

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

ZESZYTY NAUKOWE NR 193

# MECHANIKA 38

Cz  
1006

*"WSPÓŁCZESNE ZAGADNIENIA W MATERIAŁOZNAWSTWIE  
I TECHNOLOGII BEZWIÓRWEJ" - WRZESIEŃ 1995*

BYDGOSZCZ - 1995



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

ZESZYTY NAUKOWE NR 193

# MECHANIKA 38

BYDGOSZCZ - 1995

**PRZEWODNICZĄCY KOMITETU REDAKCYJNEGO**  
prof. dr hab. Ojcumiła Stefaniak

**REDAKTOR NAUKOWY**  
prof. dr hab. inż. Maciej Woropay

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

**KOMITET ORGANIZACYJNY**

- |  |                       |
|--|-----------------------|
| 1. prof. dr hab. inż. Eugeniusz Ranatowski | - przewodniczący      |
| 2. dr inż. Zygmunt Stankiewicz             | - v-ce przewodniczący |
| 3. dr inż. Marek Kochowicz                 | - sekretarz naukowy   |
| 4. dr inż. Stanisław Dymski                |                       |
| 5. dr inż. Zdzisław Ławrynowicz            |                       |
| 6. mgr Zofia Stawicka                      |                       |

Wydano za zgodą Rektora  
Akademii Techniczno-Rolniczej  
w Bydgoszczy

ISSN 0208-6395

**WYDAWNICTWO UCZELNIANE**  
**AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ W BYDGOSZCZY**

---

Wyd. I. Nakład 150 egz. Ark. wyd. 16,8. Ark. druk. 15,75. Papier kl. III.  
Oddano do druku we wrześniu 1995 r. Druk ukończono we wrześniu 1995 r.  
Zakład Poligraficzny Kubik & Krause, 85-184 Bydgoszcz, ul. Cmentarna 84, tel. 719-546



**Profesor dr hab. inż. Henryk Oleszycki**  
**Kierownik Katedry Materiałoznawstwa**  
**i Technologii Metali**  
**1952 - 1994**

**Z okazji 50 -lecia**  
**pracy zawodowej i naukowej**  
**artykuły tu wydrukowane Jemu dedykują**

**uczniowie, koledzy**  
**i współpracownicy**



## Spis treści

	str.
1. Henryk Oleszycki - Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali. Jej stan i historia.....	7
2. Waclaw Ptak, Jan S. Rączka, Adam Tabor - Nowe staliwo chromowo-niklowe i jego spawanie.....	13
3. Stanisław M. Pytel, Anna M. Kadłuczka - Modyfikacja wtrąceń niemetalicznych w nowoczesnych stalach mikrostopowych.....	19
4. Zdzisław Ławrynowicz - Analiza zmian stężenia węgla w austenicie w trakcie przemiany bainitycznej w stali 0,2C-1V-2Mn.....	27
5. Krzysztof Krzysztofowicz, Zbigniew Zaczek - Prognozowanie właściwości mechanicznych prętów ze stali 28G2AV na łańcuchy kotwiczne .....	39
6. Krzysztof Krzysztofowicz, Zbigniew Zaczek - Ekonomiczne stosowanie rur żarowytrzymałych w piecach chemicznych.....	49
7. Stanisław Dymski - Badanie struktury zgrzewanego tarciowo złącza żeliwa sferoidalnego ze stałą austenityczną.....	59
8. Stanisław Dymski - Struktura a właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną.....	69
9. Henryk Oleszycki - Zgrzewanie żeliwa sferoidalnego ze stałą.....	81
10. Jan Rączka, Adam Tabor, Waclaw Ptak, Wiesław Dziadur, Kazimierz Lewandowski - Wytwarzanie i spawanie elementów z białego żeliwa ciągliwego.....	91
11. Tadeusz Maguda - Obróbka cieplno-mechaniczna i własności stali przeznaczonej na elementy wytwarzane metodą obróbki plastycznej na zimno...	97
12. Tadeusz Z. Woźniak, Jerzy Jeleńkowski - Kinetyka rozkładu przechłodzonego austenitu w zakresie bainitu dolnego w stalach wysokowęglowych podczas hartowania z przemianą izotermiczną.....	103
13. Jerzy St. Kowalski - Grafit w niskostopowym chromowo-antymonowym żeliwie szarym.....	111
14. Tadeusz Szykowny - Wpływ warunków krystalizacji pierwotnej żeliwa na anizotermiczną przemianę eutektoidalną.....	119
15. Tadeusz Szykowny - Badania procesu utwardzania dyspersyjnego niskomiedziowego żeliwa sferoidalnego.....	131

