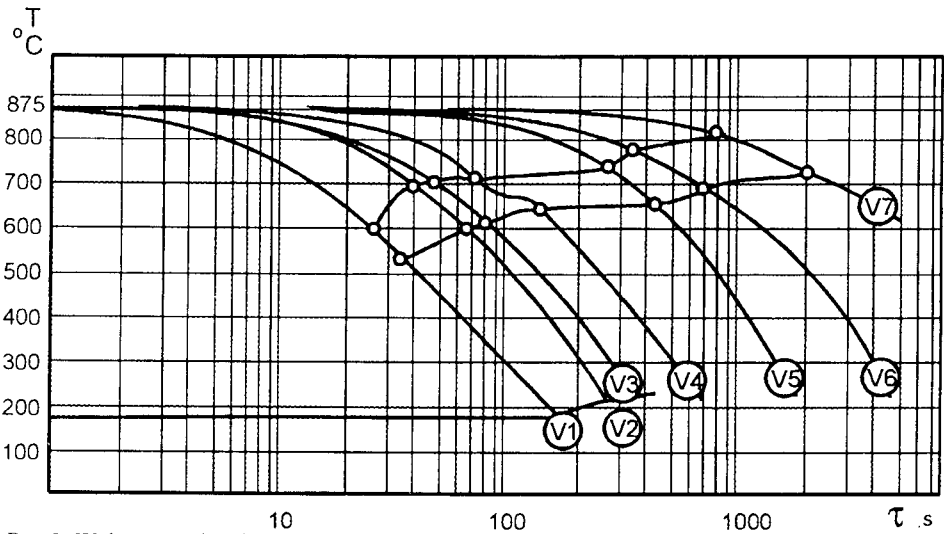
Prędkość chłodzenia	Zawartość składnika mikrostruktury % obj.					Stopień przemiany %	Twardość HV10
	Grafit	Feryt	Perlit	Cementyt	Martenzyt		
V1	10,2	0,0	1,0	0,2	99,0	1,0	583
V2	9,6	0,4	16,4	0,2	83,2	16,8	514
V3	9,8	0,9	45,4	0,1	53,7	46,3	365
V4	10,6	4,4	94,9	0,1	0,7	99,3	303
V5	10,0	12,4	87,6	0,3	0,0	100,0	270
V6	10,1	26,6	73,4	0,2	0,0	100,0	230
V7	10,5	42,4	57,6	0,2	0,0	100,0	216

Wykres CTPi żeliwa austenitowanego z podchłodzeniem przedstawiono na rysunku 3.

Analiza wyników badań dylatometrycznych (tabela 2) pozwoliła zauważyć, iż czas trwania przemiany eutektoidalnej  $\tau_A$ , silnie koreluje z prędkością chłodzenia w zakresie temperatury 800+500 °C. Zależność tę ujęto równaniem typu  $\lg \tau_A = a + b \lg V_{8-5}$  otrzymując postać:  $\lg \tau_A = 1,89792 - 0,838196 \lg V_{8-5}$  przy bardzo dużym współczynniku korelacji wynoszącym  $R^2 = 0,986$ .

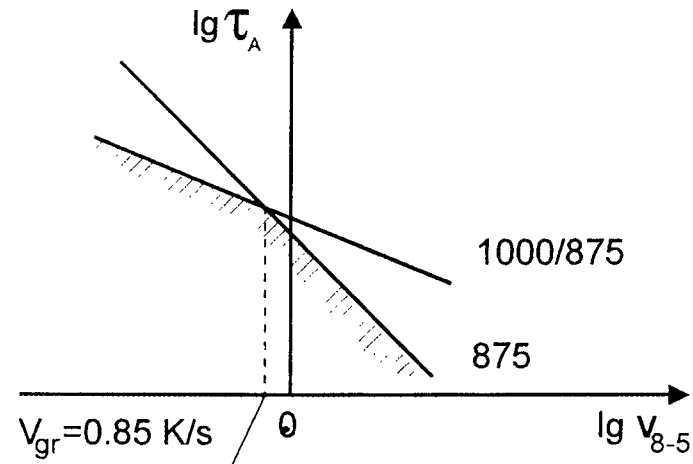
Dla żeliwa austenitowanego jednostopniowo w temperaturze 875 °C analogiczne równanie regresji ma postać:  $\lg \tau_A = 1,89759 - 0,867957 \lg V_{8-5}$ , przy  $R^2 = 0,993$  [8].





Rys.3. Wykres CTPi żeliwa austenitowanego z podchłodzeniem

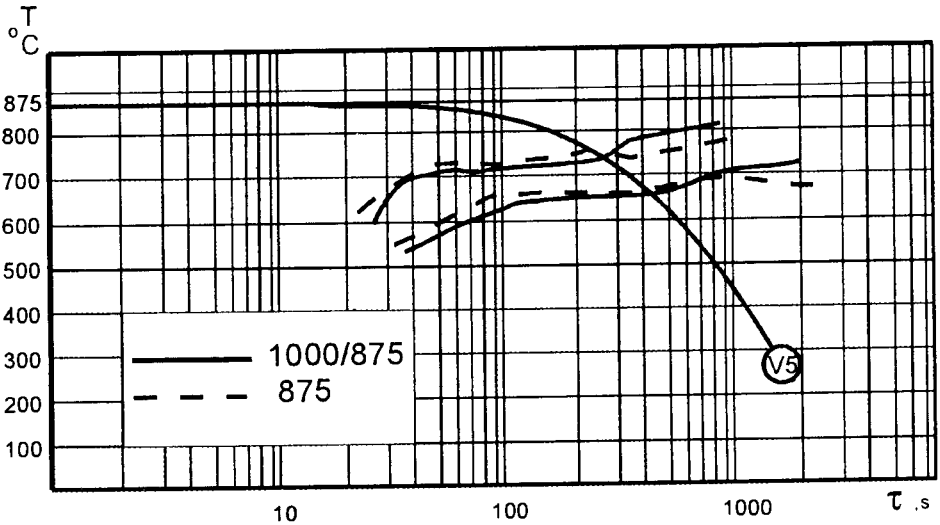
Z porównania zależności  $\tau_A$  od  $V_{k-5}$  (rys.4) wynika, iż w zakresie prędkości chłodzenia  $V_{k-5}$  większych od prędkości granicznej wynoszącej 0,85 K/s, czas trwania przemiany eutektoidalnej krótszy jest w żeliwie austenitowanym jednozabiegowo, natomiast w zakresie prędkości chłodzenia  $V_{k-5}$  mniejszych od prędkości granicznej, czas  $\tau_A$  krótszy jest w żeliwie austenitowanym z podchłodzeniem.

Rys.4. Schematyczne porównanie zależności  $\lg \tau_A$  od  $\lg V_{k-5}$  żeliwa austenitowanego jednozabiegowo [8] lub z podchłodzeniem

Zestawienie wykresów CTPc żeliwa austenitowanego jednozabiegowo w temperaturze 875 °C [8] lub austenitowanego z podchłodzeniem (rys.5) pozwala zauważyć istnienie granicznego obszaru prędkości chłodzenia (w pobliżu prędkości V5) takiego, iż dla większych prędkości chłodzenia temperatury początku i końca przemiany eutektoidalnej żeliwa austenitowanego z podchłodzeniem są niższe, aniżeli żeliwa auste-

nityzowanego w temperaturze 875 °C, natomiast dla prędkości mniejszych, temperatury  $Ar_1^p$ ,  $Ar_1^k$  żeliwa austenitowanego z podchłodzeniem są wyższe.

Zaobserwowane zależności kinetyczne można by wyjaśnić następująco: austenitowanie żeliwa w temperaturze 875 °C przez 0,5 h nie powoduje jeszcze granicznego nasycenia osnowy węglem [9]. Istnieje zatem w austenitycznej osnowie strumień dyfuzyjny węgla skierowany od sferoidów grafitowych do osnowy. Podchłodzenie tego żeliwa do temperatury krytycznej stwarza bodziec wywołujący strumień dyfuzyjny węgla skierowany do sferoidów grafitowych, a więc przeciwnie jak podczas austenitacji. Wynikowy strumień dyfuzyjny węgla krystalizującego jako grafit przedeutektoidalny będzie wypadkową tych strumieni.



Rys.5. Zestawienie wykresów CTPc żeliwa

W żelwie austenitowanym z podchłodzeniem, podczas półgodzinnego wychładzania w temperaturze 875 °C, istnieje strumień dyfuzyjny węgla skierowany od osnowy do wydzielen grafitowych. Podchładzanie takiego żeliwa stwarza bodziec wywołujący strumień dyfuzyjny atomów węgla skierowany w tym samym kierunku, a więc od osnowy do wydzielen grafitowych. Również w tym przypadku wynikowy strumień atomów węgla krystalizującego jako grafit przedeutektoidalny będzie sumą wspomnianych strumieni. Będzie on w tym przypadku większy aniżeli w żelwie austenitowanym w temperaturze 875 °C.

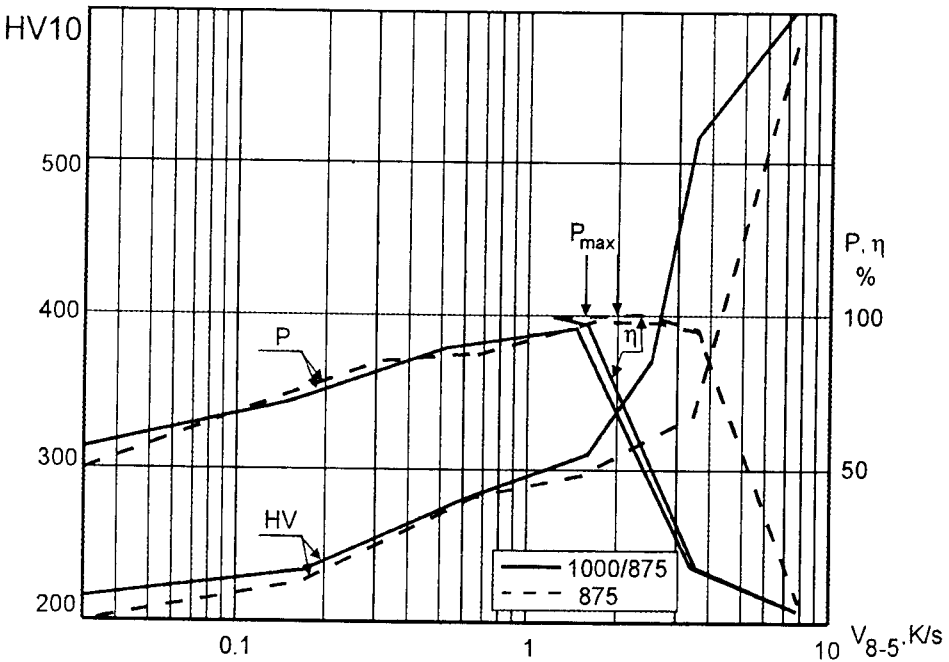
Mniejsza zawartość węgla przed przemianą eutektoidalną w żelwie austenitowanym stopniowo wywołuje potrzebę większego przechłodzenia dla zapoczątkowania przemiany w układzie metastabilnym, stąd obserwowane różnice wartości  $Ar_1^p$ , dla zakresu prędkości chłodzenia większych od V5 (rys.5), oraz zapoczątkowanie przy mniejszym przechłodzeniu przemiany eutektoidalnej w układzie stabilnym dla zakresu prędkości mniejszych od V5, w którym obserwuje się znaczący udział przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha + G$ .

Ze względu na rodzaj otrzymanych w wyniku ciągłego chłodzenia struktur osnowy można wyodrębnić trzy zakresy prędkości chłodzenia.

W osnowie żeliwa chłodzonego z prędkością V1 widoczny jest jeden produkt przemiany eutektoidalnej - perlit. Występuje on w niewielkiej ilości na tle martenzytu z austenitem szczytkowym, głównie w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. Żeliwo chłodzone z prędkością od V2 do V4 ma osnowę złożoną z produktów przemiany eutektoidalnej wg układu stabilnego i metastabilnego, tj. ferrytu i perlitu oraz martenzytu. Ferryt zarodkuje i wzrasta głównie od granicy grafitu - austenit. Żeliwo chłodzone z prędkością V4 ma w osnowie perlit, niewielką zawartość ferrytu w postaci cienkich nieciągłych otoczek wokół grafitu oraz bardzo małą zawartość martenzytu rozmieszczonego głównie w obszarach granicznych ziarn eutektycznych.

W zakresie prędkości od V5 do V7 przemiana eutektoidalnej ulega cała objętość osnowy. Austenit przekształca się w mieszaninę ferrytyczno-perlityczną. Ze zmniejszeniem prędkości chłodzenia wzrasta zawartość ferrytu, który tworzy ciągle, regularne otoczki wokół grafitu.

Analiza struktury końcowej żeliwa, uzyskanej podczas ciągłego chłodzenia, wyklucza możliwość pełnej perlityzacji osnowy. Zakresy prędkości chłodzenia, podczas którego zachodzi przemiana wg układu stabilnego lub metastabilnego wzajemnie się nakładają. Maksimum zawartości perlitu wynoszące 94,9 % występuje w żeliwie chłodzonym z prędkością V4. W tym jednak przypadku mamy jeszcze do czynienia z niepełną przemianą, gdyż obok perlitu i ferrytu występuje w szczytkowych ilościach martenzyt.



Rys.6. Zawartość perlitu P, ogólny stopień przemiany η, twardość żeliwa jako funkcja prędkości chłodzenia

Porównanie zmian zawartości perlitu i ogólnego stopnia przemiany w żeliwie austenitowanym z podchłodzeniem i w żeliwie austenitowanym wyłącznie w temperaturze 875 °C w zależności od prędkości chłodzenia przedstawiono na rysunku 6.

Z przedstawionego rysunku wynika, że austenityzowanie z podchłodzeniem powoduje zmniejszenie prędkości chłodzenia, w wyniku którego otrzymuje się określoną zawartość martenzytu, jak również zmniejszenie prędkości chłodzenia, przy której występuje maksimum zawartości perlitu. Na tej podstawie można stwierdzić, że austenityzowanie z podchłodzeniem wywołuje przesunięcie wykresu CTPc w „prawo”, zwiększa zatem hartowność żeliwa. Przyczyny zaobserwowanego wpływu należy upatrywać głównie w większej jednorodności oraz większemu rozmiarowi ziarn austenitu, uzyskanym podczas zabiegu wysokotemperaturowego austenityzowania (1000 °C). Ogólnie wiadomo, że czynniki te zwiększają hartowność.

#### 4. WNIOSKI

1. Austenityzowanie żeliwa z podchłodzeniem nie stwarza możliwości uzyskania w wyniku ciągłego chłodzenia w pełni perlitycznej osnowy.
2. Zwiększoną hartowność żeliwa sferoidalnego austenityzowanego z podchłodzeniem należałoby uwzględniać planując normalizowanie, hartowanie martenzytyczne lub bainityczne odlewów.
3. Sposób austenityzowania (austenityzowanie z podchłodzeniem, austenityzowanie jednozabiegowe) znacząco wpływa na kinetykę przemiany eutektoidalnej podczas ciągłego chłodzenia.

#### LITERATURA

- [1] Cias W.W.: Phase transformation kinetics of selected cast steels and irons. Climax Molybdenum Co, 1975.
- [2] Bylica A. i in.: Doklady i naučné sobščenia Lvovskogo Polit. Inst. Lwów, s.14-17, 1978.
- [3] Drabina J., Hubczyk A.: Przegląd Odlewnictwa, nr 2, s.45-48, 1979.
- [4] Röhrig K.: Giesserei - Praxis, nr 8, s.101-114, 1988.
- [5] Szykowny T.: Zeszyty Naukowe nr 193, Mechanika 38, s. 119-131, Bydgoszcz 1995.
- [6] Oleszycki H.: Rola zabiegów cieplnych w kształtowaniu struktury i właściwości mechanicznych niestopowego żeliwa sferoidalnego, Rozprawy nr 7, ATR Bydgoszcz, 1982.
- [7] Ikhlef A. i in.: Hommes et Fonderie, nr 121, s. 9-22, 1982.
- [8] Szykowny T.: Badania własne niepublikowane.
- [9] Ogi K. i in.: Giesserei - Praxis, nr 6, s.73-79, 1989.

### EUTECTOID TRANSFORMATION IN SPHEROIDAL CAST IRON AFTER AUSTENITIZING WITH PRECOOLING

#### Summary

Continuous cooling transformation diagram (CCT diagram) of unalloyed spheroidal cast iron after austenitization and precooling from 1000 to 875 °C was carried out. The obtained diagram was compared with a diagram for the same iron but after austenitization only at the temperature 875°C.

## **SOME SPECIFICS IN DEFORMATION AND FRACTURE BEHAVIOUR OF AUSTEMPERED DUCTILE CAST IRON**

Jan Kohout, Stanislav Věchet\*, Eduard Dorazil\*

Dpt. of Physics, Military Academy, Kounicova 65, CZ-612 00 Brno

\*Inst. of Material Engineering, Technical University, Technická 2, CZ-616 69 Brno

With respect to its low cost the austempered ductile cast iron (ADI) has excellent mechanical and technological properties. Its matrix is created with the mixture of very stiff bainitic ferrite and very pliable retained austenite whose content is dependent on the transformation conditions (temperature and time) and its certain part can transform under loading. It causes some specifics in ADI behaviour worrying the designers and therefore ADI is used much less than it could be used. The aim of contribution is to explain the substance of these specifics and to demonstrate that they mostly can increase the utility properties of final products.

### **1. INTRODUCTION**

In previous times the excellent mechanical and technological properties of nodular cast irons and above all of austempered cast iron (ADI) could not be exploited in the economics directed by state because of deformed prices policy. Now it is small experience in application of ADI together with some specifics in mechanical behaviour [1,2] what creates psychic barriers for its wider utilization. The specifics are the consequence of presence of retained austenite in ADI microstructure and its partial transformation due to temperature decreasing and/or stress increasing. Therefore in presented contribution the main specifics are described and their substance is explained. It is also shown that in principle those specifics are not the real obstacles in ADI application but even in many cases they can be used for considerable increasing of the utility level of ADI final products.

### **2. SOME SPECIFICS OF ADI**

#### **2.1. Anomalous temperature dependence of yield stress**

None of nodular cast irons with the exception of some types of ferritic ones presents sharp yield stress and therefore in fact proof stress 0,2 ( $R_{p0,2}$  - stress corresponding to plastic strain 0,2 %) is meant if yield stress is spoken about. Yield stress

of studied ADI at room temperature changes from 800 MPa for upper bainite (UB, transformation temperature 400 °C) up to 1350 MPa for lower bainite (LB, transformation temperature 300 °C) while transition bainite (TB, transformation temperature 350 °C) with yield stress 950 MPa is situated between two mentioned extremes. But more important than the level of yield stress at room temperature is its anomalous temperature dependence. While the yield stress of majority of metal materials increases monotonously with decreasing temperature, the dependence of ADI contains the low temperature region with very low levels of yield stress (see fig.1) and the decrease is the lower the larger is the content of retained austenite in bainitic matrix (12 to 15 vol.% in lower bainite, 27 to 29 % in transition bainite and 30 to 35 % in upper bainite).

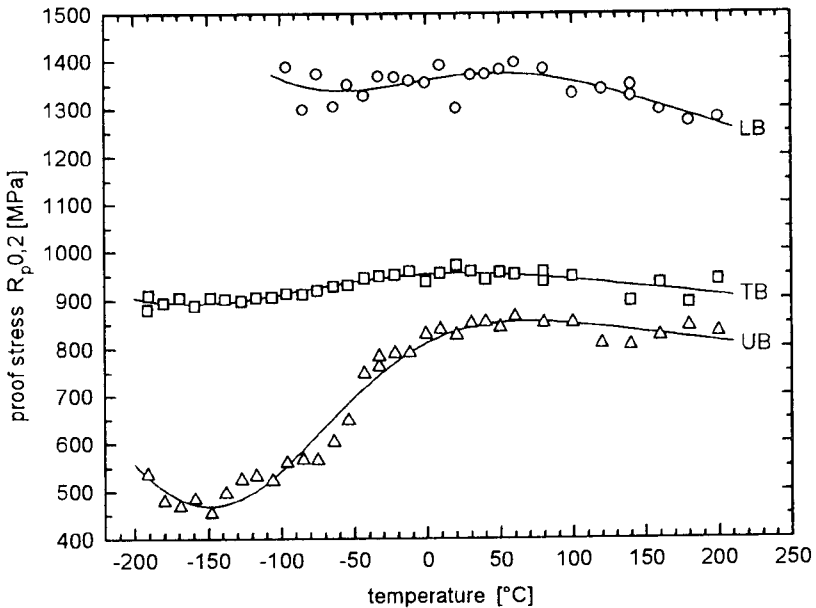


Fig. 1. Temperature dependence of proof stress  $R_{p,0,2}$  for ADI with matrices of upper (UB), transition (TB) and lower (LB) bainite

The reason of mentioned decrease consists in instability of retained austenite which partial transformation is the consequence of common effect of temperature decreasing and stress increasing. Then in plastic strain 0,2 % determining proof stress the part of this value is created with transformation strain and only the remaining part is created with the strain of purely mechanical origin. Therefore the standard procedure for determining of proof stress leads to very low values. In fact the matrix is after partial transformation of retained austenite more stiff than before it.

The existence of partial transformation of retained austenite is regularly evidenced by X-ray analysis but it can be proved also by purely mechanical way. It is shown in fig.2, where the temperature dependences of proof stress  $R_{p,0,1}$ , decrease of retained austenite content and increase of hardness are commonly presented - the minimum of proof stress coincides with the maxima of retained austenite decrease and hardness increase. The dependence of proof stress  $R_{p,0,05}$  on temperature presented in

fig.3 proves the fact that the transformation of retained austenite can begin at relatively very low stresses (below 250 MPa here). From practical point of view it means that ADI with upper bainite matrix cannot be applied for details for which high dimensional accuracy is asked. On the other hand when the accuracy demands are not so strict the hardening of matrix after small initial deformation can make full use. In such cases the proof stress  $R_{p1,0}$  represents more truthful value of yield stress than underestimating standard value  $R_{p0,2}$ .

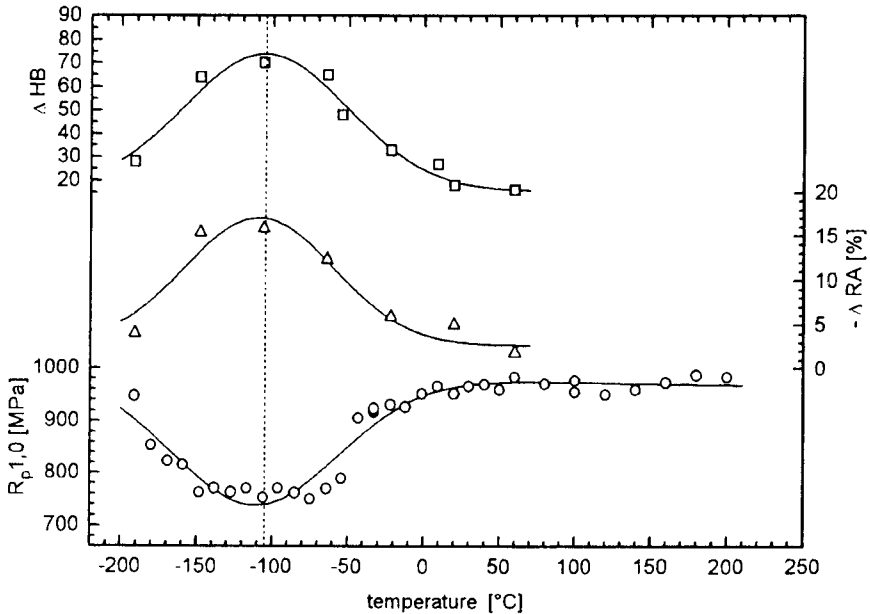


Fig.2. Temperature dependence of proof stress  $R_{p1,0}$ , retained austenite decrease  $\Delta RA$  and Brinell hardness increase  $\Delta HB$  for upper bainite

Favourable consequence of low yield stress of ADI at low temperatures is large low-temperature resistance against the effect of internal defects which can be reduced in castings using advanced technologies but never can be removed. The resistance can be expressed with critical crack dimension  $a_{cr}$

$$a_{cr} = \frac{\pi}{2} \left( \frac{K_{IC}}{R_e} \right)^2 \quad (1)$$

where:

$K_{IC}$  is fracture toughness and  $R_e$  is yield stress represented for ADI as a rule with proof stress  $R_{p0,2}$  ( $R_{p0,1}$  is also sometimes recommended).

Temperature dependence of critical crack dimension for all three matrices is presented in fig.4 where high and constant value for upper bainite can be seen nearly in the whole region of negative temperatures. Favourable consequence of retained austenite can be also presented in telling way with blunting of defect surrounded with very soft retained austenite and with certain type of encapsulation of defect surrounding due to partial transformation of retained austenite.