16. Małgorzata Trepczyńska-Lent - Pierwsze stadium grafityzowania zabielenego żeliwa sferoidalnego.....	139
17. Jan Sadowski, Tadeusz Szykowny - Ocena dynamicznej odporności na pękanie złącza zgrzewanego N9E-45 w próbie udarowego zginania .....	151
18. Wiesław Dziadur - Powłoki niklowo-fosforowe w zastosowaniu do regeneracji wybranych części maszyn.....	163
19. Robert Skoblik, Tadeusz Bieńkowski - Obciskanie rur grubościennych ze stali 30G2A.....	167
20. Adam Tabor - Wpływ stosunku Cu/Mn na niektóre parametry stereologiczne struktury żeliwa ciągliwego.....	175
21. Anna Rutkowska, Józef Kłaput - Nowe materiały do produkcji korbowodów bezpanewkowych.....	183
22. Anna Rutkowska, Marek Dąbrowski - Badanie kruchości warstw TiN i CrN.....	191
23. Adam Tabor, Waław Ptak, Marek Szczybura - Spajanie odlewów przegubów z rurą wałów do napędu maszyn rolniczych.....	199
24. Jerzy Łabanowski, Janusz Ćwiek - Spawalność ulepszonych cieplnie blach ze stali 14HNMBCu i 10GHMBA.....	207
25. Włodzimierz Walczak, Jacek Bielawski - Współczesne zagadnienia zgrzewania wybuchowego metali.....	215
26. Eugeniusz Ranatowski - Analityczna ocena procesów termicznych w procesie spawania - wybrane problemy.....	223
27. Andrzej Skibicki - Zastosowanie MES w symulacji procesów spawania.....	235
28. Eugeniusz Ranatowski - Ocena efektywności technologicznej metody GTA w aspekcie fizyki procesu.....	243



## KATEDRA MATERIAŁOZNAWSTWA I TECHNOLOGII METALI. JEJ STAN I HISTORIA

Henryk Oleszycki

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85 -225 Bydgoszcz

Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali na Wydziale Mechanicznym Akademii Techniczno-Rolniczej składa się z dwóch Zakładów i jednej Pracowni. Kierownikiem Katedry jest prof. nadzw. dr hab. inż. Eugeniusz Ranatowski. Składowymi Katedry są:

1. Zakład Materiałoznawstwa i Obróbki Ciepłej - kierownik dr inż. Stanisław Dymski.

W składzie Zakładu znajdują się następujące laboratoria: mikroskopii świetlnej i elektronowej, studenckie mikroskopii świetlnej, przygotowalni zgładów i replik oraz cienkich folii, badań tworzyw sztucznych, badań makro- i mikrotwardości, staloskopii, defektoskopii i obróbki cieplnej. W Zakładzie są zatrudnieni:

a) nauczyciele akademicy:

- dr inż. Zdzisław Ławrynowicz,
- dr inż. Jan Szafrąński,
- dr inż. Tadeusz Szykowny,
- mgr inż. Dariusz Sykutera,
- mgr inż. Małgorzata Trepczyńska-Łent,
- vacat,
- prof. nadzw. dr hab. inż. Henryk Oleszycki, emeryt, 1/4 etatu,

b) pracownicy naukowo-techniczni:

- mgr Zofia Stawicka,
- technik Jerzy Kozuszek,
- technik Bogdan Domek,
- technik Leszek Panfil.

2. Zakład Spawalnictwa - kierownik prof. nadzw. dr hab. inż. Eugeniusz Ranatowski.

W skład Zakładu wchodzi laboratoria: spawania gazowego, spawania elektrycznego, zgrzewania elektrycznego i tarcowego. W Zakładzie zatrudnieni są:

a) nauczyciele akademicy:

- dr inż. Stanisław Smarzyński,
- mgr inż. Andrzej Skibicki,

b) pracownicy naukowo-techniczni:

- inż. Renata Szymanowska,
- Ryszard Mendyk.

3. Pracownia Obróbki Plastycznej i Odlewnictwa - kierownik dr inż. Zygmunt Staniewicz.

W skład Pracowni wchodzi laboratoria: obróbki plastycznej i odlewnictwa. Laboratorium odlewnictwa obejmuje jedynie badania piasków formierskich i przygotowanie piaskowych form odlewniczych. W Pracowni zatrudnieni są:

a) nauczyciele akademicki:

- dr inż. Marek Kochowicz,
- vacat

b) pracownicy naukowo-techniczni:

- mgr inż. Kazimierz Kochański.

Katedra prowadzi zajęcia dydaktyczne z następujących dyscyplin: metaloznawstwa, tworzyw sztucznych, odlewnictwa, obróbki cieplnej, spawalnictwa, obróbki plastycznej i metalurgii.

W okresie od 1952 roku do chwili obecnej 12 pracowników naukowo-dydaktycznych obroniło prace doktorskie, z tego siedmiu pracuje nadal, jeden odszedł do Instytutu Obróbki Plastycznej w Poznaniu, jeden zmarł, trzech odeszło na emeryturę. W tym czasie dwóch pracowników zdobyło stopnie doktora habilitowanego, z których jeden odszedł na emeryturę. Czterech adiunktów jest daleko zaawansowanych w pracach habilitacyjnych, a dwóch asystentów - w pracach doktorskich.

Pracownicy naukowo-dydaktyczni opracowali 14 skryptów, które zostały wydane przez ATR (wcześniej przez WSI) i ponadto 3 monografie, w tym jedna wydana przez PWN, a dwie przez ATR. Pracownicy naukowo-dydaktyczni opublikowali 305 artykułów naukowych, w tym 13 w czasopiśmie zagranicznych, uczestniczyli w ponad 80 konferencjach naukowych, w tym również w zagranicznych, są autorami 15 patentów i mają na swoim koncie ponad 150 prac naukowo-badawczych wykonanych na zlecenie instytutów przemysłowych i zakładów regionu bydgoskiego oraz wiele prac naukowo-usługowych i ekspertyz wykonanych na zlecenie zakładów przemysłowych regionu bydgoskiego.

Baza laboratoryjna Katedry ma wartość 332.708,- zł. Wśród urządzeń znajdują się między innymi: elektronowy mikroskop transmisyjny Tesla, mikroskop świetlny NU, dylatometry, dyfraktometr DRON 1.5, derywatograf, defektoskop rtg Stabil, twardościomierze: HPO 250, Finotest, piece do obróbki cieplnej, zgrzewarki elektryczne, półautomat spawalniczy, maszyna wytrzymałościowa (dla celów obróbki plastycznej), prasa Marciniaka. Należy dodać, że większość wymienionego i nie wymienionego sprzętu ma już znaczny wiek a użytkowanie ich jest wynikiem opieki, starannej eksploatacji i ciągłych napraw wykonywanych środkami najczęściej własnymi lub uczelnianymi.

Kierunki badań realizowane w Katedrze, poprzednio i obecnie, tematycznie przedstawiają się następująco:

- 1) przemiany strukturalne w żelwie sferoidalnym w trakcie obróbki cieplnej jak też podczas spajania (zgrzewania tarcowego),
- 2) kinetyka przemiany austenitu przy chłodzeniu ciągłym w żelwie sferoidalnym,
- 3) mechanizm przemiany perlitycznej oraz bainitycznej w żelwie sferoidalnym, i niskowęglowej i niskostopowej stali,
- 4) utwardzanie dyspersyjne brązów i niskomiedziowego żeliwa sferoidalnego,

- 5) obróbka cieplno-chemiczna stali (dyfuzyjno-próżniowe chromoberylowanie),
- 6) możliwości umocnienia stali 0,2C-1V-2Mn wysokodispersyjnymi węglnikami stopowymi,
- 7) badania kopolimeryzacji żywicy poliestrowej inicjowanej promieniami gamma,
- 8) zgrzewanie tarciove stali i zeliwa sferoidalnego oraz kształtowanie tarciove stali,
- 9) wpływ pola magnetycznego na łuk spawalniczy,
- 10) symulacja pola odkształceń i temperatury podczas spawania,
- 11) ocena wrażliwości materiału na proces spajania w aspekcie mechaniki pękania,
- 12) ilościowa ocena dynamicznego zginania wg Charpy V z wykorzystaniem parametrów i kryteriów mechaniki pękania ze wspomaganie komputerowym,
- 13) przetłaczanie wytłoczek cylindrycznych na kształt złożony,
- 14) wytłaczanie naczyń o przekrojach nieokrągłych.

Historia Katedry sięga 1952 roku, kiedy rozpoczęto na utworzonym w 1951 roku Wydziale Mechanicznym Wieczorowej Szkoły Inżynierskiej zajęcia z metaloznawstwa.

W początkowym okresie działalność Wydziału Mechanicznego była czysto dydaktyczna. Nie było żadnego podziału organizacyjnego Wydziału, byli jedynie pracownicy dydaktyczni, którym corocznie Kierownictwo Wydziału zlecało prowadzenie określonych zajęć (wykłady, ćwiczenia) z określonych dyscyplin.

Prowadzącym zajęcia z metaloznawstwa w roku akademickim 1953/54 był mgr inż. Henryk Oleszycki, który do dnia 31.09.1994 roku tj. do przejścia na emeryturę (jako prof. nadzw. dr hab.) niezmiennie prowadził wykłady z tych zajęć. W 1964 roku został zatrudniony na drugim etacie mgr inż. Zbigniew Więckowski, lecz w 1966 roku zwolnił się. W 1966 roku został zatrudniony mgr inż. Ryszard Franosz. Pracował jeden rok. W 1969 roku została zatrudniona mgr inż. Maria Kaszowska. Pracowała do 1991 roku i odeszła na emeryturę jako doktor. W 1975 roku metaloznawstwo wzmocniło się kadrowo przez zatrudnienie mgr inż. Jana Szafrąńskiego (obecnie doktor), mgr inż. Zdzisława Ławrynowicza (obecnie doktor) i inż. Tadeusza Szykownego (obecnie doktor). W 1963 roku został zatrudniony technik Stanisław Dymski, który po odbyciu studiów w WSI i obronieniu doktoratu jest obecnie Kierownikiem Zakładu Materiałoznawstwa i Obróbki Ciepłej. W 1986 roku została zatrudniona mgr inż. Małgorzata Trepczyńska-Lent, a w 1994 roku mgr inż. Dariusz Sykutera, który przejął zajęcia z tworzyw sztucznych.