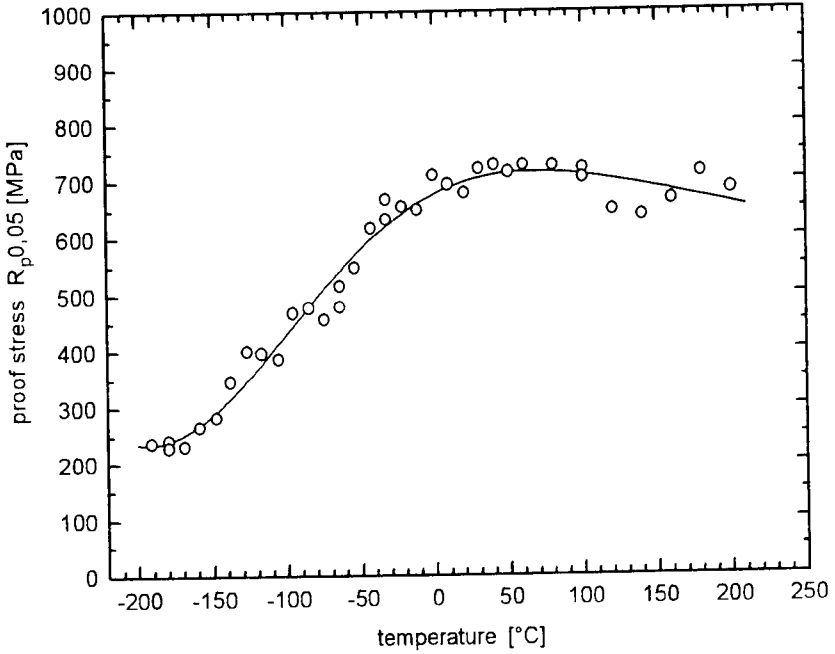


Fig.3. Temperature dependence of proof stress  $R_{p,0,05}$  for upper bainite (very low values for low temperatures are the evidence of retained austenite transformation at very low stresses)

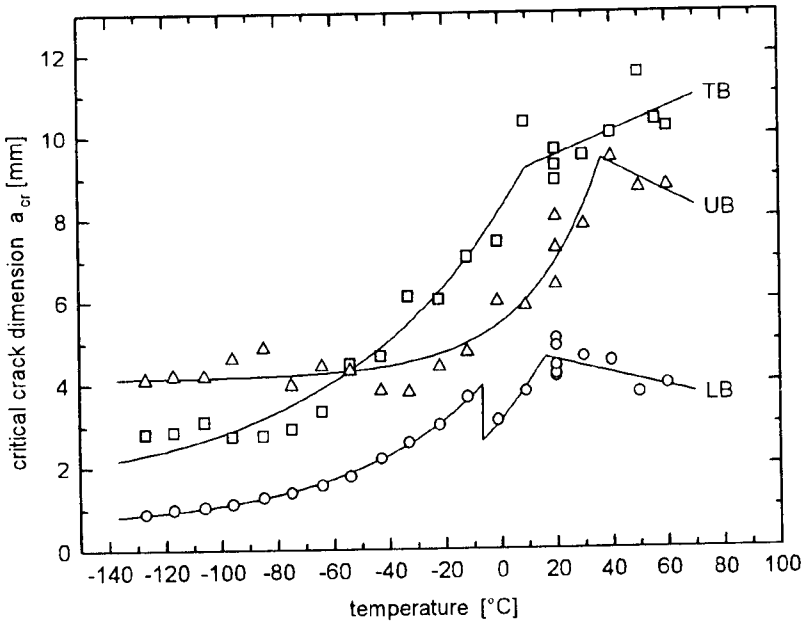


Fig.4. Temperature dependence of critical crack dimension  $a_{cr}$  for upper (UB), transition (TB) and lower (LB) bainite



## 2.2. Anomalous relation between static and dynamic fracture toughness of ADI

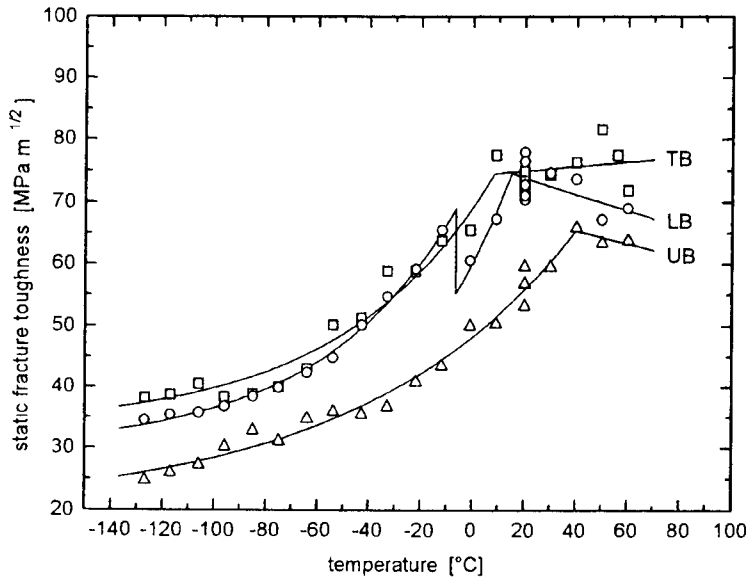


Fig.5. Temperature dependence of static fracture toughness for upper (UB), transition (TB) and lower (LB) bainite

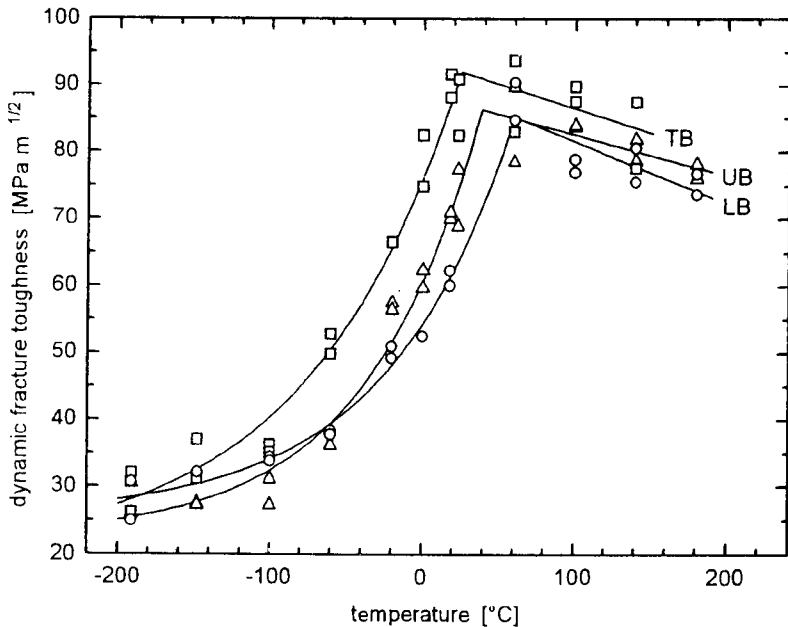


Fig.6. Temperature dependence of dynamic fracture toughness for upper (UB), transition (TB) and lower (LB) bainite

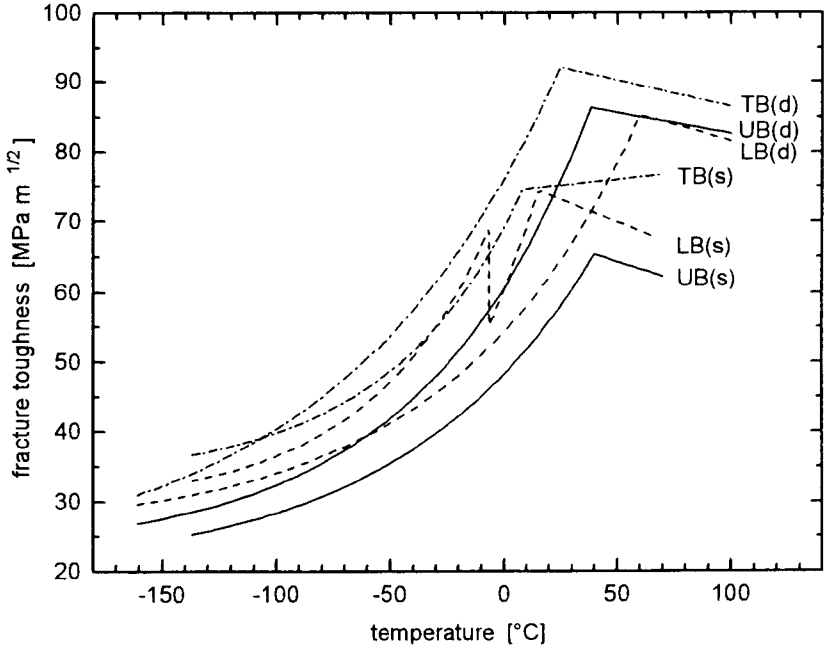


Fig.7. Comparison of temperature dependences of static and dynamic fracture toughness for upper (UB), transition (TB) and lower (LB) bainite

In fig.5 containing the temperature dependences of static fracture toughness of ADI it can be seen that the upper bainite with the highest content of retained austenite reaches the lowest values. Dynamic fracture toughness of the majority of metal materials is as a rule lower than static one (often substantially lower) what can raise fear of inapplicability of ADI for dynamically loaded details. In fact the dynamic fracture toughness of ADI (fig.6) is substantially higher than static one for all three types of matrix, above all for upper bainite. Therefore the comparison of static and dynamic fracture toughness of ADI (fig.7) can be surprising for designers without deeper experience with this material.

With increasing strain rate the majority of metal materials loses their ability to be deformed more quickly than their resistance to loading stress increases and therefore their static fracture toughness is lower than dynamic one. Retained austenite presented in different amount in ADI microstructure is the reason of the fact that the ability to be deformed decreases with increasing strain rate very slowly and the relation of static vs. dynamic fracture toughness is opposite. Maximum difference for upper bainite is the consequence of maximum content of retained austenite from all ADI structures.

### 2.3. Discontinuity on temperature dependence of static fracture toughness

The results of tests of static fracture toughness performed at room temperature and slightly decreased temperatures with samples made from lower bainite show ex-

tremely sharp decrease of these values with decreasing temperature. Extrapolation of the se results to lower temperatures would lead to extremely low values of toughness in temperatures below  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Fortunately between temperatures  $-10$  and  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  a discontinuity appears at which the fracture toughness increases by  $15\text{ MPa m}^{1/2}$  (fig. 5) what means more than  $1,2\text{ mm}$  in critical crack dimension  $a_{cr}$  (fig.4). In this figure the discontinuity can be better seen because the curve for lower bainite does not run across no other. The discontinuity is explicitly demonstrable on the temperature dependences of lower bainite because the dispersion of experimental results in temperature region below room temperature is very low for this matrix. In principle it can exist also on dependences of other bainites but there it gets lost in the large dispersion of experimental results.

The explanation of the discontinuity seems to be simple and unambiguous. Before the loading of sample during the test of fracture toughness the fatigue crack must be prepared in the bottom of notch of tested sample. During preparation of the crack the part of retained austenite transforms in the zone ahead of crack end. Transformed part of retained austenite is determined with the temperature at which the crack is prepared (usually at room temperature). If the actual test of fracture toughness is performed closely bellow the temperature of crack preparation no other retained austenite transforms. But if the testing temperature is lower certain additional part of retained austenite can transform and the result of it is the discontinuous increase of fracture toughness. Also the substantial change of the slope of temperature dependence at or closely to room temperature (see negative slope of fracture toughness above room temperature) seems to be the consequence of crack preparation. It is rather improbable that the upper shelf of fracture toughness is reached already here.

#### 2.4. Drop of force during fracture toughness tests

Other effect of crack preparing can be observed on records of the dependences force – crack opening and/or force - sample deflection which are recorded during fracture toughness tests. At relatively low forces small drop regularly occurs on those records and sometime also weak crash can be heard. Then the force continues to increase and the criterion of crack running is filled up at substantially higher force. Two questions arise here:

1. What is the reason of the drop of force?
2. Which of the forces (lower or higher) should be taken in the calculations of fracture toughness?

The zone in the front of crack end is relatively brittle as a result of partial retained austenite transformation and therefore the lower force is sufficient for crack running across it. But after running through the brittle zone the crack end stands before original matrix without any deformation and transformation which is substantially tougher and therefore higher force for next running of the crack is necessary. On the basis of these considerations the answers can be found:

1. The drop of force corresponds to running of crack end through the brittle zone.
2. The lower force is the characteristic of brittle zone while the higher force is the characteristic of original matrix. Therefore the higher force has to be taken in the calculations of fracture toughness.

The problem consists in the fact that many authors take the lower value what underestimates the fracture toughness of ADI.

### 3. CONCLUSION

Presented specifics in deformation and fracture behaviour of ADI only in some special cases limit the application of this excellent structural material (e. g. highly loaded details with high dimensional accuracy). Sometimes these specifics are the ground of unqualified underestimation of ADI because their reasons and substance are misunderstood. But in fact they mostly increase the mechanical properties of ADI and consequently the utility properties of final products made from ADI.

### ACKNOWLEDGEMENTS

The work was supported by project 106/97/1112 of Grant Agency of Czech Republic and by project MO 50170896306 of Ministry of Defence.

### REFERENCES

- [1] Kohout J.: Deformation and fracture behaviour of unalloyed nodular cast irons. [PhD thesis]. Technical University. Faculty of Mechanical Engineering (in Czech), Brno 1993.
- [2] Dorazil E.: High Strength Austempered Ductile Iron, Ellis Horwood, Chichester (London) 1991 (in Czech: Vysokopevná bainitická tvárná litina. Academia, Praha 1985).

## **SPECYFICZNE ZJAWISKA TOWARZYSZĄCE DEFORMACJI I PĘKANIU ŻELIWA SFEROIDALNEGO HARTOWANEGO Z PRZEMIANĄ IZOTERMICZNĄ**

### Streszczenie

Żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną (ADI) cechuje się niskimi kosztami wytwarzania i bardzo dobrymi własnościami mechanicznymi i technologicznymi. Struktura żeliwa składa się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego, którego udział zależy od temperatury i czasu przemiany izotermicznej. Austenit ten pod wpływem zgniotu może ulec przemianie. Zjawisko to jest zaliczane do szczególnych zachowań żeliwa ADI, będących przyczyną braku zaufania konstruktorów i dlatego jest rzadziej stosowane, niż powinno to wynikać z jego dobrych własności i niskich kosztów wytwarzania. Celem artykułu jest wyjaśnienie tego zjawiska i pokazanie, że w większości przypadków, zjawisko to można wykorzystać dla podwyższenia własności użytkowych wytworu.

## INFLUENCE OF MATRIX STRUCTURE ON FATIGUE PROPERTIES OF NODULAR CAST IRON

Stanislav Věchet, Eduard Dorazil, Jan Kohout\*

Inst. of Material Engineering, Technical University, Technická 2, CZ-616 69 Brno  
\*Dpt. of Physics, Military Academy, Kounicova 65, CZ-612 00 Brno

Sixteen heats of unalloyed and alloyed nodular cast iron were thermally treated in different ways and 34 materials were obtained with ferritic, ferritic-pearlitic and pearlitic structures and with structures of upper, transition and lower bainite. For all those materials static and fatigue tests were made - the latter mostly in symmetrical tension-compression loading but some of them also in repeated tension and pulsating bending. From results of fatigue tests the fatigue limits for  $10^7$  cycles were determined and some Haigh diagrams were drawn. Special care was given to the study of the dependence between tensile strength and fatigue limit.

### 1. INTRODUCTION

Nodular cast iron is used in industry in ever-growing extent for the production of dynamically loaded details [1]. In comparison with other cast iron sorts a big priority of nodular one consists in the best possible graphite shape which allows to make full use of mechanical properties of metal matrix. The influence of matrix type on fatigue properties of nodular cast iron and their relation to static tensile properties are the main aim of presented contribution.

### 2. EXPERIMENTAL MATERIAL AND TECHNIQUE

For experiments 16 heats of unalloyed and low-alloyed nodular cast iron were used and some of them were in addition thermally treated in various ways. Altogether 34 different materials were obtained for tests - on one hand with ferritic (F), ferritic-pearlitic (FP) and pearlitic (P) structures, on other hand with structures of upper (BU), transition (BT) and lower (BL) bainite.

Fatigue properties were evaluated determining Wöhler's fatigue curves and the values of fatigue limits. Most of fatigue tests were performed in symmetrical tension-compression loading, some of them were made also in repeated tension and pulsating

bending. For tests the high-frequency (about 210 Hz) resonant pulsator made by Amstler Company was used. All tests were made at room temperature. At the same temperature also static tensile tests were performed.

Fits of experimental fatigue curves were made with least square method using non-linear regression function with three parameters. The values of fatigue limits were determined for basic cycle number  $10^7$ .

Chemical composition of tested nodular cast irons and the results of their metallographic analysis are presented in paper [2]. Basic mechanical properties determined with mentioned static tensile tests (proof stress  $R_p 0,2$ , ultimate tensile strength  $R_m$  and elongation  $A_5$ ) together with fatigue limit values for different types of loading are presented in tab. 1, under which the used symbols are described.

Table 1. Static and fatigue properties of tested nodular cast irons

Material	$R_p 0,2$ MPa	$R_m$ MPa	$A_5$ %	$\sigma_C$ MPa	$\sigma_{hc}$ MPa	$^{2,2}\sigma_{hc}$ MPa	$\sigma_{ohc}$ MPa	$\alpha$
F0	223	361	23,7	160	199	207	351	0,755
P1	522	808	3,6	274	-	-	-	-
P2	536	822	4,3	294	-	-	-	-
P3	509	651	2,1	223	-	-	-	-
P4	454	693	6,1	253	-	-	-	-
P5	506	780	6,1	206	-	-	-	-
BU5	610	985	7,2	192	-	-	-	-
BL5	1030	1400	3,0	182	-	-	-	-
P6	662	1005	5,4	225	-	-	-	-
BU6	715	1030	12,7	191	-	-	-	-
BL6	946	1477	1,7	136	-	-	-	-
F7	441	569	19,0	-	-	-	339	-
P7	606	909	3,3	-	-	-	526	-
BU7	590	1000	11,5	-	-	-	537	-
BL7	1132	1400	4,0	-	-	-	510	-
P8L	430	720	7,1	-	-	-	356	-
P8	705	1030	6,9	-	-	-	416	-
F9	257	398	20,9	166	-	-	-	-
F10	237	372	26,6	161	-	-	-	-
FP11	378	588	7,1	201	-	-	-	-
FP11b	332	467	2,3	161	-	-	-	-
FP11c	260	345	2,3	117	-	-	-	-
FP12	437	695	5,4	183	-	-	-	-
P13	417	654	3,2	236	317	330	446	0,786
BU13	645	881	5,4	236	290	304	499	0,528
BU13B	651	907	3,8	239	-	-	-	-
BT13	833	1026	3,5	222	-	-	-	-
BL13	1153	1464	2,3	205	-	-	-	-
P14	437	726	8,9	239	-	-	-	-
FP15	316	505	16,3	186	248	258	378	0,782
P15	702	1030	4,6	231	333	352	386	0,700
BU15	809	1032	7,2	253	370	389	508	0,764
BT15	1036	1203	3,4	241	304	321	394	0,482
BL15	1348	1531	1,1	229	275	290	330	0,381

The meaning of symbols in tab. 1:

- $\sigma_C$  - fatigue limit for symmetrical tension-compression loading ( $P = 1$ ),
- $\sigma_{hC}$  - fatigue limit for repeated tensile loading ( $P = 2$ ),
- $^{2,2}\sigma_{hC}$  - fatigue limit for pulsating tensile loading ( $P = 2,2$ ),
- $\sigma_{ohC}$  - fatigue limit for loading in pulsating bending ( $P = 2,2$ ),
- $P$  - parameter of asymmetry of loading cycle, what is the quotient of upper loading stress  $\sigma_u$  and the amplitude of loading cycle  $\sigma_a$ , i. e.  $P = \sigma_u/\sigma_a$ .

### 3. OBTAINED RESULTS AND THEIR DISCUSSION

One of important results following from experimental data is the fact that the fatigue limit of nodular cast irons with ferritic-pearlitic structures increases with increasing tensile strength up to value about  $R_m = 900$  MPa (fig.1). For higher values of tensile strength the fatigue limit does not increase yet but on the contrary it decreases. This decrease is proved by pearlitic nodular cast irons P6 and P15 which were thermally treated using normalizing. Their tensile strengths were determined in the region between 1005 and 1030 MPa but their fatigue limits are relatively low (only 225 and 231 MPa).

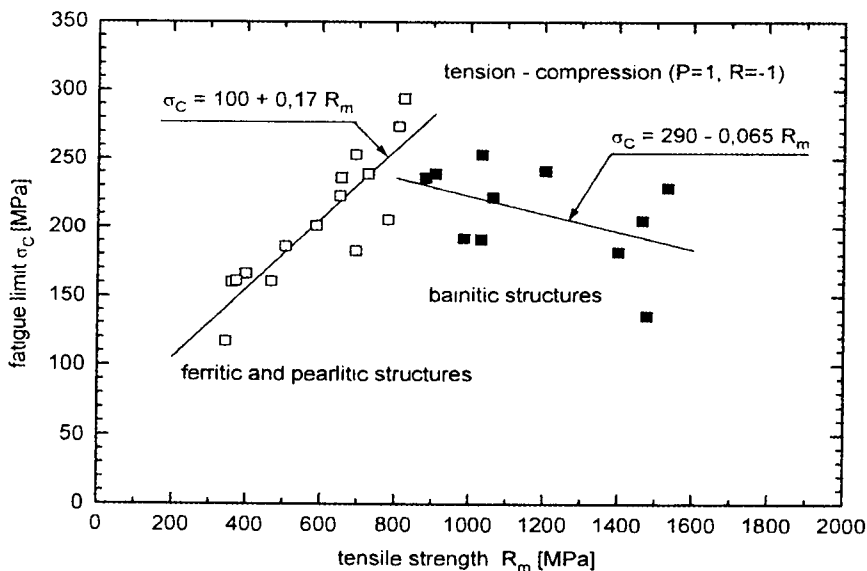


Fig.1. Dependence of fatigue limit on tensile strength (ferritic-pearlitic and bainitic structures considered separately)

Among bainitic nodular cast irons the best results were obtained for the structures of upper bainite, rather worse for transition bainite and the worst for lower bainite. It is in agreement with results presented in paper [3]. For bainitic structures it can be generally said that the increase of tensile strength as a result of the change of thermal treatment conditions (namely lower transition temperatures) is not followed with in-

crease of fatigue limit but on the contrary the fatigue limit decreases with increasing tensile strength (see fig. 1).

Two ways of fits were used for the presentation of the dependence of fatigue limit on tensile strength. At first the ferritic-pearlitic and bainitic structures were considered separately (and without normalized pearlites P6 and P15 - see fig. 1), at second all structures were considered together including materials P6 and P15. In this second case the parabolic relation was proposed all matrices considered together

$$\sigma_C = 0,49R_m - 0,25 \cdot 10^{-3} R_m^2 \quad (1)$$

which parameters were calculated using least square method. Experimental points together with fit (1) are presented in fig.2. Similarly to this relation for symmetrical tension-compression cycle the relations for repeated tension and pulsating bending (2) can be calculated

$$\sigma_{hC} = 0,65R_m - 0,31 \cdot 10^{-3} R_m^2, \quad \sigma_{ohC} = 0,93R_m - 0,46 \cdot 10^{-3} R_m^2 \quad (2)$$

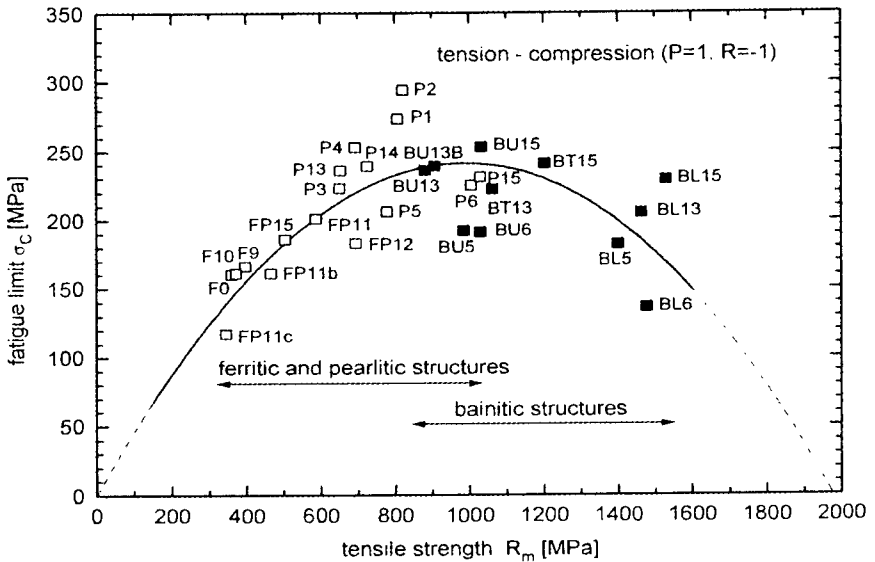


Fig.2. Dependence of fatigue limit on tensile strength (both structures considered commonly)

As the dispersion of experimental data is rather large (above all for bainitic matrices), the mentioned relations can be used only for approximate estimation of fatigue limit. Their main importance consists in their applicability for estimation of the regions of tensile strength values and matrix types in which the optimum of fatigue properties can be successfully found. Already in 1967 similar relation was proposed by Kaune (quoted in paper [4]) for pearlitic-ferritic cast irons. Presented results extend the validity of that relation also for the region of bainitic structures as well as for other types of loading.