Wykłady z odlewnictwa od 1952 do 1954 roku prowadził mgr inż. Jerzy Taran, natomiast w latach 1955 -1956 mgr inż. Klemens Wolski. Od 1955 roku do 1966 zajęcia te prowadził mgr inż. Henryk Oleszycki, a od 1967 roku do 1974 mgr inż. Krescenty Sędziński, po czym objął zajęcia z tworzyw sztucznych. Dr inż. Krescenty Sędziński odszedł w 1991 roku na emeryturę. Zajęcia z odlewnictwa przejął w 1974 roku mgr inż. Marek Kochowicz (obecnie doktor).

Spawalnictwem od 1953 roku do 1957 zajmował się mgr inż. Zdzisław Przybysz, następnie w latach 1958 do 1961 mgr inż. Henryk Oleszycki, po czym w latach 1962 do 1966 mgr inż. Krzysztof Wernerowski (obecnie docent doktor). Spawalnictwo przejął w 1966 roku mgr inż. Stanisław Smarzyński (obecnie doktor). W 1972 roku do prowadzenia zajęć ze spawalnictwa doszedł doc. dr inż. Eugeniusz Ranatowski (obecnie prof. nadzw. dr hab.). W roku 1987 został zatrudniony mgr inż. Andrzej Skibicki.

Obróbkę plastyczną w 1953 i 1954 roku wykładał mgr inż. Klemens Wolski, a następnie w 1955 i 1956 roku mgr inż. Jan Harasymowicz (obecnie prof. zw. dr hab. na

Politechnice Krakowskiej). W latach 1957-1961 przejął te zajęcia mgr inż. Henryk Oleszycki, a w latach 1962-1974 mgr inż. Jan Galinowski, który w 1974 roku jako doktor przeszedł do pracy w Instytucie Obróbki Plastycznej w Poznaniu. W latach 1974 - 1980 zajęcia z obróbki plastycznej prowadził na 1/2 etatu doc. dr inż. Bolesław Kwaśniewski z Instytutu Obróbki Plastycznej w Poznaniu. Wspólnie z nim pracował również na 1/2 etatu w latach 1974-1976 doc. dr inż. Czesław Gruszczyński, także z Instytutu Obróbki Plastycznej w Poznaniu. Od 1980 roku zajęcia z obróbki plastycznej przejął dr inż. Zygmunt Stankiewicz, który w Zakładzie zatrudniony był już od 1974 roku. W 1975 roku do obróbki plastycznej został zatrudniony mgr inż. Jerzy Śpiewakowski, a w 1980 roku mgr inż. Zbigniew Wilczyński, który jako doktor zmarł w 1993 roku.

W początkach istnienia Wieczorowej Szkoły Inżynierskiej prowadzono zajęcia z przedmiotu obróbka cieplna i powierzchniowa. Pierwszym wykładowcą od 1955 do 1956 roku był mgr inż. Jan Harasymowicz, a od 1957 do 1959 roku mgr inż. Henryk Oleszycki. W 1959 roku przedmiot ten został włączony do metaloznawstwa. Ponowne wyodrębnienie obróbki cieplnej nastąpiło w 1975 roku i jej wykładowcą został mgr inż. Jan Szafranski (obecnie doktor).

W Wieczorowej Szkole Inżynierskiej, później w Wyższej Szkole Inżynierskiej, prowadzone były zajęcia o nazwie "technologia metali". Był to przedmiot, który w początkowych zamiarach miał być encyklopedią różnych technik wytwarzania wiążących się z metalem jako zasadniczym tworzywem, później jednak w ramach tego przedmiotu wykładano metalurgię. Początkowo zajęcia te do 1957 roku prowadził mgr inż. Janusz Kiełbiński, później zajęcia te przejął mgr inż. Henryk Oleszycki. Przedmiot ten pod tą nazwą przestał być wykładany w latach siedemdziesiątych.

W początkach istnienia Wieczorowej Szkoły Inżynierskiej Wydział Mechaniczny nie miał żadnej struktury wewnętrznej. Pracownikom dydaktycznym Kierownictwo Wydziału zlecało corocznie prowadzenie określonych zajęć (wykłady, ćwiczenia) z określonej dyscypliny. Dopiero w 1962 roku powołano kierowników laboratoriów, przy czym chodziło w tym przypadku o obarczenie kierownika finansową odpowiedzialnością za sprzęt i materiały znajdujące się w laboratoriach. Kierownikiem laboratorium metaloznawczego został mgr inż. Henryk Oleszycki.

Dopiero w 1964 roku w momencie przemianowania Wieczorowej Szkoły Inżynierskiej na Wyższą Szkołę Inżynierską i wprowadzeniu studiów dziennych (oprócz wieczorowych) dokonano podziału Wydziału Mechanicznego na Zakłady. Powstał wtedy Zakład Metaloznawstwa i Obróbki Ciepłej, obejmujący dyscypliny: metaloznawstwo, obróbkę cieplną, odlewnictwo, spawalnictwo, metalurgię i obróbkę plastyczną. Kierownikiem zakładu został mgr inż. Henryk Oleszycki.

Utworzenie Wyższej Szkoły Inżynierskiej w sposób zasadniczy zmieniło status Szkoły, która z WSI o charakterze "szkoły na pewien okres czasu (7 lat)" stała się uczelnią stałą. Do 1964 roku laboratoria miały spełniać jedynie rolę dydaktyczną a teraz należało je wyposażać tak, aby mogły spełniać rolę placówek naukowo-badawczych.

W 1967 roku dotychczasowa nazwa Zakład Metaloznawstwa i Obróbki Ciepłej została zmieniona na Zespół Materiałoznawstwa. Z kolei w 1971 roku dotychczasowy Zespół Materiałoznawstwa został przemieniony na Zespół Podstaw Technologii i Materiałoznawstwa. W obu przypadkach kierownikiem był dr inż. Henryk Oleszycki.

W 1975 roku, wszystkie Wydziały utworzonej w 1974 roku Akademii Techniczno-Rolniczej (z Wyższej Szkoły Inżynierskiej i Zamiejscowego Wydziału Rolniczego Akademii Rolniczej w Poznaniu), przeszły na strukturę instytutową i powstał

Instytut Technologii i Eksploatacji Maszyn. Zespół Podstaw Technologii i Materiałoznawstwa został zmieniony na Zakład Materiałoznawstwa i Obróbki Plastycznej. Nowy Zakład prowadził zajęcia z tych samych dyscyplin co poprzednio. Nie zmienił się również kierownik Zakładu.

W 1985 roku po likwidacji Instytutu i przywróceniu Wydziału Mechanicznego zmieniono nazwę Zakładu na Zakład Materiałoznawstwa i Technologii Metali pod tym samym co przedtem kierownictwem.

W 1992 roku Zakład został przekształcony w Katedrę Materiałoznawstwa i Technologii Metali pod kierownictwem prof. nadzw. dr hab. inż. Henryka Oleszyckiego.

Po odejściu prof. nadzw. dr hab. inż. Henryka Oleszyckiego na emeryturę z dniem 31.09.1994 roku nowym kierownikiem Katedry został prof. nadzw. dr hab. inż. Eugeniusz Ranatowski.



## NOWE STALIWO CHROMOWO-NIKLOWE I JEGO SPAWANIE

Wacław Ptak, Jan S. Rączka, Adam Tabor

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

Przedstawiono i oceniono spawalność operatywną niskowęglowego austenitycznego chromowo-niklowego staliwa, dostosowaną do możliwości krajowych, na podstawie wyników spawania próbek klinowych. Szczegółowo przedstawiono wyniki badań metalograficznych i właściwości mechanicznych złączy spawanych ze staliwa chromowo-niklowego. Wyniki badań wykorzystano do doboru elektrod do spawania ręcznego łukowego odlewów ze staliwa chromowo-niklowego.

### 1. WPROWADZENIE

Produkowane w kraju (zgodnie z normą PN-77/H-83168) cztery gatunki austenitycznego staliwa chromowo-niklowego, w przeciwieństwie do podobnych gatunków wytwarzanych np. w Anglii i Francji, charakteryzują się stosunkowo wysoką zawartością węgla, tj.  $0,12 \div 0,15$  % C [1]. Dlatego też, jakkolwiek wytrzymałość i granica plastyczności tworzywa produkowanego w kraju jest porównywalna z produkowanymi w krajach zachodnich i kształtuje się w zakresie:  $R_m = 450 \div 500$  MPa, a  $R_c = 200 \div 220$  MPa, to jednak pozostałe własności różnią się w sposób istotny i wynoszą:  $A_5 = 20 \div 25$  % wobec  $40 \div 45$  %, przewężenie  $Z = 25 \div 35$  % wobec  $50 \div 60$  %, udarność  $KCV = 600 \div 800$  kJ/m<sup>2</sup> wobec  $2000 \div 30000$  kJ/m<sup>2</sup> i twardość HB =  $130 \div 190$  wobec  $120 \div 150$  [2,3]. Staliwo to z niską zawartością węgla wykazuje dużą odporność na korozję wżerową i szczelinową, a także na zużycie ściernie, również w ośrodkach agresywnych [3,4].

Z analizy różnych prac [5,6,7] wynika, że z obniżeniem zawartości węgla w staliwie austenitycznym ulegają zdecydowanej poprawie jego własności plastyczne i fizyko-chemiczne. W krajach zachodnich staliwo takie wytwarzane jest z zastosowaniem metod specjalnych, jak proces argonowo-tlenowy (VOD, AOD) czy próżniowy [1]. Tymczasem krajowe odlewnie staliwa nie są wyposażone w tego rodzaju urządzenia, co stanowi przeszkodę w uzyskiwaniu takiego staliwa. Stanowiło to podstawę do podjęcia w Politechnice Krakowskiej badań, których podstawowym celem było opracowanie