From presented relations also the fatigue ratio, i. e. the quotients  $\sigma_c/R_m$  or  $\sigma_{hc}/R_m$  or  $\sigma_{ohc}/R_m$  in the dependence on tensile strength can be expressed. Dividing the relations (1) and (2) by tensile strength the linear dependences are obtained

$$\frac{\sigma_c}{R_m} = 0,49 - 0,25 \cdot 10^{-3} R_m; \frac{\sigma_{hc}}{R_m} = 0,65 - 0,31 \cdot 10^{-3} R_m; \frac{\sigma_{ohc}}{R_m} = 0,93 - 0,46 \cdot 10^{-3} R_m \quad (3)$$

The negative values before  $R_m$  in all three equations show that for all three types of loading the fatigue ratio decreases with increasing tensile strength. Relatively low dispersion of experimental data (see fig.3) are the evidence of validity of relations (3).

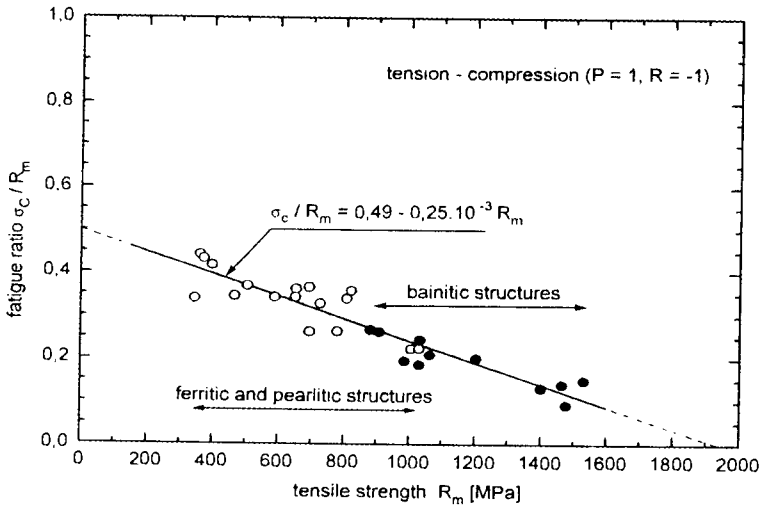


Fig.3. Dependence of fatigue ratio on tensile strength (commonly for both structure types)

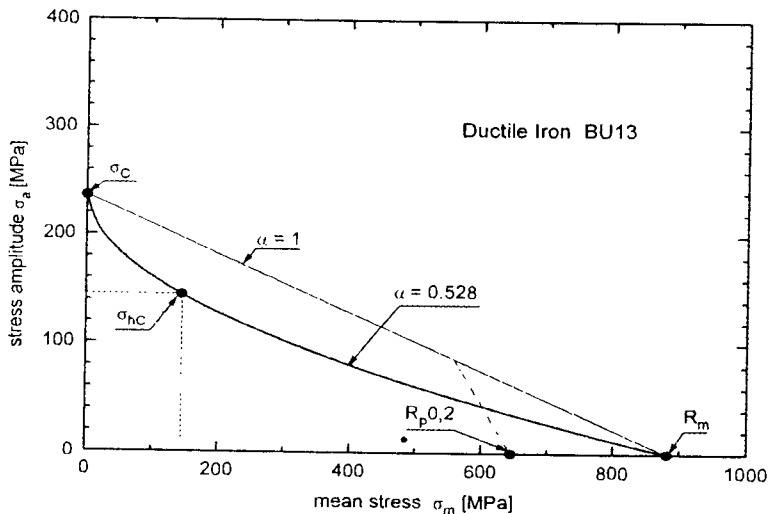


Fig.4. Haigh diagram for bainitic nodular cast iron BU 13

For eight materials the tests were made both at symmetrical tension-compression loading and at repeated tensile loading. For them Haigh diagrams could be constructed to appreciate the influence of the asymmetry of loading cycle. From the convex shapes of the diagrams [5] it can be seen that in the dependence of loading cycle amplitude  $\sigma_a$  on mean stress of cycle  $\sigma_m$

$$\sigma_a = \sigma_C \left[ 1 - (\sigma_m / R_m)^\alpha \right] \quad (4)$$

the exponent  $\alpha$  is from the interval  $0 < \alpha < 1$  (see fig.4 for material BU13). In the greater part of papers (e. g. [6]) only the value  $\alpha = 1$  is considered. It is no discrepancy with our results, only our access is more exact and general.

The highest values of exponent  $\alpha$  were found for ferritic-pearlitic nodular cast irons  $\alpha = 0,700$  to  $0,786$ , the lowest for nodular cast iron with the structure of lower bainite  $\alpha = 0,381$ . The exponent  $\alpha$  relatively strongly depends on tensile strength  $R_m$  - it decreases with increasing tensile strength (see fig.5). From experimental results the approximate linear dependence was calculated

$$\alpha = 0,94 - 0,33 \cdot 10^{-3} R_m. \quad (5)$$

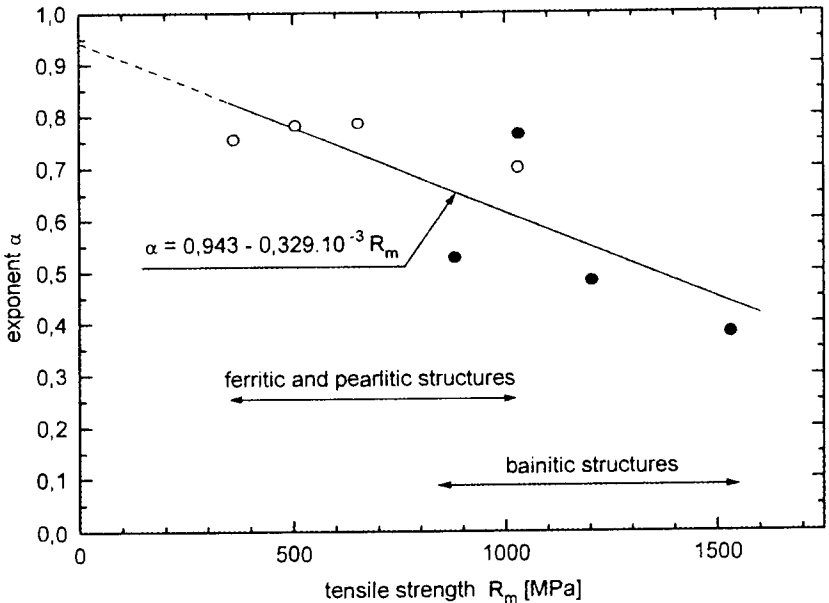


Fig.5. Dependence of exponent  $\alpha$  from equations (4) and (5) on tensile strength

Very interesting and in fact new information was obtained when the quotients of fatigue limits for bending and tension were calculated for the same asymmetry parameter  $P = 2,2$ . It was found that the quotient  $\sigma_{ohc} / \sigma_{hc}^{2,2}$  is not constant value but it changes in wide region between 1,1 and 1,7. It is in discrepancy with statements published for steels and cast irons where constant value about 1,3 is mostly declared (but for symmetrical loading cycles, e.g. [7]).

With respect to the facts mentioned above it can be claimed that for nodular cast irons the simple conversion between fatigue limits in tensile and bending loading is not possible using only one constant value. The dependence of quotient  $\sigma_{ohc} / \sigma_{hc}^{2,2}$  on ten-

ile strength  $R_m$  is drawn in fig.6. As it can be seen here the dependence must be considered separately for ferritic-pearlitic matrices and separately for bainitic matrices. Each of presented curves can be expressed with either exponential or hyperbolic dependence. In regression functions

$$\frac{\sigma_{ohc}}{2.2 \sigma_{hc}} = K \exp[-c(R_m - R_0)] + 1 \quad \text{and} \quad \frac{\sigma_{ohc}}{2.2 \sigma_{hc}} = \frac{k}{(R_m - R_1)^n} + 1 \quad (6)$$

all parameters are common for both matrix types, only  $R_0$  or  $R_1$  respectively are specific for each of matrices:  $R_0 = R_1 = 0$  for ferritic-pearlitic structures,  $R_0 = 457$  MPa and  $R_1 = 478$  MPa for bainitic structures. They express the shift of the curves for different matrix types in the direction of strength axis.

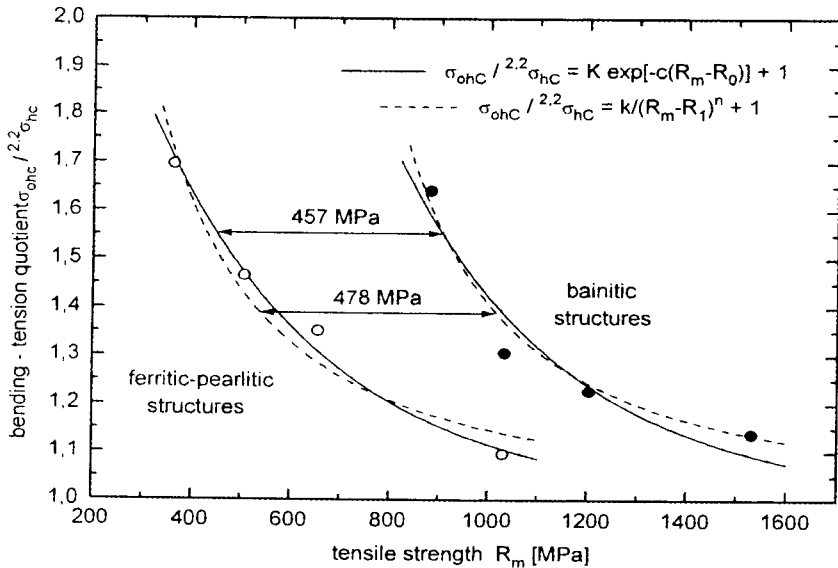


Fig. 6. Dependence of quotient  $\sigma_{ohc}/2.2\sigma_{hc}$  on tensile strength

#### 4. CONCLUSIONS

1. Fatigue limit of ferritic-pearlitic nodular cast irons increases with increasing tensile strength up to value about  $R_m = 900$  MPa.
2. Fatigue limit of bainitic nodular cast irons decreases with decreasing tensile strength. The best fatigue properties were obtained for upper bainite structure.
3. The dependence of fatigue limit on tensile strength can be expressed commonly for all matrix structures with parabolic relation.
4. Fatigue ratio  $\sigma_C/R_m$  of nodular cast irons linearly decreases with increasing tensile strength.
5. The dependence of loading cycle amplitude on mean stress of cycle is convex for nodular cast irons (i. e.  $\alpha < 1$ ).
6. Simple conversion between tensile and bending loading using only one constant value is not possible for nodular cast irons. The quotient of fatigue limits for bend-

ing and tensile loading (when the parameter of asymmetry is  $P = 2,2$ ) changes in wide region between 1,1 and 1,7.

7. The dependence of quotient  $\sigma_{ohc}/\sigma_{HC}^2$  on tensile strength can be approximately expressed with exponential or hyperbolic relation.

## ACKNOWLEDGEMENTS

The work was supported by projects 106/97/1034 and 106/97/1112 of Grant Agency of Czech Republic and by project MO 50170896306 of Ministry of Defence.

## REFERENCES

- [1] Dorazil E.: High Strength Austempered Ductile Iron, Ellis Horwood, Chichester (London) 1991 (in Czech: Vysokopevná bainitická tvárná litina. Academia, Praha 1985).
- [2] Vichet S.: Behaviour of nodular cast iron in the conditions of fatigue loading. PhD thesis. Technical University - Faculty of Mechanical Engineering, Brno 1989.
- [3] Hornung K.: Heat Treatment of Metals, p. 87, 1980.
- [4] Kuhn G., Reuter H.: Konstruieren und Giessen 1, VDI, Düsseldorf 1976.
- [5] Vichet S., Švejcár J., Pokluda J., Dorazil E.: Fatigue Properties of Ferritic Ductile Iron. In: Basic Mechanisms in Fatigue of Metals. Ed. P. Lukáš and J. Polák, Academia, p. 419, Prague 1988.
- [6] Materials Catalogue of Non-alloyed Ductile Cast Iron. Wydawnictwo Instytutu Odlewnictwa, Kraków 1981.
- [7] Linhart V.: Proceedings of Conference Stavba strojů XXXV, s. 9, Praha 1975.

## WPLYW STRUKTURY OSNOWY NA WYTRZYMAŁOŚĆ ZMĘCZENIOWĄ ŻELIWA SFEROIDALNEGO

### Streszczenie

Z szesnastu wytopów niestopowego i stopowego żeliwa sferoidalnego, przy pomocy różnych rodzajów obróbki cieplnej uzyskano 34 gatunki żeliwa ze strukturą: ferrytyczną, ferrytyczno-perlityczną i perlityczną oraz ze strukturą górnego, przejściowego i dolnego bainitu. Dla wszystkich otrzymanych gatunków zostały wykonane badania statyczne i zmęczeniowe. Większość badań zmęczeniowych przeprowadzono przy symetrycznym obciążeniu rozciągającym i ściskającym, a także niektóre z nich przy rozciąganiu tętniącym i zginaniu pulsującym. Wyniki badań zmęczeniowych przedstawiono na wykresach Haigha. W analizie wyników badań szczególną uwagę zwrócono na zależność między wytrzymałością na rozciąganie a granicą zmęczeniową żeliwa sferoidalnego.

## WPLYW MIEDZI NA PRZEBIEG II-go STADIUM GRAFITYZACJI ŻELIWA CIĄGLIWEGO

Adam Tabor

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

Przedstawiono wyniki badań dylatometrycznych nad wpływem Cu na czas niezbędny dla przebiegu 90 % grafityzacji żeliwa ciągliwego w II-gim stadium ( $\tau_{09 II}$ ) oraz czas dla przebiegu pełnej grafityzacji w tym stadium ( $\tau_G$ ). Badania prowadzono na próbkach z żeliwa ciągliwego o zwykle stosowanym w produkcji składzie chemicznym, zmieniając tylko zawartość Cu w zakresie od 0,8 do 2,5 %. W wyniku przeprowadzonej analizy korelacji i regresji oraz aproksymacji funkcji uzyskano zależności matematyczne  $\tau_{09 II} = f(\% \text{ Cu})$ ;  $\tau_G = f(\% \text{ Cu})$ . Dodatkowo ustalono również wpływ Cu na całkowite zmiany wymiarowe próbek w czasie ich wygrzewania w temperaturze 740 °C, uzyskując zależność  $\Delta l_G = f(\% \text{ Cu})$ .

### 1. WSTĘP

W licznych publikacjach [1-14, 16-26] autorzy przedstawiają wyniki prac nad rolą pierwiastków stopowych w procesie otrzymywania żeliwa ciągliwego. Zakres tych badań sprowadza się głównie do jakościowej oceny takich pierwiastków, jak Cu, Mn, P, S na kształtowanie struktury pierwotnej odlewów z żeliwa białego jako materiału wyjściowego do otrzymywania żeliwa ciągliwego białego, czarnego czy też perlitycznego. Dane te dotyczą również jakościowego wpływu tych pierwiastków (głównie Cu i Mn) na proces grafityzacji w I i II stadium.

Prezentowane tutaj wyniki dotyczą jedynie bardzo wąskiego zakresu badań wpływu Cu na czas grafityzacji żeliwa białego potrzebny do 90 % grafityzacji ( $\tau_{09 II}$ ) oraz czas potrzebny dla pełnej grafityzacji ( $\tau_G$ ) w drugim stadium wyżarzania. Uzupełnieniem badań jest określenie zależności matematycznej opisującej zmiany wymiarowe próbek  $\Delta l_G$  w czasie ich wygrzewania w temperaturze 740 °C.

### 2. BADANIA WŁASNE

Badania przeprowadzono na żeliwie którego skład chemiczny (wyjściowy) był następujący: C = 2,3 ± 2,4 %; Si = 1,25 ± 1,4 %; P = ok. 0,065 %; S = ok. 0,03 %; Cr = ok. 0,045 %.

Zawartość Cu zmieniano w zakresie od 0,8 % do 2,5 %. Zawartość Cu dla poszczególnych wytopów oraz ich liczbę określono przy pomocy jednej z matematycznych metod planowania doświadczeń, tj. Planu rotabilnego PS/DS-P.:  $\lambda/\lambda$  [15].

Badania dylatometryczne przeprowadzono przy zastosowaniu elektronicznego dylatometru 402E firmy METSCH, stosując nie obrabiane próbki o średnicy  $10 \pm 0,2$  mm i długości 50 mm.

Dla uniknięcia odwęglania i utleniania próbki, w komorze dylatometru utrzymywano atmosferę ochronną - argonową.

Uzyskane z dylatometrów wyniki stanowiły podstawę do ustalenia ścisłych zależności funkcyjnych wpływu Cu na badane parametry cyklu wyżarzania w II stadium, tj.  $\tau_{09 II}$  i  $\tau_G$  (gdzie  $\tau_{09 II}$  - czas potrzebny do uzyskania 90 % grafityzacji a  $\tau_G$  - czas pełnej grafityzacji).

Zastosowano tutaj metodę analizy korelacji i regresji oraz aproksymacji funkcji. Jako macierz danych przyjęto badane parametry mierzone podczas przeprowadzania II okresu wyżarzania.

Przeprowadzona analiza korelacji i regresji funkcji  $y = ax + b$  (tzn.:  $\tau_{09 II}$ ,  $\tau_G = f(\% \text{ Cu})$  nie wykazała istotnej zależności. Natomiast w wyniku zastosowania aproksymacji funkcji  $y = f(x)$ , gdzie  $y = \tau_{09 II}$ ,  $\tau_G$ ,  $ax = \% \text{ Cu}$ , uzyskano następujące zależności opisujące najdokładniej (spośród 15 badanych funkcji) wpływ Cu na badane parametry procesu wyżarzania żeliwa ciągliwego w II stadium grafityzacji:

$$\tau_{09 II} = 739,5 \text{ Cu}^2 - 2588,7 \text{ Cu} + 2972,7 \text{ min} \quad (1)$$

$$s = 9299,9$$

$$\tau_G = 988,2 \text{ Cu}^2 - 3368,9 \text{ Cu} + 4036,8 \text{ min} \quad (2)$$

Podczas przeprowadzania analizy korelacji i regresji funkcji wpływu Cu na zmiany wymiarowe próbek ( $\Delta l_G$ ) nie stwierdzono istotnej prostoliniowej zależności.

Aproksymacja funkcji  $\Delta l_G = f(\% \text{ Cu})$  wykazała natomiast, że najlepiej opisuje badania zależności następujące równanie:

$$\Delta l_G = 125,7 \text{ Cu}^2 - 418,8 \text{ Cu} + 463,8 \text{ } \mu\text{m}. \quad (3)$$

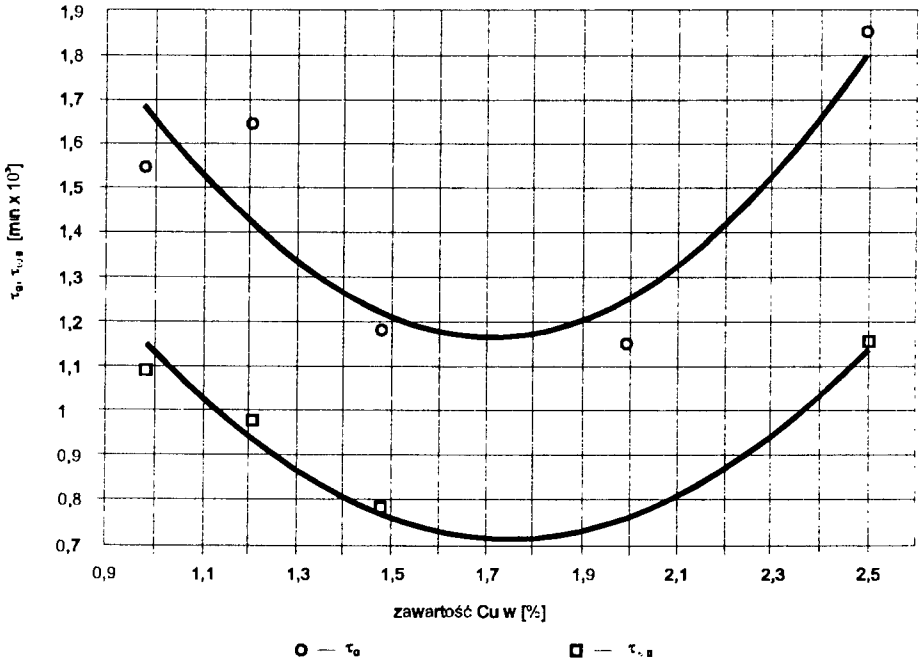
$$s = 1159$$

### 3. Dyskusja i Podsumowanie

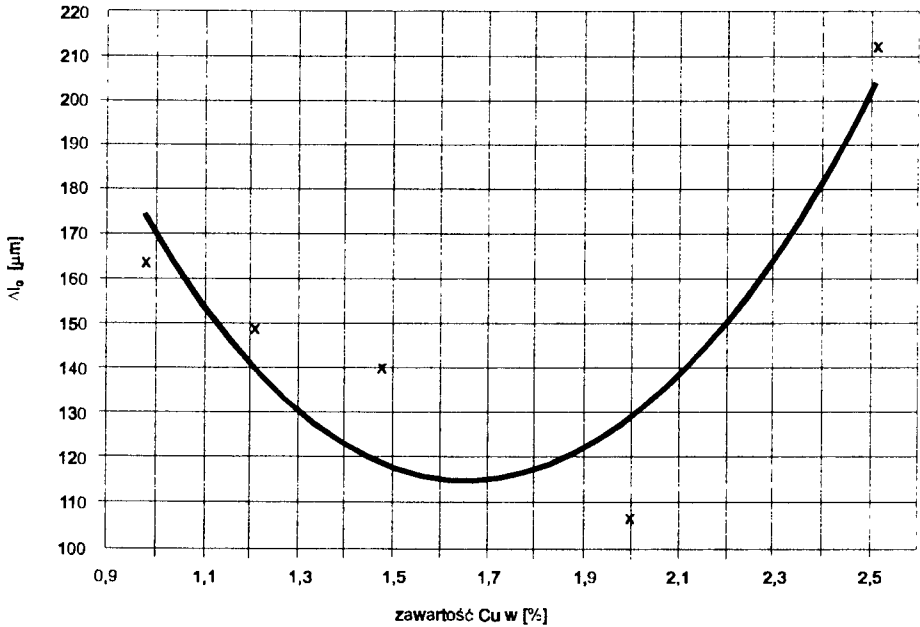
Dla lepszej ilustracji wyników na rysunku 1 przedstawiono wpływ Cu na czas wygrzewania próbek żeliwa w II stadium wyżarzania potrzebny do osiągnięcia 90 % grafityzacji ( $\tau_{09 II}$ ) i czas potrzebny do pełnej grafityzacji żeliwa w II okresie wyżarzania ( $\tau_G$ ).

Natomiast na rysunku 2 przedstawiono wpływ Cu na całkowite zmiany wymiarów próbek ( $\Delta l_G$ ) w czasie wygrzewania w temperaturze  $740^\circ \text{C}$  (II stadium grafityzacji).

Uzyskane wyniki badań nad wpływem Cu na badane parametry wyżarzania żeliwa ciągliwego w II stadium grafityzacji wskazują, że w miarę zwiększania w żeliwie zawartości miedzi od ok. 0,98 do ok. 1,8 % Cu, zmniejsza się czas wyżarzania próbek (uprzednio wyżarzonych w temperaturze  $950^\circ \text{C}$  - I stadium grafityzacji [25,26]) w temperaturze  $740^\circ \text{C}$  do chwili osiągnięcia 90 % grafityzacji ( $\tau_{09 II}$ ) jak również czas konieczny do osiągnięcia pełnej grafityzacji ( $\tau_G$ ) w drugim okresie wyżarzania - rysunek 1.



Rys.1. Wpływ Cu na czas wygrzewania w II okresie wyżarzania potrzebny do osiągnięcia 90 % stopnia grafityzacji ( $\tau_{09 II}$ ) i czas potrzebny do pełnej grafityzacji żeliwa w II okresie wyżarzania ( $\tau_G$ )



Rys.2. Wpływ Cu na całkowite zmiany wymiarów próbek ( $\Delta L_G$ ) w czasie wygrzewania w temperaturze 740 °C (II okres wyżarzania)

Również wraz ze zwiększaniem zawartości Cu w żeliwie ciągliwym do około 1,7 %, zmniejsza się całkowita zmiana wymiarowa próbek ( $\Delta l_G$ ) w czasie wygrzewania w temperaturze 740 °C - rysunek 2.

Zwiększając dalej zawartość miedzi w żeliwie do ok. 2,51 % obserwuje się wydłużenie czasu  $\tau_{09 \Pi}$  jak i  $\tau_G$  jak również zwiększanie zmian wymiarowych próbek wyżarzanych w II stadium grafityzacji żeliwa ciągliwego.

Można zatem stwierdzić, że miedź w ilościach od 0,98 do ok. 1,8 % wpływa korzystnie na przebieg procesu grafityzacji żeliwa ciągliwego w drugim okresie wyżarzania zmniejszając czas konieczny dla pełnej jego grafityzacji. Dalsze zwiększanie zawartości miedzi jest niecelowe (nieuzasadnione), gdyż prowadzi do niepotrzebnego przedłużania czasu grafityzacji, co wiąże się bezpośrednio ze wzrostem kosztów produkcji odlewów z żeliwa ciągliwego czarnego.

## LITERATURA

- [1] Rączka J.: Żeliwo ciągliwe. PWT, Warszawa 1961.
- [2] Schneider Ph., Döpp R., Meyer A.: *Temperguss Giesserei Verlag GmbH. Düsseldorf* 1966.
- [3] Lewandowski K., Rączka J., Tabor A.: Nowoczesna metoda produkcji czarnego żeliwa ciągliwego wysokiej jakości. *Prace Instytutu Odlewnictwa*, nr 3, s. 191-215, 1969.
- [4] Lewandowski K., Rączka J., Tabor A.: Wpływ sposobu wytapiania i wyżarzania na właściwości wytrzymałościowe perlitycznego żeliwa ciągliwego. *Prace Instytutu Odlewnictwa*, nr 2, s. 27-110, 1970.
- [5] Lewandowski K., Rączka J., Tabor A.: Vlijanie marganca na proces otziga i mechaniceskie svojstva perlitnogo kovkogo cuguna. *Technologija i Oborudovanije Litiejnogo Proizvodstva*, s. 1-13, Moskva 1970.
- [6] Rączka J., Lewandowski K., Tabor A.: Żeliwo ciągliwe. Tom I i II, ZPWO, STOP, Kraków 1976.
- [7] Tabor A. i in.: Wpływ pierwiastków stopowych na własności i strukturę perlityczną żeliwa ciągliwego. *Przegląd Odlewnictwa*, nr 12, s. 389, 1973.
- [8] Tabor A., Ciępka M.: Wpływ miedzi na podstawowe własności mechaniczne i strukturę czarnego żeliwa ciągliwego. *Przegląd Odlewnictwa*, nr 4, s. 109, 1974.
- [9] Cupryś W., Lewandowski K., Rączka J., Tabor A.: Wpływ wielkości stosunku Mn/S na własności żeliwa ciągliwego. *Przegląd Odlewnictwa*, nr 7, s. 229-235, 1974.
- [10] Lewandowski K., Tabor A., Mirek S.: Zastosowanie żeliwa ciągliwego na ogniwa przenośnika prętowego maszyn do zbiorów okopowych. *Maszyny i Ciągniki Rolnicze*, nr 11, s. 11-24, 1975.
- [11] Tabor A.: Wpływ fosforu na właściwości wytrzymałościowe i strukturę czarnego żeliwa ciągliwego. *Przegląd Odlewnictwa*, nr 7/8, s. 292-296, 1972.
- [12] Tabor A.: Żeliwo ciągliwe z kulistym węglem żarzenia. *Przegląd Odlewnictwa*, nr 7, 1980.
- [13] Tabor A.: Miejsce żeliwa ciągliwego wśród stopów żelaza z węglem. *Przegląd Odlewnictwa - Odlewnik*, nr 7, s. 101-103, 1975.
- [14] Tabor A.: Czy można spawać żeliwo ciągliwe? Cz. I. *Przegląd Odlewnictwa - Odlewnik*, nr 8/9, s. 117-120, 1975.
- [15] Polański Z.: *Planowanie doświadczeń w technice. PWT, Warszawa* 1984.
- [16] Tabor A.: Przebieg odwegłania odlewów o różnej grubości ścianek i jego wpływ na właściwości żeliwa ciągliwego. *Materiały Konferencji Naukowej* s. 150-158, Bułgaria - Pleven 1984.
- [17] Tabor A.: Wpływ Cu na krystalizację pierwotną i wtórną żeliwa ciągliwego *Materiały Konferencji Naukowej, Bułgaria - Pleven, maj* 1986.
- [18] Rączka J., Tabor A.: Application of stwological examinations in the evolution of an effect of Mn and Cu on the structure of malleable cast iron. *Mat. 7<sup>th</sup> International Congress for Stereology*, 2-9, September, Caen, France 1987.



- [19] Tabor A.: The influence of copper on stereological parameters of microstructure the white cast iron. Mat. The 4<sup>th</sup> European Conference on Advanced Materials and Processes. „EUROMAT 95”, Symposium DE, s. 541-544. Padwa /Venice, Italy, 25-28 September 1995.
- [20] Tabor A.: Wpływ stosunku Cu/Mn na niektóre parametry stereologiczne żeliwa ciągliwego. Zeszyty Naukowe ATR Nr 193, Mechanika 38, s. 175-182, Bydgoszcz 1995.
- [21] Rączka J., Tabor A.: Stereologia grafitu żarzenia w żeliwie ciągliwym w zależności od obróbki cieplnej. Materiały Konferencji Naukowej, Monterey, Meksyk 1991.
- [22] Tabor A., Rączka J.: Odlewnictwo, FOTOBIT, Kraków 1996.
- [23] Tabor A.: Rola manganu w kształtowaniu struktury pierwotnej i wtórnej żeliwa ciągliwego perlitycznego. Materiały I Krajowej Konferencji Naukowej „Materiałoznawstwo-Odlewnictwo-Jakość”. Tom II, s. 151-162, Kraków, 20-22 lutego 1997.
- [24] Tabor A.: Wpływ Mn na przebieg krystalizacji pierwotnej i wtórnej żeliwa ciągliwego perlitycznego. Materiały I Krajowej Konferencji „Inżynieria Materiałowa '96”, s. 71-77, 3-5 października, Gdańsk 1996.
- [25] Tabor A.: Wpływ Cu i Mn na przebieg I-go stadium grafityzacji żeliwa białego. Materiały Międzynarodowej Konferencji Teoria i praktyka procesów odlewniczych Wyd. PAN - Katowice 1997, z. 31, Krzepnięcie metali i stopów, s. 229-235, 15-17 maj, Bielsko-Biała 1997.
- [26] Tabor A.: Wpływ miedzi na przebieg I-go stadium grafityzacji żeliwa ciągliwego perlitycznego. Materiały Krajowej Konferencji Naukowej „Dobór i eksploatacja materiałów inżynierskich”, s. 169-184, 22-25 września, Jurata 1997.

## EFFECT OF COPPER ON THE 2<sup>nd</sup> STAGE OF GRAFITIZATION IN MALLEABLE CAST IRON

### Summary

The results of dilatometric examinations carried out to establish the effect of copper on the time necessary for 90 % graphitization in malleable cast iron at the 2<sup>nd</sup> stage of this process ( $\tau_{0.9 II}$ ) and for full graphitization at this stage ( $\tau_G$ ) were given. The examinations were carried out on specimens made of the malleable cast iron of standard chemical composition used in current production, varying only the content of Cu between 0,9 and 2,5 % Cu. As a result of the analysis of correlation and regression and function approximation the mathematical relationships  $\tau_{0.9 II} = f(\% \text{ Cu})$ ,  $\tau_G = f(\% \text{ Cu})$  were obtained. Additionally, the effect of Cu on total dimensional changes in specimens soaked at 740 °C was established, deriving the relationship  $\Delta l_G = f(\% \text{ Cu})$ . At the end some general statements and conclusions were quoted.



## **CIENKIE WARSTWY NA BAZIE TYTANU OSADZANE LASEREM PULSACYJNYM**

Dariusz Matuszkiewicz, Stanisław Kotas\*, Bogusław Major\*

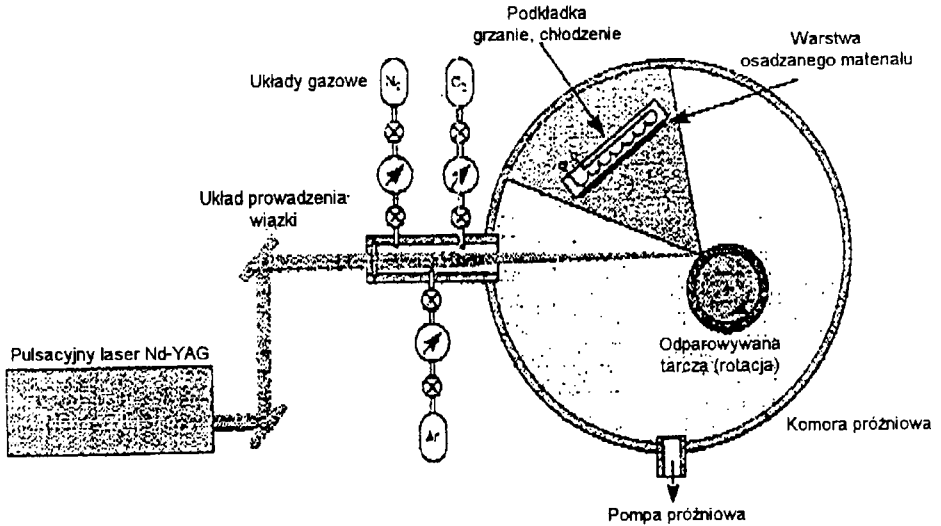
Politechnika Krakowska, Instytut Metaloznawstwa i Technologii Metali,  
Al. Jana Pawła II 37, 31-864 Kraków  
\*PAN im. A. Krupkowskiego, Instytut Metalurgii i Inżynierii Materiałowej,  
ul. W. Reymonta 25, 30-059 Kraków

Osadzanie laserem pulsacyjnym należy do nowoczesnych technologii wytwarzania cienkich warstw z szerokiego spektrum materiałów obejmujących tak czyste pierwiastki, jak i związki chemiczne. Podstawą techniki jest krystalizacja z fazy gazowej po laserowej ablacji osadzanego materiału. W pracy przedstawiono wyniki badań strukturalnych cienkich warstw na bazie tytanu obejmujących: tytan metaliczny, azotek i tlenek tytanu. Stwierdzono, iż uzyskane warstwy posiadały jednorodną budowę nano-krystaliczną. Przedmiotem badań był wpływ warunków procesu na mikrostrukturę, tworzące się fazy i poziom naprężeń własnych. Badania prowadzono techniką elektronowej mikroskopii skaningowej (SEM) i transmisyjnej (TEM) oraz dyfrakcji rentgenowskiej (XRD).

### **1. WPROWADZENIE**

Koncepcja osadzania laserem pulsacyjnym (pulsed laser deposition PLD) należy do nowoczesnych technik otrzymywania cienkich warstw. Wiązka promieniowania laserowego pada na tarczę z materiału, który chcemy osadzić, powodując jej odparowanie, a cząstki wysokoenergetyczne osadzają się na podkładce. Cały układ zamknięty jest w komorze próżniowej (rys.1). Pierwsze eksperymenty przeprowadzone zostały w 1965 roku (Smith, Turner) ale, aż do lat 80-tych, technika PLD pozostawała mało znaną pomimo jej niezaprzeczalnych zalet. Związane to było głównie z brakiem dostępu do odpowiedniej aparatury, przy pomocy której można by było zrealizować proces. Gwałtowne zainteresowanie techniką PLD i jej rozwój nastąpił w końcu lat 80-tych i wiązał się z postępowaniem w technice laserowej i elektronice, a głównie z dostępnością odpowiednich laserów mogących wytworzyć wysokoenergetyczny impuls o odpowiedniej długości fali z wysokim współczynnikiem repetycji. O zainteresowaniu problematyką świadczy fakt, że zebrany w 1991 roku wykaz (Beck, Boyd) obejmował 128 przykładów różnych materiałów nakładanych techniką PLD, zaś w 1994 zestaw obejmował już prawie 200 pozycji (D.B.Crisey, G.K.Hubler [1]). Technika PLD w monografii

Burakowskiego i Wierzchonia [2] wymieniona jest jako „Laser Beam Evaporation - LBE” i podano, że uzyskiwać przy jej pomocy można powłoki submikronowe o praktycznie dowolnym składzie. Aktualnie technika PLD zaliczana jest do procesów wysoko zaawansowanych technologii i w literaturze światowej odnotowuje się lawinowy wzrost ilości prac dotyczących szerokiego spektrum osadzanych materiałów tą techniką, głównie dla przemysłu elektronicznego [3,4]. Laser impulsowy stosowany jest do odparowywania materiału z tarczy i jego osadzania w postaci cienkiej warstwy na podkładce, przy ciągłym oddziaływaniu odparowywanych cząstek z wiązką laserową.



Rys.1. Schemat aparatury do osadzania laserem pulsacyjnym

Narastanie warstwy może zachodzić w atmosferze reaktywnej dowolnego gazu, bez wzbudzenia plazmy lub przy jej wzbudzeniu. Odparowany materiał tworzy strumień będący mieszaniną energetycznych cząstek zawierających: atomy, molekuly, elektrony, jony, klasterki, stałe cząstki i kropelki cieczy. Średnia droga zderzeń wewnątrz strumienia o dużej gęstości jest bardzo mała. Po napromieniowaniu laserem strumień rozprzestrzenia się jak medium po wyjściu z dyszy i posiada charakterystykę hydrodynamiczną przepływu.

Proces PLD posiada szereg zalet, do których zalicza się: łatwą adaptację do różnych typów powłok, energetyczny czynnik odparowywany oraz kongruentne odparowywanie. Wadą jest obecność cząstek mikronowych w strumieniu i wiązki zakres strumienia, co czyni trudnym pokrywanie większych powierzchni. Czynnikiem stymulującym silny wzrost zainteresowania techniką PLD jest uniwersalność metody, gdyż można przy jej pomocy nakładać cienkie warstwy różnych materiałów. Cechą charakterystyczną jest generalnie przenoszenie stechiometrii materiału odparowywanej tarczy w procesie PLD oraz to, że proces może już zachodzić w temperaturze pokojowej nie wymagając podgrzewania podkładki [4]. Zaletą metody PLD jest także to, że źródło energii użyte do odparowania i wytworzenia strumienia jest niezależne od sys-

temu osadzania. Można zatem uzyskiwać układ wielowarstwowy w jednym systemie, zmieniając jedynie rodzaj odparowywanego materiału tarczy i ogniskować na nim wiązkę laserową za pomocą systemu zwierciadeł. Użyteczny zakres długości fal promieniowania laserowego stosowanego do otrzymania cienkich warstw metodą PLD zawiera się w przedziale od 200 nm do 400 nm. Większość materiałów stosowanych do osadzania, posiada silną absorpcję właśnie w tym zakresie spektralnym. W zakresie 200÷400 nm niewiele jest jednakże typów laserów spełniających wymagania techniki PLD. W dotychczasowych badaniach stosowane były dwa typy laserów, a mianowicie excimerowy i Nd-YAG.

Osadzenie laserem pulsacyjnym (technika PLD) należy do nowoczesnych technologii uzyskiwania cienkich powłok lub wielowarstwowych i stanowi przedmiot zainteresowania licznych ośrodków badawczych na świecie. Uzyskiwać tą techniką można struktury mało zdefektowane z materiałów o szerokim spektrum własności w warunkach znacznego odejścia od równowagi.

Celem badań była analiza wpływu warunków osadzania laserem pulsacyjnym na: mikrostrukturę, tworzące się fazy, poziom makro- i mikronaprężeń własnych w uzyskanych techniką PLD powłokach Ti, TiN i TiO.

## 2. CZĘŚĆ DOŚWIADCZALNA

### 2.1. Materiał do badań

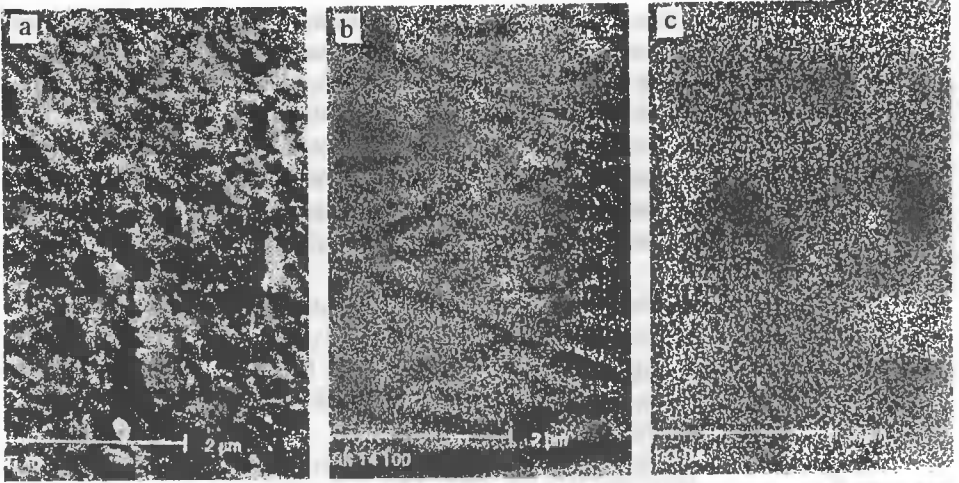
Materiałem badań były cienkie warstwy Ti, TiN i TiO osadzone laserem Nd-YAG pracującym przy długości fali 532 nm. Osadzanie przeprowadzono w przypadku Ti w atmosferze argonu; TiN-azotu, zaś TiO-tlenu, przy zmieniającym się dawkowaniu zastosowanego w komorze gazu. Osadzanie prowadzono przy zmieniającej się temperaturze podkładki, a mianowicie: 25, 100, 300 i 400 °C.

Identyfikację fazową przeprowadzono metodą rentgenograficznej analizy dyfrakcyjnej. Do obserwacji mikrostruktury zastosowano skaningową i transmisyjną mikroskopię elektronową. Pomiary naprężeń własnych typu makro wykonano rentgenograficzną metodą  $\sin^2\psi$ , zaś analizę wielkości naprężeń własnych mikro w oparciu o pomiary poszerzenia linii dyfrakcyjnych.

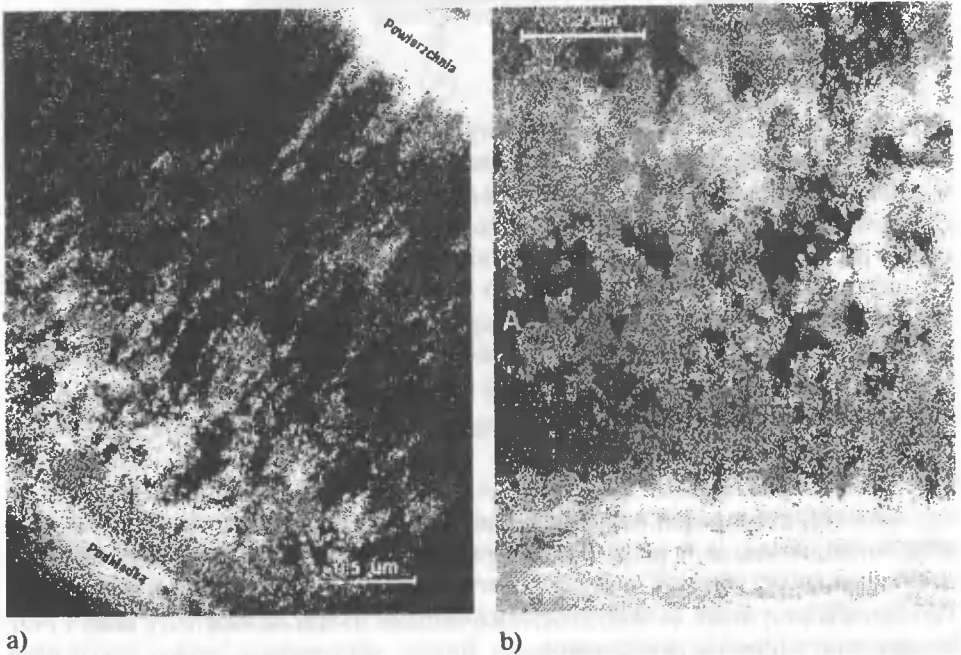
### 2.2. Wyniki badań i ich dyskusja

Charakterystyczne mikrostruktury osadzanych warstw przedstawia rysunek 2. Zaobserwować można, iż w przypadku warstwy azotkowej (rys.2b) i tlenkowej (rys.2c), struktury charakteryzują się mniejszym ziarnem niż dla warstwy metalicznej (rys.2a). Występujące na rysunku 2b ślady, są efektem nałożenia cenniejszej warstwy (rzędu 4  $\mu\text{m}$ ) na uprzednio szlifowaną powierzchnię.

Badania TEM wykonano na cienkich foliach uzyskanych z przekroju poprzecznego powłoki metalicznej i stwierdza się, iż krystalizacja na podkładce rozpoczyna się od wytworzenia cienkiej warstewki bardzo drobnych ziarn. W dalszym etapie osadzania następuje rozrost ziarn tworząc formy równoosiowe, przechodzące następnie w mikrostrukturę mikrokolumnową (rys.3a,b). Zestaw charakterystycznych dyfraktogramów dla osadzanych warstw przedstawia rysunek 4. Przeprowadzona rentgenowska analiza fazowa w przypadku powłoki metalicznej ujawniła dominującą fazę tytanową, która nie odpowiada strukturze, ani tytanu regularnego ( $\text{Ti}\beta$ ), ani tytanu heksagonalnego ( $\text{Ti}\alpha$ ).



Rys.2. Mikrostruktura SEM warstwy metalicznej (a), azotkowej (b), tlenkowej (c); widok powierzchni

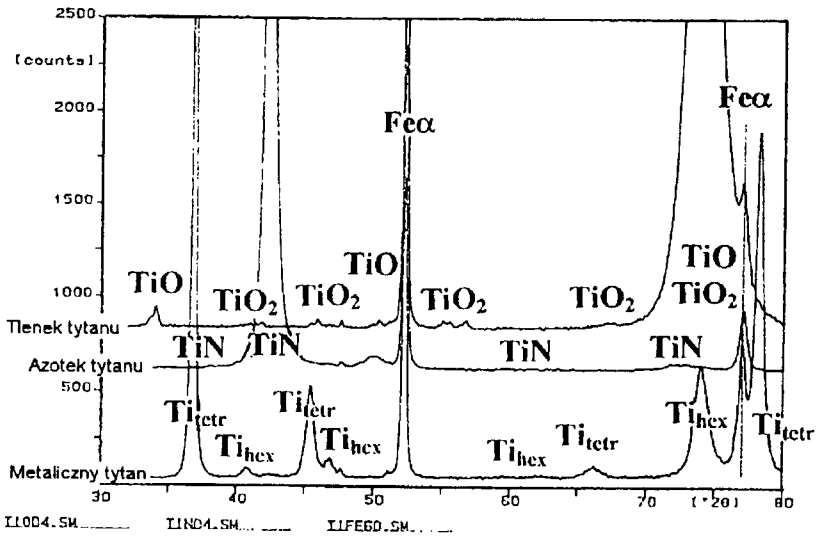


a)

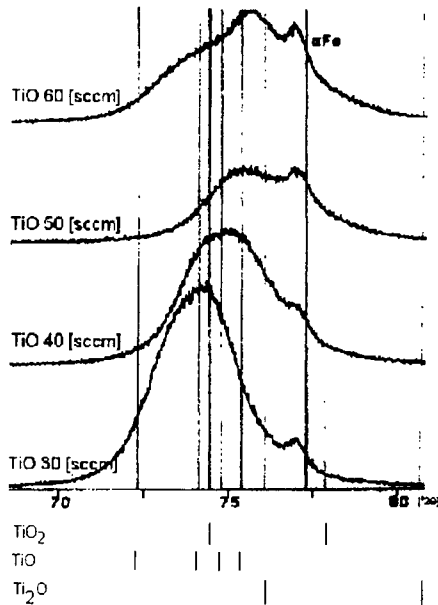
b)

Rys.3. Mikrostruktura TEM przekroju poprzecznego warstwy metalicznej; widok całej warstwy (a) i powiększenie obszaru "A" na granicy podkładka/osadzona warstwa (b)

Do identyfikacji wykorzystano program DHN, który pozwolił dopasować do wyników doświadczalnych widmo struktury tetragonalnej o następujących parametrach:  $a = 0,32739$  nm,  $c = 0,56835$  nm i zweryfikowano elektronowymi dyfrakcjami na transmisyjnym mikroskopie elektronowym [5]. Uzyskane wyniki z rentgenowskiej analizy fazowej osadzonego azotku tytanu wykazały, że niezależnie od ilości podawanej do komory azotu wystąpiła w powłoce faza TiN.



Rys.4. Zestaw dyfraktogramów dla osadzonej na stali ferrytycznej warstwy: metalicznej, azotkowej i tlenkowej



Rys.5. Zestaw dyfraktogramów dla próbek tlenkowych przy wzrastającej ilości tlenu

Wzrost zawartości tlenu w przypadku osadzania warstw tlenkowych powodował przejście od fazy  $\text{Ti}_2\text{O}$  poprzez  $\text{TiO}$  do  $\text{TiO}_2$  (rys.5).

Pomiary naprężeń własnych w powłoce TiN wykazały obecność naprężeń I-go rodzaju (makro) na poziomie -5 do -7 GPa (tab.1).