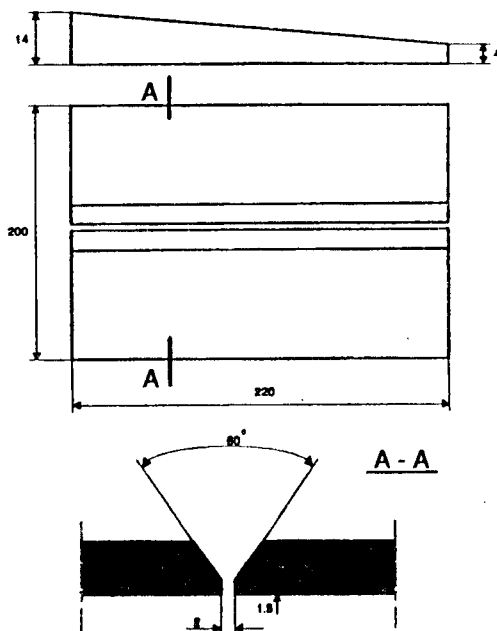
technologii otrzymywania niskowęglowego, austenitycznego chromowo-niklowego staliwa, dostosowanej do możliwości krajowych. Badania te, prowadzono w ramach problemu RPBR, PR.I.12. zad. I 4, koordynowanego przez JTIMO-AGH w Krakowie, doprowadziły do opracowania dla warunków krajowych technologii wysokojakościowego niskowęglowego, do 0,04 % C, austenitycznego staliwa chromowo-niklowego [1]. Technologia ta, polegająca na zabiegu odtleniająco-modyfikującym staliwa mieszanką (CaSi30 + miszmetal) w piecu indukcyjnym o wyłożeniu kwaśnym, pozwala bez potrzeby instalacji kosztownych urządzeń, na wytwarzanie tego tworzywa o własnościach porównywalnych, a nawet wyższych od uzyskiwanych w krajach zachodnich [1].

Wiadomo, że staliwo, podobnie jak stal o strukturze austenitycznej, wykazuje dużą skłonność do pęknięć na gorąco, co związane jest z krystalizacją, podczas której mimo niskiej zawartości węgla, z krzepnącego roztworu na granicach ziarn dendrytów wydzielają się węgliki, które tworzą eutektykę z roztworem stałym.

Zjawisko skłonności do pękania na gorąco występuje również w procesie spawania, co wiąże się ściśle ze składem chemicznym tego tworzywa.

## 2. BADANIA, WYNIKI

W praktyce odlewniczej, przy produkcji dużych, a szczególnie skomplikowanych odlewów ze staliwa austenitycznego, dość często zachodzi potrzeba naprawy wad odlewniczych, zwłaszcza takich, które jakkolwiek nie wpływają na wytrzymałość odlewu, to jednak obniżają jego estetykę, co może stanowić podstawę ich zabrakowania. Z tych też względów podjęto badania, których celem była ocena spawalności tego tworzywa [5,6]. Dla przeprowadzenia prób spawania ręcznego łukowego, elektrodą otuloną staliwa chromowo-niklowego, wykorzystano próbki odlane w kształcie klina (rys. 1) [1].

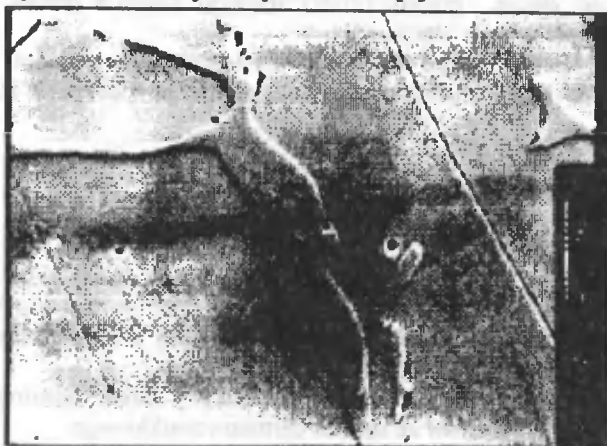


Rys. 1. Próbkę klinowa

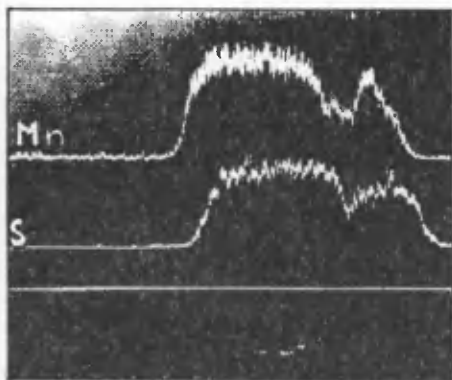


Do badań składu chemicznego, struktury i własności mechanicznych staliwa odlano próbki cylindryczne o średnicy 150 mm i długości 280 mm. Skład chemiczny staliwa był następujący: 0,04 % C; 0,48 + 0,74 % Si; 1,02 + 1,18 % Mn; 0,03 ÷ 0,04 % P; 0,007 + 0,015 % S; 17,83 + 18,0 % Cr; 11,15 + 11,62 % Ni; 0,20 + 0,22 % Mo; 0,15 + 0,17 % Cu; 0,0042 % O<sub>2</sub> i 0,0277 % N<sub>2</sub>. Równoważnik węgla C<sub>e</sub> = 4,6 wg MIS.