Tabela 1. Wyniki naprężeń własnych w zależności od ilości dawkowania N<sub>2</sub>

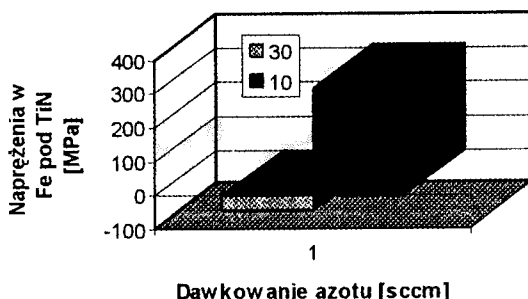
Lp.	Dawkowanie N <sub>2</sub> sccm	Grubość warstwy TiN μm	Naprężenia własne w TiN MPa
1	60	2,55	-7650 ± 439
2	30	3,00	-8207 ± 361
3	10	3,00	-5096 ± 361

Wyliczone naprężenia własne II-go rodzaju (mikro) w oparciu o poszerzenie linii dyfrakcyjnych przedstawiono w tabeli 2 wraz z wielkością kryształitów.

Tabela 2. Wartości naprężeń II-go rodzaju, wielkości kryształitów i odkształceń sieciowych

Lp	Dawkowanie N <sub>2</sub> sccm	Naprężenia własne II-go rodzaju MPa	Wielkość kryształitów Å	Odształcenie sieciowe %
			(111)	(311)
1	30	±8160	202	1,02
2	10	±7736	156	0,967

Przeprowadzone pomiary naprężeń własnych w podkładce ferrytycznej pod osadzoną powłoką wykazały ich duże zróżnicowanie na niskim poziomie. Naprężenia w powłoce TiN były rzędu GPa, podczas gdy w ferrytyce rzędu MPa (rys.6).



Rys.6. Zależność wartości naprężeń własnych w Fe pod TiN od ilości dawkowania N<sub>2</sub>

### 3. WNIOSKI

Przeprowadzona analiza strukturalna i pomiary naprężeń własnych w cienkich warstwach Ti, TiN i TiO uzyskiwanych techniką PLD pozwalają na wyciągnięcie następujących ogólnych wniosków:

1. Technika PLD pozwala na otrzymanie warstw Ti, TiN i TiO jednorodnych i dobrze przylegających do podłoża o mikrostrukturze nanokrystalicznej.
2. Osadzanie warstwy TiO prowadziło do pojawienia się fazy tytanowej o strukturze tetragonalnej. W przypadku warstwy azotku tytanu obserwowano fazę TiN, niezależnie od ilości azotu wprowadzanego do komory. Zróżnicowane ilości wprowadzone



dzzonego tlenu prowadziły do zmiany stopnia utlenienia tytanu i przejścia fazy  $Ti_2O$  poprzez  $TiO$  do  $TiO_2$  wraz ze wzrostem ilości  $O_2$ .

3. Pomiary naprężeń własnych  $\sigma^I$  (I-go rodzaju) w warstwie  $TiN$  ujawniły w niej obecność naprężeń ściskających rzędu  $5\div 8$  GPa. Analiza naprężeń  $\sigma^{II}$  (II-go rodzaju) przeprowadzona w oparciu o szerokość linii dyfrakcyjnych dała wartości rzędu  $\pm 7\div 8$  GPa.

## LITERATURA

- [1] Chrisey D.B., Huber G.K.: Pulsed Laser Deposition of Thin Films ed. J.Wiley and Sons, Inc., New York-Chichester-Brisbane-Toronto-Singapore 1994.
- [2] Burakowski T., Wierchoń T.: Inżynieria Powierzchni Metali, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1995.
- [3] Braren B., Dubowski J.J., Norton D.P.: – Editors: Laser Ablation in Materials Processing, MRS Materials Research Society, vol.285, Pensylwania, Pittsburgh 1993.
- [4] Krebs H-U.: Characteristic Properties of Laser-Deposited Metallic Systems, Int. Journal of Non-Equilibrium Processing, nr 10, s. 3-24, 1997.
- [5] Major B., Ebner R., Kusiński J., Wołczyński W., Morgiel J., Maziarz W.: Microstructure of Pulsed Laser Deposited Ti, TiN and TiO Thin Layers; Xvth Physical Metallurgy and Materials Science International Conference on Advanced Materials and Technology AMT98, Kraków-Krynica 1998.

## THIN LAYERS OF TITANIUM BASIS DEPOSITED USING PULSED LASER

### Summary

Pulsed laser deposition (PLD) belongs to advanced technologies of thin layers production. The success of PLD has in the deposition of a wide variety of materials; from pure elements to multicomponent compounds. The basis of the technology is a solidification of materials from a gaseous phase subjected formerly to a laser ablation. Structural examinations were performed on the titanium base layers: metallic, nitride and oxide types. Generally, the received homogeneous layers presented a nano-structure. Influence of deposition parameters on microstructure, phases and level of residual stresses was under examination. The studies were performed using scanning (SEM), transmission (TEM) electron microscopies and X-ray diffraction (XRD).



## ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛА ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ ЛЕГИРОВАНИЕМ

Владимир Голубец, Александр Паустовский

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

В настоящее время существуют многочисленные методы целенаправленного изменения физико-механических и эксплуатационных свойств поверхностного слоя металла, каждый из которых имеет определенные области практического использования. К числу таких методов относится электроискровое легирование (ЭИЛ), положительной особенностью которого является высокая прочность сцепления легированного слоя с материалом подложки, возможность легирования любыми токопроводящими материалами, низкая энергоемкость процесса, простота выполнения технологии упрочнения, локальность нанесения покрытия без заметной деформации детали, отсутствие нагрева всего объема детали.

### 1. СУЩНОСТЬ МЕТОДА

ЭИЛ основано на явлениях электрической эрозии и полярного переноса материала анода (электрода) на катод (деталь) при электроискровом разряде [1]. Последний проходит при сближении электродов и пробое межэлектродного зазора между ними. Поток электронов с катода ударяется о поверхность анода и за счет выделения тепловой энергии происходит испарение наиболее разогреваемой части электрода в зоне разряда. Более удаленная часть электрода, и, соответственно, менее разогреваемая, оплавляется. Эти продукты выбрасываются в межэлектродное пространство и часть из них закрепляется на упрочняемой поверхности.

При ЭИЛ хрупкими материалами также происходит эрозия в твердой фазе вследствие термических напряжений в той части электрода, которая нагревается до высокой температуры, но не оплавляется. Продукты хрупкого разрушения также могут закрепляться на упрочняемой поверхности посредством связывания жидкими продуктами эрозии анода и оплавленного металла катода (металл катода, контактирующий с зоной разряда, тоже оплавляется, но в значительно меньшей мере).

В процессе образования покрытия происходит химическое взаимодействие родуктов эрозии, материала катода и окружающей среды, их диффузия, кавитационное перемешивание, а также имеет место термическая обработка - вследствие того, что объем нагреваемой части электрода незначителен. Его охлаждение осуществляется с высокой скоростью.

Таким образом, на поверхности катода образуется слой измененной структуры и состава как за счет транспорта материала, так и действия импульсных тепловых и механических нагрузок, возникающих при ЭИЛ. Образование на поверхности катода слоя измененной структуры и состава («белого слоя») позволяет значительно увеличить износостойкость, коррозионную стойкость и жаростойкость металлов и сплавов [2, 3].

## 2. АППАРАТУРА ДЛЯ ЭИЛ

Для осуществления процесса упрочнения в начале 50-х годов был создан ряд установок с использованием зависимых генераторов искровых импульсов, собранных по схеме RC, и ручных электромагнитных вибраторов для коммутации разрядов с частотами 50-200 Гц. Принципиальное устройство таких установок не изменилось до настоящего времени. Промышленный выпуск установок осуществляется на Украине Луганским проектно-технологическим институтом машиностроения (см. рекламные проспекты), Опытным заводом Института прикладной физики Академии наук Молдовы (ЭФИ-23, ЭФИ-25, ЭФИ-46, ЭФИ-54, ЭФИ-78, ЭФИ-79, Элитрон-10, Элитрон-20, Элитрон-22, Элитрон-52 и др.), а также рядом зарубежных фирм: Джапакс (Япония), МРМИ (Франция), Герман Шлимме (бывшая ГДР), Радуга (Италия), Электро-Арк (США) и др.

## 3. ЭЛЕКТРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ

ЭИЛ можно проводить большинством электропроводящих материалов, свойства этих материалов а также перечисленные выше процессы, имеющие место при ЭИЛ, и определяют свойства получаемых покрытий. На практике для нанесения покрытий используют металлы, металлоподобные соединения, сплавы на их основе.

ЭИЛ металлами позволяет получать покрытия большой толщины, высокой сплошности, однако невысокой твердости (не выше 10 ГПа) [4].

Использование в качестве электродных материалов твердых тугоплавких соединений позволяет получать покрытия большой твердости, но малой толщины (не более 30 мкм) и низкой сплошности (не более 60 %) [5]. ЭИЛ этими материалами сопровождается их большой эрозией, в основном в твердой фазе, что связано с особенностями их кристаллического и электронного строения [6, 7].

Наиболее приемлемыми электродными материалами для получения износостойких покрытий являются керметы на основе твердых соединений [8,9]. Введение связующих добавок (Fe, Ni, Co) в карбиды переходных металлов оказывает существенное влияние на свойства этих материалов как электродов для ЭИЛ. Введение 10÷25 % металла в сплав позволяет повысить коэффициент переноса до значений, соответствующих чистым металлам (70÷85 %). Дальнейшее увеличение связующего металла практически не изменяет коэффициент

переноса. При введении пластической связки возрастает и порог хрупкого разрушения (время прекращения увеличения массы катода).

Описанные зависимости свойств получаемых покрытий от материала легирующего электрода сделали возможным применение для получения износостойких покрытий керамики-металлических материалов, изготавливаемых промышленностью - стандартных твердых сплавов. Последние широко используются на практике, их применение описано в большом количестве работ [10-12]. Покрытие, полученное ЭИЛ стали сплавами типа ВК, ТК имеет толщину до 50 мкм, шероховатость до 10-20 мкм с небольшим количеством трещин и пор. Твердость его составляет 17÷21 ГПа при ЭИЛ на «мягких» режимах (энергия импульса до 1 Дж). При легировании на «жестких» режимах ( $E > 1$  Дж) она составляет 16÷17 ГПа. Сплавы на основе карбида вольфрама отличаются высоким коэффициентом переноса, близким по значению к коэффициенту переноса для металлов. Незначительным является содержание частиц хрупкого разрушения в продуктах эрозии анода. Это дает возможность некоторым разупрочнением материала анода увеличить его эрозию и соответственно перенос продуктов эрозии на катод. Разупрочнение анода достигается: увеличением его пористости - максимальный привес катода при легировании его сплавами ВК наблюдается при 5÷9 % пористости анода [10]; введением разупрочняющих добавок, распределяющихся между зернами основных компонентов сплава [11].

Рентгенофазовый анализ покрытия, полученного сплавом типа ВК, показывает наличие в нем WC, W<sub>2</sub>C, Fe, Co. При ЭИЛ на «жестких» режимах присутствует также вольфрам-железный интерметаллид Fe<sub>7</sub>W<sub>6</sub>. Наличие W<sub>2</sub>C и Fe<sub>7</sub>W<sub>6</sub> свидетельствует о значительной термической диссоциации монокарбида вольфрама. Распределение Fe, W в покрытии, определенного с помощью микрорентгеноспектрального анализа, наблюдается в виде отдельных зерен, скоплений, что свидетельствует о кавитационном перемешивании оплавленных материалов катода и продуктов эрозии, а также твердых составляющих продуктов эрозии анода. В процессе нанесения проходит также диффузия элементов покрытия. Однако она незначительна, о чем свидетельствует резкий переход слоя с вольфрамом к материалу без вольфрама (стали). Определение кислорода, азота в покрытии методом ОЖЕ-спектроскопии показывает значительное наличие этих элементов в поверхностном слое покрытия, что свидетельствует о взаимодействии продуктов эрозии с окружающей средой. Однако, уже на глубине 200÷400 Å их содержание уменьшается на порядок, то есть это взаимодействие незначительно.

Сплавы на основе TiC, боридов и нитридов переходных металлов являются более хрупкими материалами. Содержание твердой фазы в продуктах эрозии при ЭИЛ этими материалами больше оптимального значения и, соответственно, у них ниже коэффициент переноса. Эти материалы больше подвержены термической диссоциации, что соответственно приводит к понижению твердости получаемого покрытия.

В настоящей работе для получения износостойких покрытий была предпринята разработка электродных материалов на основе WC. Увеличение переноса легирующего материала на упрочняемую поверхность достигалось введением в материал разупрочняющей составляющей. Для того, чтобы вместе с увеличением эрозии анода уменьшить термическую диссоциацию WC в качестве разупрочняющего материала был использован углерод [13, 14]. Для определения влияния свободного углерода в структуре сплавов типа ВК были изготовлены материалы с 0,1; 0,2; 0,4; 0,6 % C (по массе). Процесс ЭИЛ проводили на II ( $E = 0,12$  Дж) и V ( $E = 3$  Дж)

режимах установкой ЭФИ-46А. Зависимости переноса материала упрочняющего электрода на упрочняемую деталь приведены на рисунке 1.

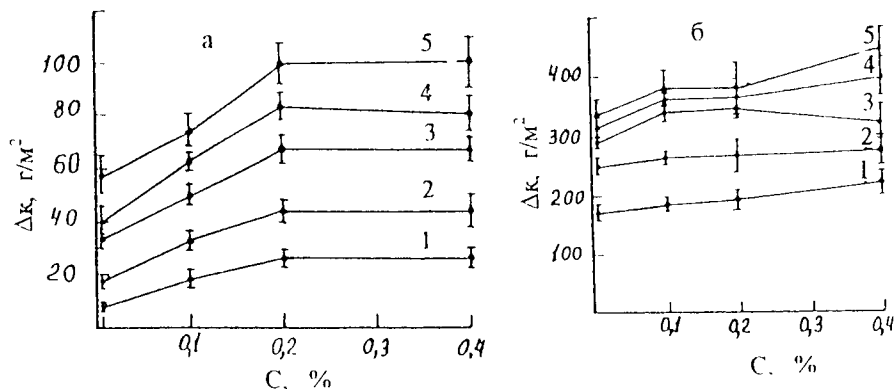


Рис.1. Зависимость привеса катода от содержания свободного углерода в легирующем электроде и удельного времени ЭИЛ на установке ЭФИ-46А: а - II режим, б - V режим; 1÷0,6; 2÷1,2; 3÷2,4; 4÷3,5; 5÷6,0 Мс/м<sup>2</sup>

Как показали исследования, оптимальное содержание углерода составляет 0,2÷0,4 %. Увеличение содержания свободного углерода до 0,6 % приводило при ЭИЛ к появлению пятен свободного углерода на упрочняемой поверхности, что приведет к ее разупрочнению. Влияние свободного углерода при ЭИЛ на II режиме более интенсивно, чем при работе на V более мощном режиме - на II режиме больше образуется продуктов хрупкого разрушения, а именно эту составляющую увеличивает разупрочнение.

Дальнейшее интенсифицирование процесса эрозии легирующего электрода, а вместе с этим увеличение привеса катода, можно достичь введением в сплав карбида титана - материала более склонного к эрозии в твердой фазе, чем карбид вольфрама. Введение в сплав WC - 6 % Co - 0,4 % C карбида титана в количестве 10-15 % повышает перенос материала анода на легируемую поверхность на 50 % (табл.1). Изготовление электродов проводили по стандартной для порошковой металлургии методике. Оптимальный размер зерна карбидной составляющей должен быть 1÷3 мкм [10]. Для получения зерна такого размера и смешивания порошков компонентов проводили размол-смешивание в планетарной мельнице в среде спирта-ректификата при следующем соотношении - порошок: твердо-сплавные пары : спирт = 2: 6:1. Время размол-смешивание - 1800 с. После размола смесь просушивали в сушильном шкафу в течении 43200 с, затем перемешивали с 5 % раствором каучука в бензине (0,2÷0,3 кг раствора на 1 кг шихты). Полученные смеси просушивали и протирали на сите №45. Прессование заготовок размером 5x35 производили на гидравлическом прессе под давлением 150 МПа. Полученные брикеты просушивали в сушильном шкафу при температуре 150 °С в течении 43200 с. Пористость прессовок составляла 40÷42 %.

Спекание образцов проводили в две стадии. Предварительное спекание проводилось в муфельной печи в среде водорода при температуре 800 °С. Время выдержки 7200 с. Скорость нагрева и охлаждения - 0,06 град/с. Окончательное спекание проводили в вакууме  $6,66 \times 10^3$  Па. Температура окончательного

спекания: для сплава WC + 20 % Co + 0,4 % C – 1380 °C, для сплава WC+15 % TiC + 6 % Co + 0,4 % C – 1400 °C.

Таблица 1. Зависимость удельного переноса материала анода на катод от количества TiC в сплаве WC+6 % Co + 0,4 % C (ЭИЛ на IV режиме ЭФИ - 46А,  $\tau = 1,8 \text{ Мс/м}^2$ )

Содержание TiC в сплаве, % (по массе)	Удельный объем перенесенного материала, $\text{см}^3/\text{м}^2$	Коэффициент переноса, %	Толщина покрытия, мм
0	16	76	45÷55
5	17	75	55
10	24	73	70
15	23,7	75	70
20	21	70	60

Известно, что поверхности, обработанные методом ЭИЛ не отличаются высокой износостойкостью в парах трения вследствие высокой шероховатости и наличия высоких растягивающих напряжений в поверхностном слое. Для устранения этих недостатков предлагается метод выглаживания легированной поверхности сверхтвердым материалом (СТМ), в качестве которого можно использовать киборит, искусственный алмаз. Определение внутренних напряжений на поверхностном слое стали, легированной сплавами ВК, ТК со свободным углеродом на III режиме ЭФИ- 46А с удельным временем обработки  $1,8 \text{ Мс/м}^2$  и выглаженной сферическим наконечником с радиусом рабочей части 4 мм усилием прижатия 200 Н показало значительное уменьшение внутренних напряжений (рис.2). В невыглаженных покрытиях они достигают 500 МПа. Высота неровностей невыглаженных покрытий составляла  $1,8 \div 3,2 \text{ мкм}$  для покрытий на отожженной стали и  $2,5 \div 4 \text{ мкм}$  для покрытий на закаленной стали. Это значительно ниже, чем для невыглаженных покрытий ( $10 \div 15 \text{ мкм}$ ).

В различных областях техники для повышения износостойкости пар трения используют регулирование шероховатости поверхности, а именно поверхности с регулярно расположенными микроуглублениями. Они определяют главным образом служебное свойство поверхности - улучшение смазки, повышение сопротивления схватыванию, сокращение периода приработки. Регулярный микро рельеф способствует локализации смазки и продуктов износа, что снижает вероятность заклинивания пары трения. Получение такого рельефа в электроискровых покрытиях достигается локальностью упрочнения. Локальное упрочнение проводилось по 2 вариантам:

1. дискретное упрочнение поверхности островками малых размеров порядка  $0,5 \div 1,5 \text{ м}$ ;
2. упрочнение поверхности макрозонами (протяженностью вектора скорости скольжения в несколько мм).

Полученную поверхность выглаживали со скоростью  $0,25 \text{ м/с}$ . Подача -  $0,07 \text{ мм/об}$ . Усилие выглаживания - 200 Н. Триботехнические испытания проводили в условиях ограниченной смазки (тонкий слой смазки Литол-24 на поверхности упрочненных образцов). Результаты испытаний приведены в таблицы 2.

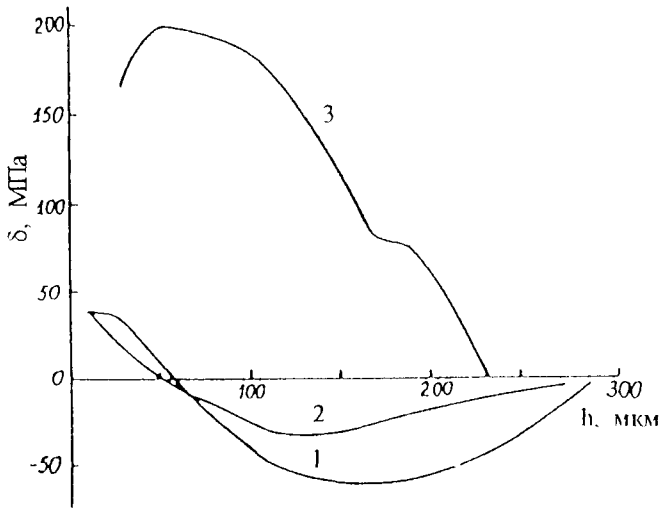


Рис. 2. Распределение внутренних напряжений по глубине выглаженного покрытия:  
 1, 2 - ЭИЛ сплавом ВК 20; 3 - сплавом WC + 15 %TiC + 6 %Co + 0,4 %C  
 1 - отожженная подложка из стали 45; 2, 3 - закаленная

Коэффициент установившегося трения во всех случаях находится в пределах 0,10...0,13. В случае сплошного нанесения покрытий наблюдались локальные отслоения. Полученные результаты позволяют рекомендовать для узлов трения, работающих на консистентной смазке, формирование упрочненных зон протяженностью (в направлении вектора скорости скольжения) 2...4 мм при протяженности неупрочненных зон около 1 мм.

Таблица 2. Результаты испытаний поверхностей трения в зависимости от характера их упрочнения

Характер упрочнения поверхности	Время работы до нарастания силы трения, с
0	1800
100 %	6000
60 % (островки 1 мм)	3600
83 % (10 мм : 2 мм)	12600
67 % (2 мм : 1 мм)	32400
50 % (1 мм : 1 мм)	18900

В работе приведены результаты по созданию новых безвольфрамовых электродных материалов на основе железа с эвтектической структурой [15] для увеличения характеристик масопереноса, физико-механических и эксплуатационных свойств электроискровых покрытий.

На основе рентгеноструктурных и металлографических исследований фазовых равновесий и превращений в системе Fe-Mn-C-B в области богатой железом, установлены концентрационные зоны существования эвтектик Fe-Mn-C и Fe-B-C, определена концентрация элементов в этих двух эвтектических фазовых обла-



стях, соответствующих тройным системам, по которой составлена концентрация компонентов шихты для изготовления электродного сплава. Предложен способ получения такого сплава [16], состоящий в нагреве шихтового материала до температуры плавления легкоплавких компонентов шихты (в составе обязательны элементы, образующие между собой эвтектику при температуре ниже за температуру сплава). Показана возможность легирования базовой системы Fe-Mn-C-B-Alюминием, хромом, ванадием. Установлено, что наличие в структуре электродного сплава (рис.3) легкоплавкой эвтектики обуславливает повышение, в сравнении с вольфрамосодержащим сплавом, эрозии анода и прироста катода в  $2\div 3$  раза. Коэффициент переноса увеличивается до 93 %.

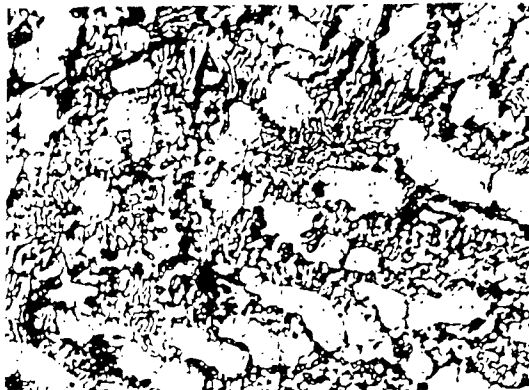


Рис.3. Микроструктура электродного сплава системы Fe-Mn-C-B-Al,  $\times 400$

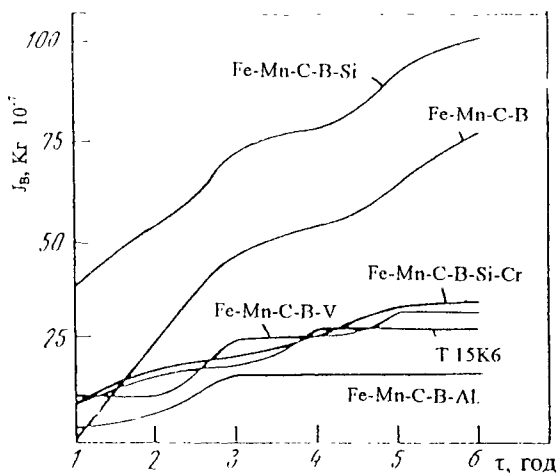


Рис.4. Износостойкость электроискровых покрытий при трении по стали 45 ( $P = 4$  МПа;  $V = 0,4$  м/с; масло АС - 8+ 0,1 % абразива )

Электроискровые покрытия из эвтектических электродных материалов, полученные на установке «Элитрон-20» на V режиме при  $\tau = 2$  мкм/см<sup>2</sup>, превалируют покрытия из серийного сплава Т15К6 по следующим характеристикам:

- по толщине - в  $1,5\div 2,5$  раза;

- по износостойкости в условиях масляно-абразивного трения в  $2,0\div 2,5$  раза (рис. 4);

- по кавитационно-эрозионной стойкости в нейтральной и щелочной средах, соответственно в 10 и в 5 раз;
- по жаростойкости - на 30 %.

#### 4. ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА

На основании анализа литературных источников и данных практики, в т. ч. и проведенных нами исследований, можно утверждать, что метод ЭИЛ наиболее эффективен для упрочнения и легирования узких полос шириной 1÷20 мм (металлорежущий, деревообрабатывающий, медицинский инструменты; лопатки турбин, электрические контакты, керны клещевых кранов, пресс-формы, гравировальные резцы и т. д.). Его успешно можно использовать при упрочнении технологической оснастки, восстановлении изношенных поверхностей и упрочнении различных деталей машин (авиационные, сельскохозяйственные, горные, металлургическое оборудование, например направляющие ролики стана для прокатки проволоки).

Перспективным является совмещение ЭИЛ с другими физическими процессами (наложение ультразвука, лазерное воздействие, поверхностная пластическая деформация, плазменное напыление и др.).

#### ЛИТЕРАТУРА

- [1] Лазаренко Б.Р.: А.с. 89933 (СССР) Способ нанесения металлических покрытий. Опубл. В Б.И., №2, 1951.
- [2] Самсонов Г.В., Верхотуров А.Д., Сычев В.С., Бовкун Г.А.: Электроискровое легирование металлических поверхностей. Киев: Наук. думка, с. 220, 1976.
- [3] Коваленко В.С., Верхотуров А.Д., Подчерняева И.А., Головки Л.Ф.: Лазерное и электроэрозионное упрочнение. М.: Наука, с. 420, 1986.
- [4] Верхотуров А.Д., Муха Н.М.: Технология электроискрового легирования металлических поверхностей. Киев «Техніка», с. 187, 1982.
- [5] Самсонов Г.В., Верхотуров А.Д., Сычев В.С., Михайлов В.В.: Закономерности коррозии карбидов при электроискровом легировании. Электронная обработка материалов, № 2, с. 24-27, 1974.
- [6] Турчанин А.Г.: Исследование термодинамических свойств тугоплавких карбидов в области гомогенности при высоких температурах. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Киев, с. 21, 1968.
- [7] Самсонов Г.В., Упадхая Г.Ш., Нешпор В.С.: Физическое материаловедение карбидов. Киев: Наук. думка, с.456, 1974.
- [8] Кислый П.С.: Керметы. Киев: Наук. думка, с. 270, 1985.
- [9] Иванов Г.П.: Технология электроискрового упрочнения инструментов и деталей машин. Машгиз, с. 304, 1961.
- [10] Игнатов В.И.: Упрочнение режущего инструмента электроискровым легированием. Электронная обработка материалов, № 5, с. 77-78, 1974.
- [11] Ткаченко Ю.Г., и др.: Влияние структуры анода на закономерности электроискрового упрочнения твердыми сплавами. Электронная обработка материалов, № 4, с.21-24, 1981.
- [12] Улицкий Е.Я.: Процесс формирования и характеристики упрочненного слоя при электроискровом легировании твердыми сплавами. Порошковая металлургия, №10, с.22-23, 1976.
- [13] Ковальченко М.С., Паустовский А.В., Кириленко С.Н.: Спеченный электродный материал на основе карбида вольфрама для нанесения покрытий, А с. 1476933, 1987.

- [14] Кириленко С.Н., Ковальченко М.С., Паустовский А.В., Гавриленко А.П., Юрчук Н. А.: Спеченный электродный материал на основе карбида вольфрама для нанесения покрытий, А. с. 1527929, 1988.
- [15] Голубец В.М., Пашечко М.И., Чернец М.В.: Формирование и фрикционная стойкость эвтектических покрытий. Киев: Наук. думка, 344 с. 1993.
- [16] Пашечко М.И., Голубец В. М., Гасий А. Б.: Эвтектический сплав. Положительное решение на выдачу, А. с. По заявке № 4765820 от 30.08. 1990.

## **FORMOWANIE WIERZCHNIEJ WARSTWY METALU METODĄ ELEKTROISKROWEGO WPROWADZENIA PIERWIASTKA STOPOWEGO**

### Streszczenie

Z wielu metod wzbogacania materiałów w pierwiastek stopowy szczególnie korzystne wyniki osiąga się obecnie metodą elektroiskrową, która pozwala na polepszanie właściwości fizycznych, mechanicznych i eksploatacyjnych wierzchniej warstwy metalu zapewniając wysoką wytrzymałość połączenia warstwy stopowej z materiałem rodzimym. Metoda ta umożliwia naniesienie warstwy stopowej z dowolnych przewodzących prąd elektryczny materiałów i charakteryzuje się niską energochłonnością procesu, prostotą technologii oraz możliwością miejscowego poprawienia własności bez zauważalnej deformacji przedmiotu i nagrzania w całej jego objętości.



## **PRZEMIANY PRZECHŁODZONEGO AUSTENITU PODCZAS CHŁODZENIA CIĄGŁEGO STALI KONSTRUKCYJNEJ ZAWIERAJĄCEJ 10 % NIKLU**

Janusz Lisak

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

Celem pracy było poznanie kinetyki przemian fazowych i identyfikacja struktur powstających przy różnych szybkościach chłodzenia stali kriogenicznej zawierającej około 0,1 % węgla i 10 % niklu. Jako podstawową metodę badawczą zastosowano analizę dylatometryczną. Kinetykę przemian przechłodzonego austenitu zbadano w zakresie szybkości chłodzenia od  $\lambda = 0,009$  hs do  $\lambda = 116,4$  hs. W mikrostrukturach próbek po takim chłodzeniu stwierdzono martenzyt listwowy i bainit ziarnisty. Wyznaczona temperatura  $M_s$  wynosi  $310^\circ\text{C}$ . Udowodniono również, że podczas wolnego chłodzenia, przed rozpoczęciem przemiany bainitycznej, następuje wydzielanie węglików zidentyfikowanych jako cementyt.

### **1. WPROWADZENIE**

Rezultaty wstępnych badań niklowej stali kriogenicznej zawierającej około 10 % niklu, opartych na istniejących, zamieszczonych w dostępnej literaturze technicznej wykresach CTPc, w wielu przypadkach wykazały, że otrzymane w wyniku przeprowadzonej obróbki cieplnej struktury, a także własności mechaniczne i przejściowa temperatura kruchości są odmienne od oczekiwanych. Potwierdziło to przypuszczenia, że w opublikowanych wykresach występują nieścisłości, czy wręcz braki. Zaszła więc konieczność opracowania kompletnych wykresów CTPc, niezbędnych dla ustalenia poprawnej koncepcji właściwych zabiegów obróbki cieplnej, koniecznych dla otrzymania pożądanej struktury, a co za tym idzie również odpowiednich własności mechanicznych.

W przeglądzie ważniejszych publikacji opisujących kinetykę przemian przechłodzonego austenitu w stalach kriogenicznych o zbliżonej zawartości niklu zwraca uwagę brak dokładnych parametrów austenitowania, takich jak czas wygrzewania oraz duże różnice w podawanych temperaturach krytycznych i okresach inkubacyjnych

przemiany bainitycznej. Natomiast charakter przemian zachodzących w tego typu stalach jest prawie taki sam u wszystkich autorów. Przeważa pogląd, że stal z 9 % niklu nie wykazuje przemian dyfuzyjnych (ferrytycznej i perlitycznej) w całym zakresie badanych szybkości chłodzenia, a jedynie bezdyfuzyjną przemianę martenzytyczną i przemianę pośrednią bainityczną. Autorzy pracy [11] stwierdzają wprawdzie, że poprzez zmianę szybkości chłodzenia można uzyskać dla tej stali strukturę bainitu górnego lub dolnego, jednak na żadnym z zamieszczonych w literaturze wykresów CTPC nie zaznaczono rozdziału struktur bainitycznych na niezależne podobzary. Prawdopodobnie w pracy tej za bainit górny uznano strukturę, którą większość autorów zgodnie z poglądami Cahna i Hornbogena [12] uznaje za samo odpuszczony martenzyt tworzący się przy wolnym chłodzeniu w wyniku podwyższenia temperatury  $M_S$  na skutek zubożenia w węgiel austenitu, spowodowanego wcześniejszym wydzieleniem węglików na granicach ziarn. Zagadnienie to wymagało wyjaśnienia, gdyż każdej z tych struktur odpowiadają inne własności mechaniczne. Wyjaśnienia wymagało również stwierdzenie, że w stali z 9 % niklu zaobserwowano ziarna ferrytu [14]. Prawdopodobnie autorzy mieli na względzie ferryt bainityczny, a nie otrzymany w wyniku przemiany w pełni dyfuzyjnej.

O ile temperatura  $Ac_3$  stali z 9 % niklu jest we wszystkich pracach podawana jako w przybliżeniu 700 °C, to położenie temperatury  $Ac_1$  jest określane w przedziale 530÷630 °C. Tak duży rozrzut nie może być spowodowany jedynie różnicami składu chemicznego, które w przypadku opisywanych w literaturze stali nie są wielkie. Powoduje go prawdopodobnie powstanie bogatego w węgiel i nikiel, stabilnego termicznie austenitu, przed rozpoczęciem właściwej przemiany ferryt - austenit i związane z tym efekty dylatacyjne. To kolejne z wielu zagadnień wymagających jednoznacznej odpowiedzi.

## 2. MATERIAŁ DO BADAŃ I ZASTOSOWANE METODY BADAWCZE

Badaniom poddano stal zawierającą około 9 % niklu, oznaczoną symbolem 10N9. Pochodziła ona z dziesięcotonowego wytopu przemysłowego, otrzymanego w piecu elektrycznym według technologii stosowanej dla innych niskowęglowych stali konstrukcyjnych. Wlewki walcowano na blachy o grubości 16 mm. Z arkuszy blach wycięto próbki o wymiarach 200 x 150 mm. Tak pobrane odcinki próbne poddano wyżarzaniu zupełnemu w temperaturze 800 °C, w ciągu dwóch godzin. Parametry tego wyżarzania wyznaczono w oparciu o wcześniejsze badania wstępne nad obróbką cieplną tej stali.

Skład chemiczny materiału użytego do badań podano w tabeli 1.

Tabela 1. Skład chemiczny stali 10N9

C	Mn	Si	P	S	Ni	Al
%						
0,07	0,057	0,30	0,015	0,015	10,00	0,021

Z tak przygotowanego materiału pobrano dwa rodzaje próbek do badań dylatometrycznych. Do wyznaczenia temperatur krytycznych stali i do realizacji wolnych

przebiegów chłodzenia użyto próbek w kształcie walca o długości  $30 \pm 0,005$  mm i średnicy  $4 \pm 0,01$  mm, zaś dla szybkich przebiegów chłodzenia próbki miały kształt rurki o długości  $12 \pm 0,005$  mm i średnicy  $2 \pm 0,01$  mm z wywierconym osiowo otworem o średnicy 1 mm.

Jako podstawową metodę badawczą zastosowano metodę dylatometryczną. Zastosowane urządzenia umożliwiły programowanie chłodzenia próbek z prędkościami od  $350$  °C/s do  $0,01$  °C/s. Otrzymane dylatogramy interpretowano metodą graficzną.

Do skonstruowania przedmiotowego wykresu CTPc wyznaczono i zinterpretowano ponad osiemdziesiąt krzywych dylatometrycznych, co pozwoliło wykreślić linie początku i końca przemian fazowych zachodzących w stali 10N9 podczas chłodzenia ciągłego i nagrzewania równowagowego z dokładnością nie mniejszą niż  $\pm 10$  °C.

Mikrostrukturę próbek chłodzonych z różnymi prędkościami badano przy pomocy mikroskopu optycznego i elektronowego mikroskopu skaningowego oraz transmisyjnego mikroskopu elektronowego. Pozwoliło to na jednoznaczne zidentyfikowanie tworzących się struktur jako bainitu lub perlitu w odróżnieniu od często spotykanego w literaturze technicznej określenia: ferryt plus węgliki. Zastosowanie TEM wykazało, że listwy martenzytu charakteryzuje wysoka gęstość dyslokacji. Przeprowadzono badania rentgenostrukturalne ilości austenitu szczałkowego wykorzystując w tym celu promieniowanie charakterystyczne  $\text{Co K}_{\alpha}$ . W zastosowanej metodzie bezpośredniego porównania wykorzystywano linie (200) austenitu i (200) martenzytu. Ilość austenitu szczałkowego określano również metodą magnetyczną, wykorzystując technikę opisaną przez Lisaka [9]. Podstawą tej techniki jest to, że dla większości stali konstrukcyjnych (węglowych oraz nisko- i średniostopowych) wartość jednostkowej siły magnetycznej zależy od ilości fazy ferromagnetycznej (np. martenzyt lub ferryt) będącej w mieszaninie z fazą paramagnetyczną (np. austenit szczałkowy). Wyniki badań magnetycznych ilości austenitu szczałkowego wykorzystywano do kalibracji metody dyfraktometrycznej. Ponadto przeprowadzono pomiary mikrotwardości stosując metodę Vickersa przy obciążeniach  $0,98$  N i  $0,098$  N. Pomiary te stanowiły dodatkowy czynnik identyfikacyjny struktur otrzymanych w badanych stalach po różnych przebiegach chłodzenia.

### 3. WYNIKI BADAŃ

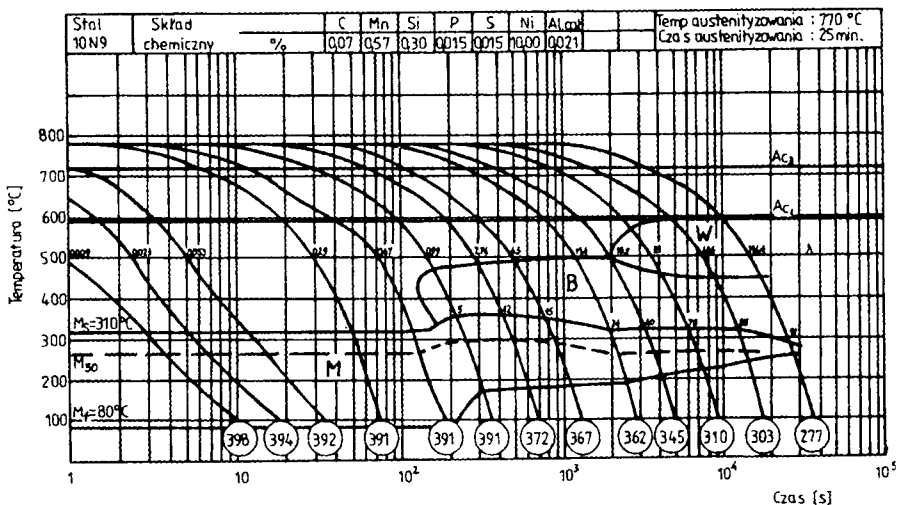
#### 3.1. Kinetyka przemian fazowych

Wyniki badań kinetyki przemian przechłodzonego austenitu stali 10N9 przy chłodzeniu ciągłym opracowano w formie wykresu CTPc (rys.1). Oprócz zwykle stosowanego na tego typu wykresach opisu krzywych chłodzenia [1] dla poszczególnych krzywych na rysunku 1 podano również wartość współczynnika  $\lambda$ . Współczynnik ten zastosowano według zaleceń autorów pracy [2], jako wielkość proporcjonalną do szybkości chłodzenia. Obliczono go stosując wzór:

$$\lambda = (\text{czas chłodzenia próbki od } 700 \text{ °C do } 500 \text{ °C}) / 100 \quad (1)$$

Współczynnik  $\lambda$  wykorzystano jako kryterium korelacji przebiegów chłodzenia na wykresie CTPc. Wartość współczynników  $\lambda$  dla poszczególnych przebiegów chłodzenia podano z prawej strony krzywej chłodzenia na linii odpowiadającej temperaturze  $500$  °C.

Wykres z rysunku 1 pokazuje, że w stali 10N9 nie zachodzą przemiany fazowe o charakterze dyfuzyjnym, a tylko przemiana martenzytyczna i przemiana pośrednia - bainityczna. Co istotne, zwraca uwagę bardzo długi okres inkubacyjny przemiany bainitycznej. Chłodzenie próbek z szybkościami odpowiadającymi parametrowi  $\lambda = 0,009(s \times 10^{-2})$  do  $\lambda = 0,67(s \times 10^{-2})$  prowadzi za każdym razem do zarejestrowania na dylatogramach wyłącznie efektu dylatacyjnego od przemiany martenzytycznej. Temperatura  $M_s$  wynosi  $310^\circ\text{C}$ .



Rys. 1. Wykres CTP<sub>c</sub> stali 10N9

### 3.2. Wpływ szybkości chłodzenia na strukturę

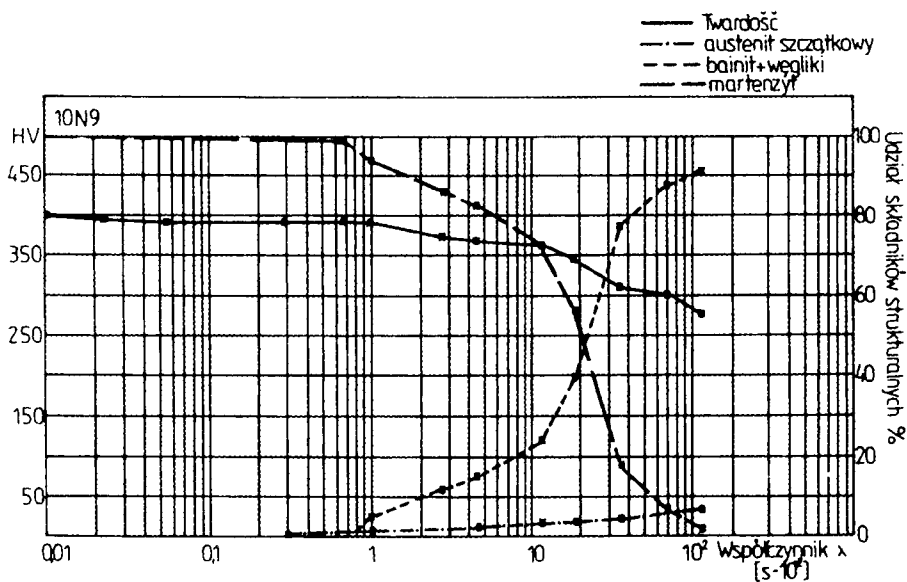
Obserwowany w strukturze jednorodny martenzyt ma charakter martenzytu listwowego. Zmniejszenie szybkości chłodzenia od odpowiadającej parametrowi  $\lambda = 0,99(s \times 10^{-2})$  do  $\lambda = 18,91(s \times 10^{-2})$  spowodowało pojawienie się na krzywych dylatometrycznych niewielkiego efektu dylatacyjnego od przemiany bainitycznej, a w strukturze tak chłodzonych próbek zaobserwowano bardzo drobny bainit, którego ilość wzrasta wraz z malejącą szybkością chłodzenia. Równocześnie, w rezultacie zużożenia austenitu w węgiel na skutek wydzielania się bainitu, następuje wzrost temperatury końca przemiany martenzytycznej i zmniejszenie ilości martenzytu w strukturze stali. Przy dalszym zmniejszaniu szybkości chłodzenia,  $\lambda = 18,91(s \times 10^{-2})$  do  $\lambda = 116,4(s \times 10^{-2})$ , przed rozpoczęciem przemiany bainitycznej następuje wydzielanie się z austenitu węglików. Dzięki dużej dokładności rejestracji krzywych dylatometrycznych udało się zaobserwować na dylatogramach efekty dylatacyjne wywołane tym procesem, co pozwoliło na wyznaczenie obszaru ich wydzielania na przedstawianym wykresie CTP<sub>c</sub>. Węgliki te to cementyt, co stwierdzono metodą rozwiązywania dyfrakcji elektronowej [10]. Ponadto w strukturze stali w dalszym ciągu rośnie ilość bainitu tak, że przy szybkości chłodzenia odpowiadającej parametrowi  $\lambda = 116,4(s \times 10^{-2})$  otrzymana struktura to bainit z węglnikami i minimalną ilością martenzytu.

Przeprowadzone badania rentgenostrukturalne wykazały, że martenzyt listwowy w stali 10N9 nie zawiera austenitu szczątkowego, co potwierdza pogląd Tanaki



i współpracowników [3] i jest zgodne z opisem cech morfologicznych tego typu martenzytu przedstawionym przez Garbarza i Gorczycę [4] oraz Dusalosa i Laurenta [18]. Stwierdzają oni, że martenzyt listwowy to charakterystyczna struktura powstająca przy szybkim chłodzeniu stali niskowęglowych. Jego cechy morfologiczne to wzajemne nakładanie się wewnątrz byłego ziarna austenitu kilku pakietów listw ferrytycznych o nieznacznej wzajemnej dezorientacji krystalograficznej. Pojedynczy kryształ w kształcie listwy ma szerokość od  $0,1 \pm 0,5 \mu\text{m}$  do  $1,0 \pm 3,0 \mu\text{m}$ . Listwy układają się równoległe względem siebie tworząc pakiety. Parametry mikrostrukturalne martenzytu listwowego takie jak rozkład dyslokacji (gęstość i granice) czy histogramy wielkości listw i pakietów są trudne do określenia w sposób ilościowy ze względu na duży rozrzut ich wielkości w różnych obszarach badanej mikrostruktury. W większości stopów martenzyt listwowy nie zawiera austenitu szczątkowego, ale występują w nim bardzo drobne węgliki. Fakty te stwierdzone w trakcie badań opisanych w niniejszym artykule zostały zaobserwowane również w niklowych stalach kriogenicznych przez innych badaczy [14,15,16,17].

Łączna interpretacja przeprowadzonych badań dylatometrycznych i metalograficznych umożliwiła opracowanie wykresu zależności udziałów objętościowych poszczególnych składników strukturalnych występujących w stali 10N9 od szybkości chłodzenia (rys. 2).



Rys.2. Zależność udziałów objętościowych składników strukturalnych i ich twardości od szybkości chłodzenia stali 10N9

### 3. PODSUMOWANIE

Uzyskany w wyniku badań opisanych w niniejszej pracy wykres CTPc pozwala wyjaśnić wątpliwości, rodzące się po analizie dostępnej literatury technicznej, co do charakteru przemian fazowych zachodzących w stalach konstrukcyjnych o zawartości

około 9 % niklu. Warto podkreślić, że wykres ten jest zgodny z wynikami prac [5-8]. Jako słuszny należy przyjąć pogląd, że w tego typu stali nie zachodzą fazowe przemiany dyfuzyjne (ferrytyczna i perlityczna) w całym zakresie badanych szybkości chłodzenia, a jedynie przemiany martenzytyczna i bainityczna. Spowodowane jest to silnym obniżaniem przez nikiel temperatury przemiany austenit - ferryt oraz bardzo małym współczynnikiem dyfuzji tego pierwiastka w austenicie. Oba te oddziaływania prowadzą łącznie do tak znacznego zmniejszenia szybkości procesów dyfuzyjnych, że zachodząca przemiana fazowa ma charakter bezdyfuzyjny lub pośredni.

Przeprowadzone badania wykazały, że nie ma podstaw wprowadzony przez Enginneera i Michela [11] podział struktur bainitycznych tworzących się w stali z około 9% niklu na bainit górny i bainit dolny, gdyż struktury bainityczne utworzone przy danej szybkości chłodzenia są jednorodne. Zmiany zachodzące w bainicie wraz ze zmniejszaniem szybkości chłodzenia spowodowane są większym stopniem zaawansowania procesów dyfuzyjnych, ale morfologia bainitu nie ulega zmianie. Charakter tworzącego się w stali z około 9 % niklu bainitu odpowiada opisanemu przez Bojarskiego i Bolda oraz Habrakena [13] bainitowi ziarnistemu, którego powstanie wyjaśnić można następująco: Dla szybkości chłodzenia bliskich krytycznej lub dla przemian zachodzących w temperaturach zbliżonych do  $M_S$  tworzy się bainit listwowy, przy czym listwy ferrytu bainitycznego mają najpierw własności bardzo bliskie własnościom listw martenzytycznych, a później zmieniają się bardzo szybko, gdy oddalimy się od warunków powstawania listw martenzytu. Dla jeszcze mniejszych szybkości chłodzenia wzrost temperatury przemiany i spowolnienie jej kinetyki prowadzi do zastąpienia coraz grubszej listwy ferrytu bardziej równoosiowym ziarnem, w którym subgranice o nieregularnych kształtach zastąpiły wyraźnie zaznaczone granice listw. Obok takich ziarn ferrytu bainitycznego istnieją wydzielone, izolowane od siebie wyspy austenityczno-martenzytyczne, w których według Dusalosy i Laurenta [18] znajduje się prawie cały węgiel obecny w stali.

Okres inkubacyjny przemiany bainitycznej w stali z około 9 % niklu określono w niniejszej pracy na 120 sekund co, uwzględniając różnice składu chemicznego, jest zgodne z wynikami publikowanymi przez innych autorów [5,6,7]. Również dobrą zgodność z danymi literaturowymi wykazują wyznaczone temperatury krytyczne oraz temperatura początku przemiany martenzytycznej  $M_S$ .

Za szczególnie istotny rezultat przeprowadzonych badań należy uznać określenie obszaru wydzielania węglików, zidentyfikowanych jako cementyt, przed rozpoczęciem przemiany austenitu w bainit. Stanowi to eksperymentalne potwierdzenie poglądów Cahna i Hornboga [12], że przy wolnym chłodzeniu przed przemianą bainityczną na granicach ziarn austenitu zachodzi wydzielanie węglików. Dotychczas była to jedynie teoretyczna hipoteza. W rezultacie można stwierdzić, że opracowany w ramach niniejszej pracy wykres  $CTP_C$  jest jedynym pełnym opisem kinetyki przemian przechłodzonego austenitu stali kriogenicznej zawierającej około 9% niklu.