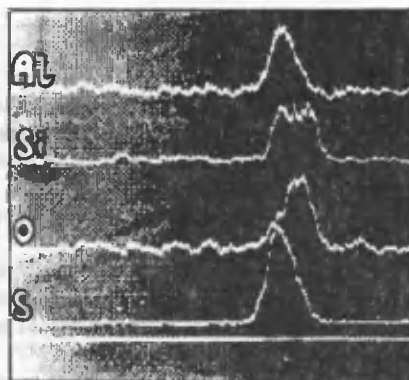
Badania metalograficzne obejmowały jakościową ocenę struktury osnowy próbek nietrawionych i wytrawionych oraz ilościową ocenę udziału ferrytu i wtrąceń niemetalicznych. Struktura staliwa składała się z austenitu i niewielkiego udziału ferrytu do 5 % o rozłożeniu międzyczendrytycznym - rysunek 2, ze skoagulowanymi wydzieleniami siarczków i wtrąceń wielofazowych - rysunki 3 i 4 [1].



Rys.2. Struktura staliwa austenitycznego Cr-Ni. Austenit + ferryt + wtrącenia niemetaliczne. Trawiono elektrolitycznie 10 % nadsiarczanem sodu. Pow. 1000 x



Rys.3. Wtrącenia MnS i rozkład liniowy pierwiastków w staliwie austenitycznym. Pow. 3000x



Rys.4. Wtrącenia wielofazowe i rozkład pierwiastków w staliwie austenitycznym. Pow. 1000x

Wtrącenia te rozłożone są na ogół równomiernie, zaś ich udział objętościowy wynosi do 0,863 %.

Badania własności mechanicznych [1] wykazały, że są one porównywalne z danymi z norm krajów zachodnich (USA, RFN, Francja i in.), które wytwarzają podobne gatunki tego tworzywa z zawartością nawet poniżej 0,03 % C. Uzyskane własności są następujące:

- wytrzymałość na rozciąganie  $R_m = 422 \div 458$  MPa,
- granica plastyczności  $R_{0,2} = 124,0 \div 219,7$  MPa,
- wydłużenie  $A_5 = 61 \div 68$  %,
- twardość HB = 119 ÷ 141,
- udarność KCV = 1780 ÷ 2540 kJ/m<sup>2</sup>.

Zaprojektowana próba klinowa [1], pozwala podczas jednej próby spawania zmieniać sztywność złącza, grubość próbki, wielkość ziarna w próbce, energię liniową spawania i liczbę ściegów w złączu.

Ocenę złącz spawanych po ich pocięciu na próbki prowadzono na podstawie obserwacji zglądu trawionego odczynnikiem Vilella przy powiększeniu 10x.

### 3. WNIOSKI

1. Odlewy ze staliwa L0H18N9 mogą być spawane ręcznie, łukowo elektrodami GRINOX41 albo NICEL141 bez podgrzewania wstępnego. W przypadku spawania odlewów o ściankach o grubości powyżej 8 mm należy stosować po spawaniu obróbkę cieplną.
2. Zaprojektowana próba klinowa umożliwia właściwy dobór elektrod do spawania ręcznego, łukowego, odlewów ze staliwa chromowo-niklowego.
3. Celowym jest wykonanie badań możliwości spawania ręcznego, łukowego odlewów ze staliwa chromowo-niklowego z elementami ze stali konstrukcyjnych.

### LITERATURA

- [1] Rączka J., Stryjski J.: Opracowanie staliwa austenitycznego niskowęglowego (do 0,05 % C) przeznaczonego dla przemysłu chemicznego i rafineryjnego. Problem RPGR-PRI.12. Zadanie I.4/86/87/88/89/90. Praca Politechniki Krakowskiej. Koordynator Inst.Tech. i Mech. Odlewnictwa AGH - Kraków
- [2] Neuer R.: Hochfester, gut schweisbarer Feinkornstahlguss. Giesserei, t.73, nr 12, s.376, 1986
- [3] Rudnik S.: Metaloznawstwo. PWN, Warszawa 1986
- [4] Anderson T.: High temperature properties and corrosion resistance of a 21 Cr - 11 Ni stainless steel alloyed with silicon, nitrogen and rare earts. Corrosion 79 (Proc.Conf.), Atlanta, Ga 12-16.03, 1979
- [5] Pilarczyk J.: Metaloznawstwo spawalnicze. Wyd. Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1977
- [6] Pilarczyk J.: Technologia spawalnictwa. Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice 1975
- [7] Werning H.: Leistungs fahige und zuverlässige Zulieferer für Gusseisen, Stahl und Temperguss - die deutschen. Giessereienm, Konstruieren + Giessen 15J, s.25, 1990

**NEW CHROMIUM-NICKEL ALLOY CAST STEEL AND ITS WELDING**

## Summary

This paper presents a feasibility study of the operative weldability low carbon austenitic chromium-nickel alloy cast steel. The authors have carried out detailed material testing of chromium-nickel cast steel weldment e.g. metallographic and mechanical properties examination. According with the results obtained recommendations are proposed for the most suitable electrodes for manual welding austenitic cast steel.