Warto zauważyć, że dokładne wyznaczenie obszaru wydzielania węglików przed przemianą bainityczną ma duże znaczenie praktyczne, gdyż siatkowe wydzielenia węglików na granicach byłych ziarn austenitu niekorzystnie wpływają na ciągliwość stali. Z kolei duże szybkości chłodzenia prowadzą do wystąpienia w materiale znacznych naprężeń. Znajac obszar wydzielania węglików można przewidzieć, że przy szybkości chłodzenia nieznacznie mniejszej od odpowiadającej parametrowi  $\lambda = 11,4$  ( $s \times 10^{-2}$ ) unika się obu tych niekorzystnych oddziaływań.

**LITERATURA**

- [1] Rose A., Hougardy H.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen M.B.H, Dusseldorf, 1972.
- [2] Kulmburg A., Kornthener F. et al.: Prakt. Metallogr., nr 11, s. 375, 1979.
- [3] Tanaka M., et al.: Effect of  $M_s$  Temperature on Strenght and Toughness in Martensitic Fe-Ni-C Alloys. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, nr 14, s.110, 1974.
- [4] Gorczyca S., Garbarz B.: Struktura Martenzytu w Stopach Żelaza . Hutnik nr 6, s. 276, 1977.
- [5] Delbart G., Rousseau P.: Les Aciers pour Emplois aux Basses Temperatures. Traitement Thermique, nr 2, s. 49, 1968.
- [6] Firth K. et al.: Einfluss der Zusammensetzung und des Gefüges auf die Zähigkeit von 9% - Nickelstahl bei Tiefen Temperaturen. Harterei Technisch Mitteilungen, nr4, s.213, 1976.
- [7] Kron M. et al.: Contribution a l'etude du Mode d'action du Nickel ( jusqu'a 9% ) sur les Proprietes Mecaniques des Aciers a Basse Temperature. Les Memories Scientifiques de la Revue Metallurgie, nr 12, s. 901, 1961.
- [8] Stout R.D.: Higher Strength Steels for Welded Structures. Welding Journal, nr 7, s.273, 1960.
- [9] Lisak J.: Przemiany Przechłodzonego Austenitu przy Chłodzeniu ciągłym i Otrzymane Struktury w Niklowych Stalach Kriogenicznych. Praca doktorska, Politechnika Krakowska, Kraków, 1987.
- [10] Kalinnikow E.S.: Chłodnostojkaja Nizkolegirowannaja Stal, Mietałhurgija, Moskwa, 1976.
- [11] Enginneeer S., Michel H.: Einfluss des Hartungsgefuges auf die mechanischen Eigenschaften des kaltzahren Stahles X8Ni9 ( Friductil 5662) Thyssen Edelstahl Technische Berichte, nr 1, s.13, 1982.
- [12] Hornbogen B.: Physical Metallurgy of Steels, North Holland, Amsterdam, s. 611, 1970.
- [13] Goodenow R.H., Hehemann R.F.: Transformation in Iron and Fe - 9Ni Alloys. Metallurgical Transactions AIME, nr 233, s. 1777, 1965.
- [14] Pahuta P., i in.: Termiczeskaja Obrabotka stalej sodierzawszczich 9% Ni. Mietałhowiednjenje i Termiczeskaja Obrabotka Mietałhow, nr 2, s. 36, 1980.
- [15] Sarno D.A., et al.: Transformations Involved in Developing Notch Toughness in a New 5% Nickel Steel for Cryogenic Applications. Technical Report No. C 70-39 , 2, American Society for Metals, s. 1.1970.
- [16] Nagai H., et al.: Low Temperature Ductility and Retained Austenite in Some Ferritic Cryogenic Nickel Steels. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, nr 9, s.696, 1982.
- [17] Syn C.K., et al.: Cryogenic Fracture Toughness of 9Ni steel enhanced through grain refinement. Metallurgical Transactions AIME, vol. 7a, 12, s. 1827, 1976.
- [18] Dusalos Y., Laurent R.: Microstructures et Caracteristiques Mecaniques d'aciers Bainitiques a Basse Teneur en Carbone. Memoires Scientifiques Rev. Metallurg., nr 2 , s. 73, 1979.

## **CONTINUOUS TIME TRANSFORMATION TEMPERATURE DIAGRAM FOR CRYOGENIC STEEL 10N9**

### Summary

The task of this work was to assign continuous TTT diagram of the steel containing about 0,1% C and 10% Ni and to identify of structure formation at different cooling rate. As basic investigative system were used dilatometric analysis, electron diffraction, scanning microscopy and measurement of hardness. This both methods made possible to state microconstituents and hardness of them. Lath martensite in microstructure has appeared which hardness was 398 HV. Was to assign temperature  $M_s = 310$  °C. So high  $M_s$  temperature make us sure it is lath martensite authentically. It has been also proved that during slow cooling before start of bainitic transformation come forward the area continuous precipitation of carbides which were identified as cementite.



## OCENA WYBRANYCH METOD SZACOWANIA WSPÓŁCZYNNIKA DYFUZJI WĘGLA W AUSTENICIE

Zdzisław Ławrynowicz

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Współczynnik dyfuzji węgla w austenicie zmienia się silnie z zawartością węgla. Dane doświadczalne odnoszą się do wysokich temperatur, gdzie faza  $\gamma$  jest stabilna i istnieje konieczność jej ekstrapolacji do niższych temperatur i wyższych zawartości węgla poprzez zastosowanie wyrażeń matematycznych. W artykule przedstawiono rezultaty ekstrapolacji współczynnika dyfuzji węgla w austenicie przy wykorzystaniu doświadczalnego wyrażenia opracowanego przez Hillerta oraz w oparciu o model termodynamiczny opracowany przez Sillera i McLellana. Stwierdzono dużą zgodność między obiema metodami ekstrapolowania współczynnika dyfuzji, przy jednoczesnym przeszacowaniu wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie określanym metodą Hillerta.

### 1. WSTĘP

Obliczenia współczynników dyfuzji węgla w austenicie w niskich temperaturach są niepewne, gdyż zależą od dokładności ekstrapolowania danych równowagowych i współczynników dyfuzji z wyższych temperatur.

Ponadto wyraźna zależność współczynnika dyfuzji węgla w austenicie  $D$ , od jego stężenia, powoduje komplikacje podczas analizy kinetyki różnych przemian w stalach kontrolowanych dyfuzją. Istnienie dużych gradientów koncentracji na granicach międzyfazowych w czasie tych przemian czyni koniecznym uwzględnianie zmiany  $D$  wraz z  $x$  (gdzie  $x$  jest molowym ułamkiem zawartości węgla). Niezbędna zatem jest znajomość wartości  $D \{x, T\}$  przynajmniej w zakresie  $x^{\gamma\alpha} > x > \bar{x}$  i  $1200 \text{ K} > T > 550 \text{ K}$  (gdzie  $T$  jest temperaturą bezwzględna,  $\bar{x}$  jest średnią zawartością węgla w stali, a  $x^{\gamma\alpha}$  jest maksymalną dozwoloną zawartością węgla w austenicie na granicy międzyfazowej  $\gamma/\alpha$  w czasie przemiany). Doświadczalne określenie  $D \{x, T\}$  nie przekracza jednakże zakresu  $x > 0,06$  i  $T < 1000 \text{ K}$  [1]. Wiadomo jest jednak, że zarówno ferryt Widmannastättena jak i bainit tworzą się w znacznie niższych temperaturach. Stąd podczas anali-

zy kinetyki przemiany bainitycznej oraz badań prędkości wzrostu płytki ferrytu bainitycznego granice międzyfazowe  $\alpha/(\alpha+\gamma)$  i  $\gamma/(\gamma+\alpha)$  i współczynniki dyfuzji muszą być ekstrapolowane do odpowiednich temperatur, gdyż doświadczalne wartości stężenia węgla na wymienionych granicach oraz wartości współczynników dyfuzji węgla uzyskano dla stopów Fe-C w temperaturach powyżej temperatury eutektoidalnej.

## 2. METODY OBLICZANIA I EKSTRAPOLACJI WSPÓŁCZYNNIKA DYFUZJI WĘGLA W AUSTENICIE

W niniejszej pracy podjęto próbę porównania doświadczalnej liniowej ekstrapolacji współczynnika dyfuzji węgla w austenicie  $D \{x, T\}$  wykorzystywanej przez Hillerta [2] i Ågrena [3,4] oraz ekstrapolacji opartej na modelach termodynamicznych [5-8] roztworów stałych Fe-C. Hillert [9] używał już pewnej doświadczalnej liniowej ekstrapolacji granicy międzyfazowej  $\gamma/(\gamma+\alpha)$ , która prowadziła jednakże do przeszacowania wartości  $x^{\gamma\alpha}$  w stosunku do modeli termodynamicznych. Już wiele wcześniejszych badań prędkości wzrostu płytki [10,11], opartych było na ekstrapolacji empirycznych wartości  $D \{x, T\}$ . Zasadniczą zaletą zmodyfikowanej ekstrapolacji Hillerta wykorzystującej prace Ågrena [3,4,8] jest jej prostota obliczeń. Ponadto, co jest bardzo istotne, uwzględnia ona zmianę współczynnika dyfuzji węgla w austenicie z zawartością węgla, gdyż stężenie węgla na granicach międzyfazowych w trakcie przemiany bainitycznej może być bardzo wysokie.

Wyrażenie do obliczania współczynnika dyfuzji  $D \{x, T\}$ , zaproponowane przez Hillerta [2] po uprzednim uwzględnieniu poprawek wniesionych do tej ekstrapolacji przez Ågrena [3,4], ma postać:

$$D_c^y = 4,35 \cdot 10^{-7} [1 + y(1 - y) \cdot 8339,9/T] \times \\ \times \exp[-(1/T - 2,221 \cdot 10^{-4}) \times (17767 - 26436y)], \quad \text{m}^2 \text{s}^{-1} \quad (1)$$

gdzie  $y = x_c / (1 - x_c)$ ,  $x_c$  jest ułamkiem molowym węgla.

Z kolei, wszystkie modele termodynamiczne dają dużą zgodność z dostępnymi wynikami badań doświadczalnych, lecz ekstrapolacje różnią się istotnie w regionie poniżej temperatury eutektoidalnej, gdzie niezbędne dane doświadczalne nie istnieją. Jako jedna z najlepszych jest ekstrapolacja oparta na metodzie użytej przez Sillera i McLellana [12,13], którzy opracowali teoretyczny model dla wyznaczenia  $D \{x, T\}$ .

Model Sillera i McLellana uwzględnia dwa ważne czynniki: zależność aktywności węgla w austenicie od jego stężenia [14] oraz istnienie określonego odpychającego oddziaływania między najbliższymi atomami węgla znajdującymi się w lukach oktaedrycznych z pierwszej strefy koordynacyjnej [5]. Pierwszy czynnik wpływa na dyfuzję węgla, gdyż rzeczywista siła działająca na dyfundujący element zależy od ujemnego gradientu potencjału chemicznego.

Końcowe równanie Sillera i McLellana opisujące  $D \{x, T\}$  może być wyrażone, używając ich terminologii, jako:

$$D \{x, T\} = D' \xi \{ \theta \} \quad (2)$$

gdzie  $\theta$  jest zawartością węgla, a  $D'$  jest członem zależnym od temperatury, lecz niezależnym od stężenia węgla, natomiast  $\xi \{ \theta \}$  zawiera całą zależność  $D$  od składu chemicznego (szczegóły w [1,12,13]):

$$D' = \frac{kT}{h} \left| \exp(-\Delta F^* / kT) \right| (\lambda^2 / 3\gamma_m) \quad (3)$$

gdzie:

- k = stała Boltzmana,
- h = stała Plancka,
- $\Delta F^*$  = energia swobodna aktywacji, która jest niezależna od składu chemicznego i temperatury oraz reprezentuje różnicę energii swobodnej między "zespołem aktywnym" a "substratami reakcji", gdy każdy z nich jest w standardowym stanie w temperaturze "reakcji" ( $\Delta F/k = 21230$  K, z pracy [1]),
- $\gamma_m$  = współczynnik aktywności zespołu aktywnego; przyjęto stałą jego wartość. Człon  $3\gamma_m/\lambda^2$  pojawia się z teorii prędkości przemiany, pokazano, że jest dany przez  $\ln(3\gamma_m/\lambda^2) = 31,84$  [1],
- $\lambda$  = odległość pomiędzy płaszczyznami {002} austenitu.

Używając *quasichemicznego* modelu termodynamicznego dla roztworu węgla w austenicie [5] oraz teorii prędkości przemiany Siller i McLellan pokazali, że zależny od koncentracji człon w równaniu (2), tj.  $\xi\{\theta\}$ , jest wyrażony przez:

$$\xi\{\theta\} = \alpha \left| 1 + \frac{z(1+\theta)}{1 - \left(\frac{z}{2} + 1\right)\theta + \frac{z}{2}\left(\frac{z}{2} + 1\right)(1-\sigma)\theta^2} \right| + (1+\theta) \frac{d\alpha}{d\theta} \quad (4)$$

gdzie:

- z - liczba koordynacyjna luk oktaedrycznych w sieci austenitu,
- $\alpha$  - aktywność węgla,

oraz

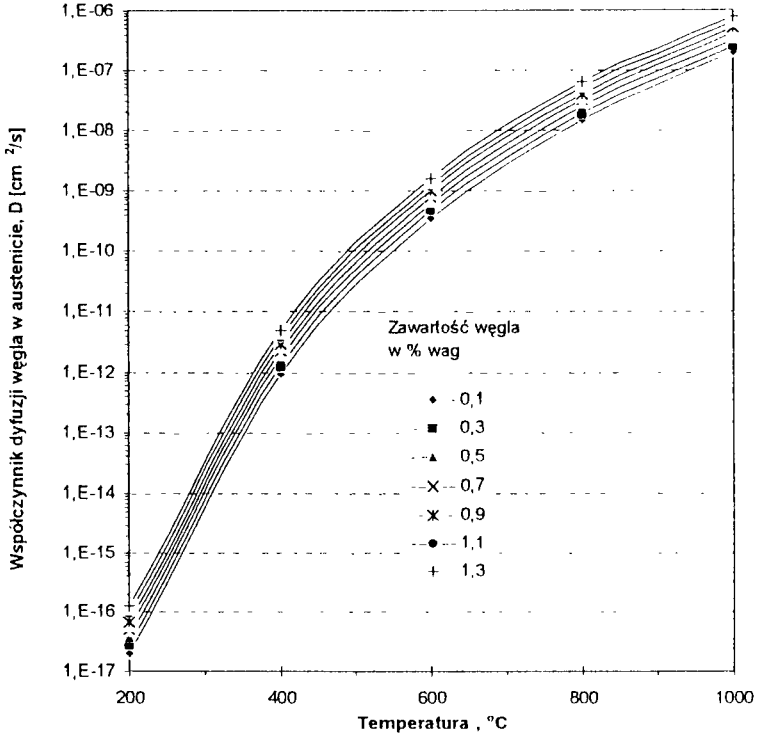
$$\sigma = 1 - \exp(-\Delta\varepsilon/kT)$$

gdzie  $\Delta\varepsilon$  jest energią odpowiadającą oddziaływaniu odpychającemu między sąsiednimi atomami węgla, której wartość przyjęto 8250 J/mol za pracą [15].

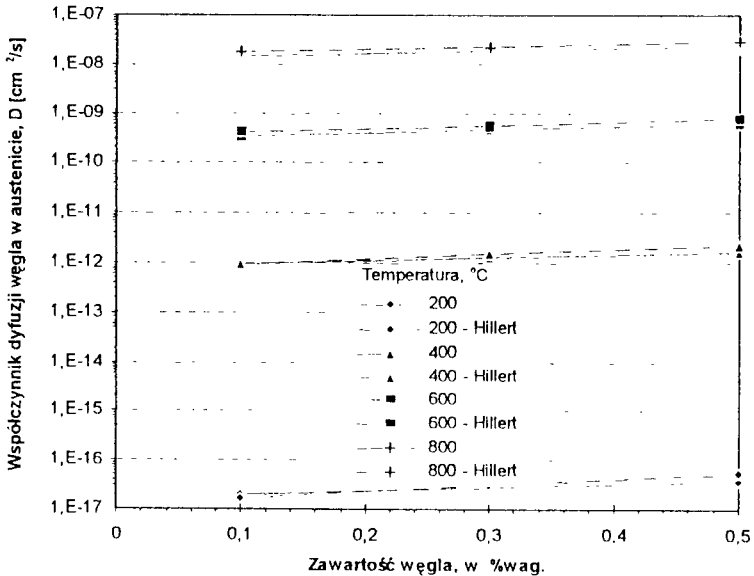
Wykorzystując powyższe zależności obliczamy  $D\{x,T\}$  dla arbitralnego  $\{x,T\}$  znajdującego się poza zakresem dostępnych danych doświadczalnych. Obliczone według tej metody wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie przedstawiono na rysunku 1.

Otrzymane wyniki charakteryzują się doskonałą zgodnością z istniejącymi danymi doświadczalnymi uzyskanymi w zakresie wysokich temperatur. Świadczy to o dużej precyzji szacowania współczynnika dyfuzji węgla w austenicie przy wykorzystaniu metody termodynamicznej.

Natomiast rysunek 2 pokazuje porównanie obliczonych wartości współczynników dyfuzji węgla w austenicie metodą termodynamiczną (Sillera i McLellana) oraz przy wykorzystaniu zależności empirycznej (Hillerta) – zaznaczono je na wykresie liniami kreskowanymi.



Rys.1 Zależność współczynnika dyfuzji węgla w austenicie od temperatury i zawartości węgla. Obliczenia wykonano przy wykorzystaniu metody termodynamicznej opracowanej przez Sillera i McLellana



Rys.2. Porównanie ekstrapolowanych współczynników dyfuzji węgla w austenicie określonych metodą analitycznej ekstrapolacji oraz metodą termodynamiczną



Obliczone wartości współczynnika według obydwu metod są zbliżone. Widoczna jest jednak wyraźna tendencja do przeszacowania wartości współczynnika dyfuzji obliczonego metodą empiryczną. Przeszacowanie staje się tym większe, im wyższe jest stężenie węgla w austenicie i niższa temperatura przemiany, co odpowiada na ogół warunkom istniejącym w trakcie przemiany bainitycznej. Stąd, mimo prostoty obliczeń współczynnika dyfuzji metodą analityczną, do analizy kinetyki przemiany bainitycznej bardziej właściwe jest wykorzystywanie współczynnika dyfuzji węgla w austenicie wyznaczonego metodą termodynamiczną.

## LITERATURA

- [1] Bhadeshia H.K.D.H.: *Metal Science*, vol.15, s.477, 1981.
- [2] Hillert M., Hoglund L., Ågren J.: *Acta metall. mater.*, vol.41, nr7, s.1951, 1993.
- [3] Ågren J.: *Acta metall.*, vol.30, s.841, 1982.
- [4] Ågren J.: *Scripta metall.*, vol.20, s.1507, 1986.
- [5] McLellan R.B., Dunn W.W.: *J.Phys.Chem.Solids*, vol.30, s.2631, 1969.
- [6] Shiflet G.J., Bradley J.R., Aaronson H.I.: *Metall. Trans.*: vol.9A, s.999, 1978.
- [7] Bhadeshia H.K.D.H.: *Metal Science*, vol.16, s.167, 1982.
- [8] Ågren J.: *Metall. Trans.*: vol.10A, s.1847, 1979.
- [9] Hillert M.: *Metall. Trans.*, vol.6A, s.5, 1975.
- [10] Trivedi R., Pound G.M.: *J. Appl. Phys.*: vol.38, s.3569, 1967.
- [11] Simonen E.P., Aaronson H.I., Trivedi R.: *Metall. Trans.*, vol.4, s.1239, 1973.
- [12] Siller R.H., McLellan R.B.: *Trans. Met. Soc. AIME*, vol.245, s.697, 1969.
- [13] Siller R.H., McLellan R.B.: *Metall. Trans.*: vol.1, s.985, 1970.
- [14] Smith R.P.: *J. Am. Chem. Soc.*: vol.68, s.1163, 1946.
- [15] Dunn W., McLellan R.B.: *Metall. Trans.*, vol.1, s.1263, 1970.

## CRITICISM OF SELECTED METHODS FOR DIFFUSIVITY ESTIMATION OF CARBON IN AUSTENITE

### Summary

The diffusivity of carbon in  $\gamma$  varies strongly with the carbon content. Kinetic analysis of diffusion controlled reactions at low temperatures are uncertain depending upon the considerable uncertainty in the extrapolation of diffusivities from higher temperatures. The experimental data refer to high temperatures and it is necessary to extrapolate them to lower temperatures and higher carbon contents. The paper presents results of the calculation of diffusivity of carbon in  $\gamma$  according to two assessments: first is based upon Hillert's experimental analytical expression for extrapolation whereas second is based upon thermodynamic analysis. The two extrapolations of the diffusivity of C in  $\gamma$  are similar. It is apparent that the analytical equation persistently overestimates the diffusivity of C in  $\gamma$ , the discrepancy with the thermodynamic analysis increasing as the carbon content increases and the temperature decreases. In general, the agreement between two methods is not bad.



## **PRZEMIANA BAINITYCZNA: OCENA DOBORU WSPÓLCZYNNIKA DYFUZJI WĘGLA W AUSTENICIE W OPARCIU O ZMIERZONĄ GRUBOŚĆ WARSTW AUSTENITU SZCZĄTKOWEGO**

Zdzisław Ławrynowicz

Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy, Wydział Mechaniczny,  
ul. S. Kaliskiego 7, 85-796 Bydgoszcz

Metoda szacowania współczynnika dyfuzji węgla w austenicie, wykorzystana w artykule, oparta jest na hipotezie, że przemiana bainityczna zachodzi mechanizmem ścinania. W artykule porównano grubość warstw austenitu szczątkowego w strukturze bainitycznej zmierzoną na cienkich foliach z grubością wyliczoną w oparciu o termodynamikę przemiany bainitycznej. Do obliczeń profilu stężenia węgla w austenicie przyjęto trzy różne, najczęściej stosowane w obliczeniach wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie. Największą zgodność między grubością austenitu zmierzoną na cienkich foliach oraz obliczoną analitycznie uzyskano, gdy do obliczeń wykorzystywano średnią ważoną wartość współczynnika dyfuzji węgla w austenicie.

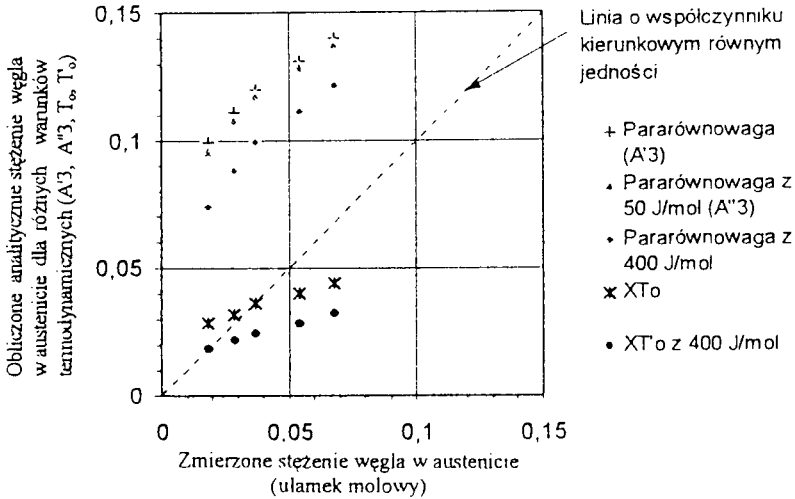
### **1. WSTĘP**

Przy obliczeniach szybkości wzrostu nowej fazy kontrolowanego dyfuzją oraz przy analizie kinetyki przemian fazowych niezbędna jest wiedza o wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie  $D$ , oraz informacja o ekstrapolacji granic międzyfazowych do temperatur przemiany fazowej. W takiej analizie istnieje jednakże kilka niepewności, gdyż  $D$  zmienia się nie tylko ze zmianą temperatury, ale również ze zmianą składu chemicznego. Współczynnik dyfuzji węgla w austenicie jest przede wszystkim bardzo wrażliwy na stężenie węgla [1-3], zatem fakt ten musi być uwzględniony podczas analizy dużych gradientów koncentracji, które tworzą się w austenicie w trakcie przemiany bainitycznej.

Stąd nie jest pewne, jaka efektywna wartość  $D$  powinna być wybrana. Hillert [4,5] wybierał najwyższą wartość  $D$  oraz stosował liniową ekstrapolację zaproponowaną przez Ågrena [6,7], jednakże prowadziło to do nieznacznego przeszacowania obliczonej wartości  $D$ .

Przy wzroście bainitu mechanizmem ścinania istnieją dowody sugerujące, że chociaż sublistwy ferrytu rosną bezdyfuzyjnym mechanizmem ścinania, to nadmiar węgla w ferrycie jest wkrótce po tym usuwany do austenitu szczątkowego [8]. Austenit zatem jest stopniowo wzbogacany w węgiel, dopóki nie zostanie osiągnięty punkt, w którym staje się termodynamicznie niemożliwa jego dalsza przemiana według tego mechanizmu.

Całkowicie bezdyfuzyjny mechanizm przemiany byłby ograniczony stężeniem węgla określonym punktami  $T'_0$ , podczas gdy przy możliwej dyfuzji węgla w czasie przemiany, ograniczony byłby przez stężenie odpowiadające granicy międzyfazowej w warunkach pararównowagi,  $A'_3$  [8]. Rysunek 1 [9] przedstawia weryfikację tej hipotezy, gdyż umożliwia on porównanie zmierzonego stężenia węgla w austenicie w odniesieniu do stężenia oczekiwanego gdyby tworzenie się bainitu uległo zatrzymaniu po uzyskaniu przez austenit stężenia węgla danego przez granice  $A'_3$ ,  $A''_3$ ,  $A'_3 + 400 \text{ J/mol}$ ,  $T'_0$  lub  $T''_0$ . Granice te są rozumiane tak, jak zostały zdefiniowane przez Christiana i Edmondsa w pracy [10].



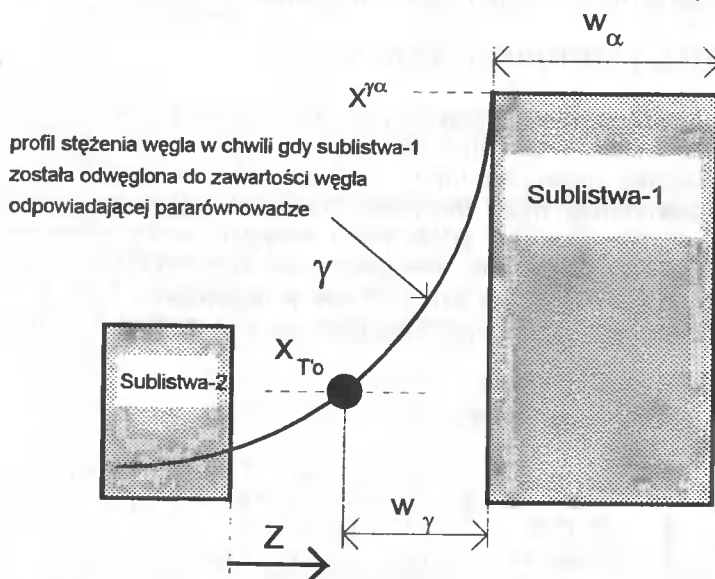
Rys.1 Porównanie zmierzonego i obliczonego analitycznie stężenia węgla w austenicie szczątkowym stali 35HGS dla różnych warunków termodynamicznych istniejących w trakcie przemiany w momencie zatrzymania przemiany bainitycznej

Wymienione stężenia zostały obliczone przy użyciu metod termodynamicznych [11-13]. Ponadto z rysunku 1 oczywiste jest, że tworzenie się ferrytu bainitycznego zatrzymuje się znacznie wcześniej zanim austenit osiąga stężenie węgla odpowiadające warunkom pararównowagi. Uzyskane wyniki wyznaczania stężenia węgla w austenicie zostały w następnych rozdziałach wykorzystane do zaproponowania metody oceny wybranej wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie.

## 2. SCHEMAT ZASTOSOWANEJ METODY DOBORU WSPÓŁCZYNNIKA DYFUZJI WĘGLA W AUSTENICIE

Metoda wykorzystana do testowania współczynnika dyfuzji węgla w austenicie oparta jest na wynikach badań wskazujących, że przemiana bainityczna może wystąpić tylko w obszarach austenitu, gdzie spełniona jest zależność  $x_y \leq x_{T'_0}$ , w której  $x_y$

oznacza stężenie węgla w austenicie, a  $x_{T_0}$  jest stężeniem węgla odpowiadającym  $T_0$  w danej temperaturze (rys.1) [9]. Gdy utworzy się sublistwa ferrytu bainitycznego następuje wydalenie nadmiaru węgla do otaczającego ją nieprzemienionego austenitu. Prowadzi to do powstania strumienia dyfuzji węgla wokół utworzonej sublistwy. Kolejna równoległa sublistwa tej samej wiązki, która następnie powstaje, może przybliżyć się do istniejącej już sublistwy do punktu, w którym  $x_\gamma \leq x_{T_0}$ . Ostatecznie pozostaje warstwa nieprzemienionego austenitu szczątkowego o grubości  $w_\gamma$  rozdzielająca sublistwy 1 i 2 ferrytu bainitycznego. Jest to przedstawione schematycznie na rysunku 2.



Rys.2. Opis metody zastosowanej do oceny doboru współczynnika dyfuzji węgla w austenicie szczątkowym. Pierwsza tworzy się sublistwa - 1, kolejna powstająca sublistwa - 2 może przybliżyć się do niej w punkcie, w którym  $x_\gamma \leq x_{T_0}$ , gdzie odległość do tego punktu od sublistwy - 1 została oznaczona jako  $w_\gamma$  (jest to grubość warstwy austenitu szczątkowego)

Profil stężenia węgla w austenicie w momencie, gdy cały nadmiar węgla został usunięty do otaczającego austenitu, określony jest przez [14]:

$$x_\gamma = \bar{x} + (x^{T_0} - \bar{x}) \operatorname{erfc} \left\{ \frac{z}{2} (D t_d)^{-0.5} \right\}^* \quad (1)$$

gdzie:

- $z$  - współrzędna prostopadła do płaszczyzny habitus,
- $\bar{x}$  - średni ułamek mola węgla w stopie,
- $x^{T_0}$  - pararównowagowe stężenie węgla w austenicie,
- $t_d$  - czas konieczny do odwęglenia sublistwy ferrytu bainitycznego o określonej grubości.

\* Funkcja 1 - efray może być przedstawiona w postaci erfcy (error function complementary)

Równanie to zakłada, że dla  $t < t_d$ , stężenie węgla w austenicie na granicy międzyfazowej ma wartość  $x^{ra}$ .

Do oceny współczynnika dyfuzji węgla wykorzystane zostaną obliczone profile stężenia węgla w austenicie dla trzech różnych najczęściej wykorzystywanych wartości współczynnika D w równaniu (1). Następnie obliczone analitycznie grubości warstw austenitu szczątkowego zostaną porównane ze zmierzoną doświadczalnie na cienkiej folii grubością austenitu. Porównanie to umożliwi ocenę i wybór współczynnika dyfuzji węgla w austenicie, gdyż jedynie doświadczalna weryfikacja przyjętej wartości współczynnika D jest kryterium rozstrzygającym o słuszności przyjętej wartości D.

### 3. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Do oceny doboru współczynnika dyfuzji D wybrano stal 35HGS, której nominalny skład chemiczny podano w tabeli 1. Obróbkę izotermiczną (350 i 480 °C) wykonano poprzez zanurzenie austenitizowanych (1150 °C) próbek w kąpieli cynowej pokrytej warstwą sproszkowanego węgla drzewnego. Stosowano ponadto powierzchniowe warstwy ochronne zabezpieczające próbki przed odwęglaniem. Po zakończeniu obróbki izotermicznej próbki dochładzano w wodzie. Próbki metalograficzne trawiono w 2 % nitalu. Austenitizowanie próbek  $\phi 10 \times 35$  mm w temperaturze 1150 °C prowadzono w piecu elektrycznym komorowym, zabezpieczając próbki przed odwęglaniem i utlenianiem.

Tabela 1. Skład chemiczny stali 35HGS

Materiał	Jednostka	C	Si	Cr	Mn	Ni
35HGS	% masy	0,36	1,25	1,25	0,95	0,30
	% atomowy	1,63	2,42	1,31	0,94	0,28

Badania dylatometryczne wykonano w dylatometrze Adamel Lhomargy LK-02 umożliwiającym realizację szybkich przebiegów nagrzewania i chłodzenia. W celu uzyskania dużej prędkości chłodzenia (300 Ks<sup>-1</sup>) stosowano próbki o wymiarach  $\phi 1,1 \times 13$  mm. Do określenia wartości współczynników rozszerzalności cieplnej wykorzystano dylatometr UBD Leitz-Wetzlar. Metodykę konwersji danych dylatometrycznych opisano w pracach [9,15-22].

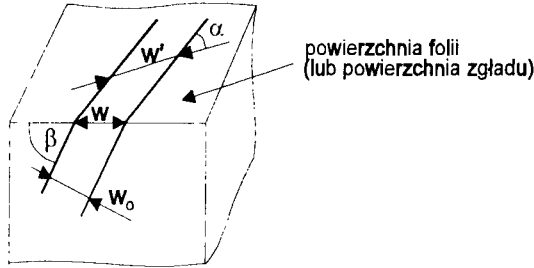
Badania elektronomikroskopowe wykonano techniką cienkich folii na mikroskopie transmisyjnym Tesla BS-540 przy napięciu przyspieszającym 120 kV. Cienkie folie poddawano pocienianiu elektrolitycznemu w temperaturze pokojowej w elektrolicie złożonym z 25 % gliceryny, 5 % kwasu nadchlorowego i 70 % alkoholu etylowego, stosując napięcie 55±60 V.

### 4. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

#### 4.1. Pomiary stereologiczne

W prezentowanej pracy istotne znaczenie ma precyzja pomiaru grubości warstw austenitu szczątkowego i sublistew ferrytu bainitycznego. Grubość warstw austenitu mierzono bezpośrednio na fotografiach z cienkich folii przy powiększeniach zmieniających się od ok. 15000 do 30000. Po przemianie izotermicznej w temperaturze 350 i 480 °C wykonano w przybliżeniu 100 pomiarów. Ponieważ pomiarów dokonywano na losowo zorientowanych przekrojach (foliach), konieczne są pewne korekty stereologiczne. Przy wykorzystaniu

metody przypadkowych siecznych średni liniowy odcinek  $w'$  uzyskany poprzez rzutowanie losowej linii pomiaru na losowym dwuwymiarowym przekroju jest określony przez [23]:  $w_o = w'/2$  (rys.3).



Rys.3. Pozorna ( $w$ ) i rzeczywista ( $w_o$ ) grubość warstw austenitu szczątkowego (sublistew ferrytu bainitycznego)

Oznacza to, że przy statystycznie znaczącej liczbie pomiarów rzeczywista grubość warstwy austenitu  $w_o$  jest równa połowie średniej wielkości odcinków  $w'$  odciętych na siecznej przez warstwy austenitu. Jednakże, znacznie wygodniej jest zmierzyć średni odcinek  $w_o$ , który uzyskiwany jest przez zorientowanie linii pomiaru w kierunku prostopadłym do wydłużonego boku warstwy austenitu lub sublistwy bainitu (gdy kąt  $\alpha = \pi/2$  na rysunku 3).

Przy zorientowaniu linii pomiaru w kierunku prostopadłym do wydłużonego boku warstwy austenitu przy określaniu jej rzeczywistej grubości korzystano wtedy z zależności [24]:

$$w' = (\pi/2)w_o \quad (2)$$

gdzie:

- $w'$  - średnia długość odcinków odciętych na siecznej przez warstwy austenitu,
- $w_o$  - rzeczywista grubość warstwy austenitu.

Taką samą procedurę wykorzystywano również do pomiaru grubości sublistew ferrytu bainitycznego. Wyrażenie (2) pokazuje, że średni odcinek zmierzony przy wykorzystaniu tej zależności jest bliższy prawdziwej grubości aniżeli byłby, gdyby linia pomiaru była całkowicie przypadkowo zorientowana. Dlatego wszystkie pomiary dotyczące grubości austenitu szczątkowego i sublistew ferrytu zostały skorygowane przy uwzględnieniu czynnika  $\pi/2$ .

Dla sublistew ferrytu bainitycznego o grubości  $0,2 \mu\text{m}$  zmierzone grubości warstw austenitu szczątkowego wynosiły  $0,028 \pm 0,003 \mu\text{m}$  oraz  $0,094 \pm 0,005 \mu\text{m}$  po przemianie izotermicznej odpowiednio w temperaturze, 350 i 480 °C.

#### 4.2. Ocena doboru współczynnika dyfuzji węgla w austenicie

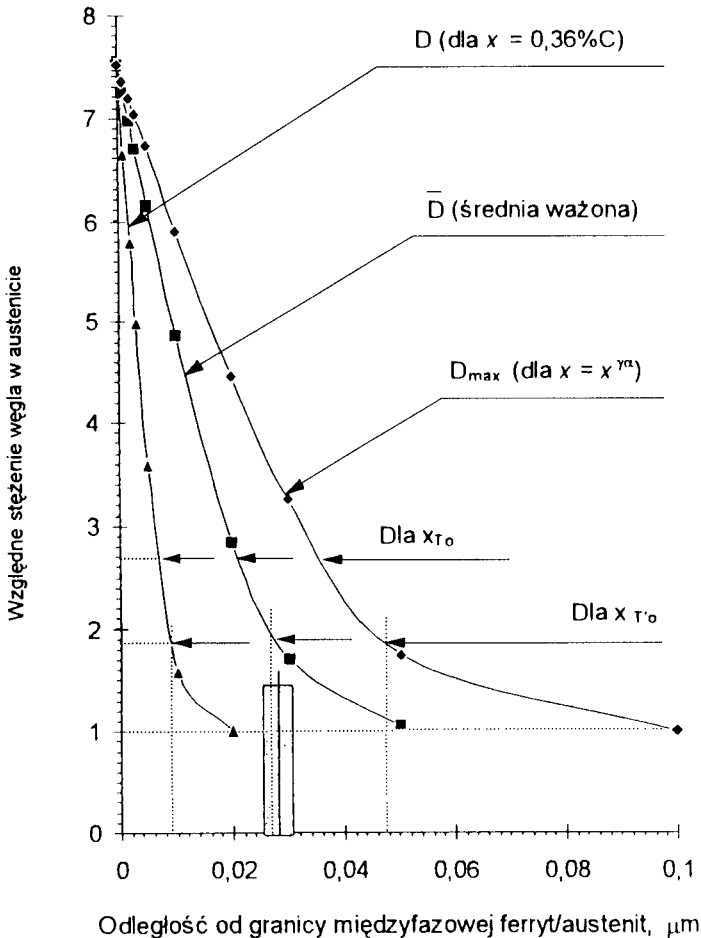
Ekstrapolowane do temperatury przemiany izotermicznej 350 i 480 °C stężenia węgla na granicach międzyfazowych zamieszczono w tabeli 2. Obliczeń i ekstrapolacji dokonano zgodnie z pracami [11-13]. Obliczone wartości współczynników dyfuzji  $D$  zamieszczono w tabeli 3. Do oceny wybrano trzy najczęściej wykorzystywane wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie:

- a) średnią ważoną wartość współczynnika dyfuzji  $\bar{D}$ , która według Trivedi i Pound [25] najlepiej reprezentuje efektywną wartość współczynnika dyfuzji węgla w austenicie w trakcie przemiany bainitycznej gdy istnieją duże gradienty stężenia węgla. Średni ważony współczynnik dyfuzji  $\bar{D}$  można wtedy obliczyć z [25]:

$$\bar{D} = \int_{x^{\gamma\alpha}}^{\bar{x}} \frac{D^{\gamma} \{x, T\}}{(\bar{x} - x^{\gamma\alpha})} dx \quad (3)$$

gdzie funkcja  $D^{\gamma} \{x, T\}$  zaadaptowana w bieżących badaniach oparta jest na teorii Sillera i McLellana [26,27], następnie rozwiniętej przez Bhadeshję [13],

- b) wartość maksymalną  $D_{\max}$  obliczoną zgodnie z teorią Sillera i McLellana [26,27] dla stężenia węgla w austenicie na granicy międzyfazowej równego  $x^{\gamma\alpha}$  (jest to wartość często wykorzystywana przez Hillerta),  
 c) średnią wartość  $D$  wyznaczoną dla nominalnej zawartości węgla w stali  $\bar{x} = 0,36\% \text{ C}$ .

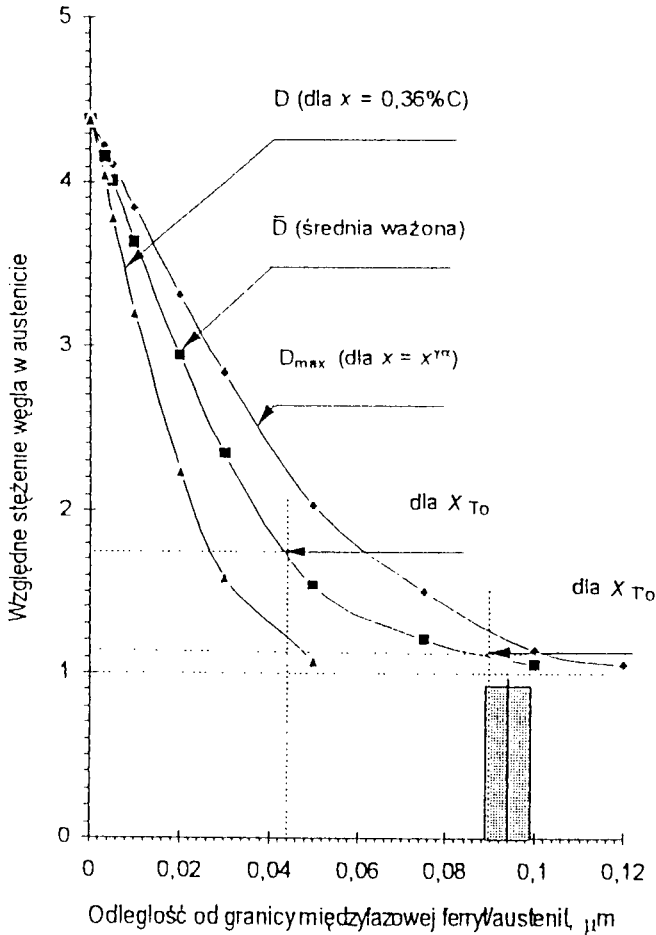


Rys.4. Zmiana stężenia węgla w austenicie w funkcji odległości od granicy międzyfazowej ferrytu/austenit i wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie po przemianie izotermicznej w  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  (obliczona dla sublistew ferrytu bainitycznego o grubości  $0,2 \mu\text{m}$ ). Względne stężenie węgla w austenicie ( $\gamma'$ ) oznaczono jako  $\gamma' = x^{\gamma\alpha} / \bar{x}$  (po przemianie w  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$   $x_{T0} = 0,0302$  mol wobec czego  $x_{T0} / \bar{x} = 1,85$ ). Prostokątem zaznaczono na wykresie przedział ufności zmierzonej na cienkiej folii średniej grubości warstwy austenitu szczałkowego:  $w_{\gamma} = 0,028 \pm 0,003 \mu\text{m}$



Tabela 2. Stężenie węgla na wybranych granicach międzyfazowych

Temperatura przemiany izotermicznej, °C	$x_{max} = x^{ya}$ mol	$x^{ay} \times 10^{-3}$ mol	$x_{T_0}$ mol	$x_{T_0}$ mol
350	0,1226	0,5426	0,0441	0,0302
480	0,0715	0,6920	0,0274	0,0176



Rys.5. Zmiana stężenia węgla w austenicie w funkcji odległości od granicy międzyfazowej ferry/austenit i wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie po przemianie izotermicznej w 480 °C (obliczona dla sublistew ferrytu bainitycznego o grubości 0,2 μm). Prostokątem zaznaczono na wykresie przedział ufności zmierzonej na cienkiej folii średniej grubości warstwy austenitu szczałkowego:  $w_\gamma = 0,094 \pm 0,005 \mu\text{m}$

Profile stężenia węgla w austenicie dla trzech różnych wartości  $D$  (podanych w tab.3) w chwili zakończenia odwęglania sublistwy ferrytu bainitycznego o grubości 0,2 μm po przemianie izotermicznej w temperaturze 350 przedstawione są na rysunku 4, natomiast po przemianie izotermicznej w 480 °C na rysunku 5.

Tabela 3. Wartości liczbowe współczynników dyfuzji węgla w austenicie obliczone dla różnego stężenia węgla

Temperatura przemiany izotermicznej, °C	D, cm <sup>2</sup> /s (dla $\bar{x} = 0,36\%$ C)	$\bar{D}$ , cm <sup>2</sup> /s (średnia ważona)	D <sub>max</sub> , cm <sup>2</sup> /s (dla $x = x^{\gamma\alpha}$ )
350	0,1797 x 10 <sup>-12</sup>	0,1806 x 10 <sup>-11</sup>	0,5279 x 10 <sup>-11</sup>
480	0,2106 x 10 <sup>-10</sup>	0,5475 x 10 <sup>-10</sup>	0,1036 x 10 <sup>-9</sup>

Na rysunkach tych zaznaczono również odległości, na których stężenie węgla w austenicie osiąga wartości odpowiadające punktom  $x_{T_0}$  oraz  $x_{T_0}$ . Na rysunkach 4 i 5 dla profili stężenia węgla wyznaczonych w oparciu o średnią ważoną wartość  $\bar{D}$  widoczna jest duża zgodność pomiędzy zmierzoną na cienkiej folii oraz obliczoną analitycznie grubością warstwy austenitu szczątkowego. Przedstawione wyniki dowodzą, iż do analizy termodynamicznej przemiany bainitycznej właściwe jest wykorzystywanie średniej ważonej wartości współczynnika dyfuzji węgla w austenicie.

## LITERATURA

- [1] Wells C., Batz W., Mehl R.F.: Trans. metall. Soc. A.I.M.E., vol.188, s.553, 1950.
- [2] Smith R.P.: Acta metall., vol.1 s.578, 1953.
- [3] Mujahid S.A., Bhadeshia H.K.D.H.: Acta metall. mater., vol.40, s.389, 1992.
- [4] Hillert M., Hoglund L., Ågren J.: Acta metall. mater., vol.41, nr7, s.1951, 1993.
- [5] Hillert M.: Metall. and Mater. Trans., vol.25A, s1957, 1994.
- [6] Ågren J.: Acta metall., vol.30, s.841, 1982.
- [7] Ågren J.: Scripta metall., vol.20, s.1507, 1986.
- [8] Bhadeshia H.K.D.H.: Mater. Sci. And Technol., vol.1, s.497, 1985.
- [9] Ławrynowicz Z., Barbacki A.: Archiwum Nauki o Materiałach, vol.17, s.127, 1996.
- [10] Christian J.W., Edmonds D.V.: Int. Conf. on Phase Transformations in Ferrous Alloys, Marder A.R. and Goldstein J.I., eds., ASM, Metals Park, OH, pp.293-326, 1984.
- [11] Aaronson H.I., Domian H.A., Pound G.M.: Trans.Metall.Soc. AIME, vol.236, s.768-781, 1966.
- [12] Shiflet G.J., Bradley J.R., Aaronson H.I.: Metall. Trans.A, vol.9A, s.999-1008, 1978.
- [13] Bhadeshia H.K.D.H.: Metal Science, vol.15, s.477-479, 1981.
- [14] Bhadeshia H.K.D.H.: Proc. Int. Conf. Phase Transformations'87 „Bainite in steels” (Editor G.W. Lorimer) s.309-314, Inst. Of Metals, London 1988.
- [15] Ławrynowicz Z.: Inżynieria Powierzchni, IMP, nr2, s.40-50, Warszawa 1996.
- [16] Ławrynowicz Z.: Zeszyty Naukowe ATR, Mechanika nr 38, s.27-38, 1995.
- [17] Ławrynowicz Z., Barbacki A.: Proc. of the Science Conference Advanced Manufacturing Technology, AMTECH'95, s.1-9, 19-21 April, Rousse 1995.
- [18] Ławrynowicz Z.: Proc. 5th World Seminar on Heat Treatment and Surface Engineering, ISSST, 26-28 September, Iran, Isfahan 1995.
- [19] Ławrynowicz Z., Barbacki A.: Archiwum Nauki o Materiałach, t.16, nr4, s.275-293, Katowice 1995.
- [20] Ławrynowicz Z.: Proc. in Papers Volume of the XIV-th International Scientific Conference, Advanced Materials & Technologies, 17-21 May, Gliwice-Zakopane 1995.
- [21] Ławrynowicz Z.: Inżynieria Materiałowa, Katowice, nr 1, vol.84, s.3-9, 1995.
- [22] Ławrynowicz Z.: Zeszyty Naukowe ATR, Mechanika nr 40, s.89-103, 1996.
- [23] Sałytkow S.A.: Stereometriczeskaja metallografija, Metallurgizdat, Moskwa 1970.
- [24] Chang L., Bhadeshia H.K.D.H.: Mater. Sci. And Technol.: vol.11, s.874-881, 1995.
- [25] Trivedi R., Pound G.M.: J. Applied Physics, vol.38, s.3569-3576, 1967.
- [26] Siller R.H., McLellan R.B.: Trans. Metall. Soc. AIME, vol.245, s.697-700, 1969.
- [27] Siller R.H., McLellan R.B.: Metall. Trans., vol.1, s.985-988, 1970.

**BAINITIC TRANSFORMATION: ESTIMATION OF CARBON  
DIFFUSIVITY IN AUSTENITE ON THE BASIS OF MEASURED  
AUSTENITE FILMS THICKNESS**

Summary

The method used to calculate the thickness of the austenite films is based on the hypothesis that transformation to bainite is controlled by the  $T_0$  condition. The thickness of fine austenite films was measured on thin foils and additionally it was estimated thermodynamically in bainitic microstructures. The carbon concentration profiles in austenite were evaluated as a function of particular diffusivity of carbon in the austenite. Measurements of the thickness of austenite films were coupled with a thermodynamic model of bainitic transformation for estimation of proper value of carbon diffusivity. The best results were found when weighted average diffusivity  $\bar{D}$  was substituted into theoretical calculations.





ISSN 0208-6395