## **MODYFIKACJA WTRĄCEŃ NIEMETALICZNYCH W NOWOCZESNYCH STALACH MIKROSTOPOWYCH**

Stanisław M. Pytel, Anna M. Kadłuczka

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

W pierwszej części pracy omówiono tendencje rozwojowe stali mikrostopowych na odkuwki części maszyn. Materiały te poddawane są obróbce ciepłno-plasty-cznej eliminującej potrzebę ulepszania cieplnego odkuwek. Niezbędną jednak składową procesu technologicznego pozostaje nadal obróbka wiórowa, która stanowi na ogół poważne obciążenie finansowe całkowitych kosztów wytwarzania. W związku z tym przy opracowaniu nowoczesnych stali mikro-stopowych coraz większą uwagę zwraca się na podwyższenie ich skrawalności. Inżynieria wtrąceń niemetalicznych, uwzględniająca sterowanie składem chemi-cznym oraz geometrią tych mikrocząstek pozwala zmienić mechanizm powstawania wióra i warunki zużycia ostrza skrawającego, a w konsekwencji poprawić skrawalność stali mikrostopowych przeznaczonych na wałki lub pręty do kontrolowanego kucia elementów maszyn. W doświadczalnej części pracy omówiono jakościowe oraz ilościowe zmiany zachodzące w morfologii wtrąceń siarczkowych oraz tlenkowych modyfikowanych takimi dodatkami jak Ca oraz Te. Jak stwierdzono na podstawie badań własnych, dzięki przebudowie fazowej oraz zmianom geometrycznym wtrąceń uzyskuje się istotną poprawę obrabialno-ści tego rodzaju materiałów, co może obniżyć zużycie narzędzi skrawających, a zwłaszcza w typowych zabiegach obróbki skrawaniem jak toczenie, wiercenie lub frezowanie.

### **1. TENDENCJE ROZWOJOWE STALI MIKROSTOPOWYCH**

Głównym motywem opracowania i rozwoju konstrukcyjnych stali mikro-stopowych były czynniki ekonomiczne. Zastosowanie tej nowej generacji materiałów na silnie obciążone części maszyn doprowadziło do obniżenia kosztów produkcji dzięki uproszczeniu procesu technologicznego. Jednocześnie nastąpiła wyraźna poprawa właściwości mechanicznych tych części oraz ich odporności na pękanie. W wyniku zastosowania kompleksowego podejścia do zagadnienia czystości stali, określanego w literaturze coraz częściej mianem inżynierii wtrąceń niemetalicznych, osiągnięto

również znaczącą poprawę skrawalności tej grupy materiałów.

Tradycyjny proces technologiczny stosowany do otrzymania pożądanych właściwości wytrzymałościowych elementów kutech jest drogi i pracochłonny. Zmniejszenie kosztów uzyskano poprzez zastosowanie w stalach Mn-Cr-Mo mikrododatków V, Nb oraz Ti. W materiałach tych wykorzystano zjawiska strukturalne zachodzące w materiale podczas przemian fazowych oraz ciepło pochodzące z procesów kucia na gorąco. Dzięki temu możliwym było pominięcie ulepszania cieplnego, co w efekcie zmniejszyło koszty oraz uprościło proces produkcyjny tych elementów [1,2].

Prowadzone w wielu ośrodkach badania stali mikrostopowych dotyczą kilku podstawowych składników mikrostruktury wyrobów po kuciu na gorąco i to zarówno struktury ferrytyczno-perlitycznej jak i bainitycznej oraz martenzytycznej [3].

W latach sześćdziesiątych wykonano w USA i W. Brytanii liczne badania związane z zastosowaniem w stali mikrododatków wanadu oraz niobu [2]. Wykazały one, że niewielkie dodatki niobu prowadzą do znacznego rozdrobnienia ziarna ferrytu w stali w czasie obróbki plastycznej oraz do polepszenia hartowności. Dodatkowo występuje zjawisko umocnienia ferrytu przez węglikoazotki niobu. Podobnie oddziałuje wanad. Niewielki dodatek tego pierwiastka powoduje podwyższenie granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie w wyniku tworzenia drobnych wydzielen węglikoazotku wanadu w czasie przemiany fazowej przy chłodzeniu. Przykładowo dodatek 0,1 % V podnosi umowną granicę o 150 MPa, jednak wpływa niekorzystnie na ciągliwość osnowy. W latach siedemdziesiątych opracowano w Niemczech stal C-Mn-V oznaczoną 49MnVS3 przeznaczoną do produkcji kutech wałów korbowych i korbowodów bez konieczności stosowania ulepszania cieplnego [4]. Jest to stal średnicciągliwa z dodatkiem wanadu oraz z podwyższoną zawartością Mn i S. Stale tego typu zostały szeroko zaakceptowane i wprowadzone w przemyśle maszynowym, a zwłaszcza motoryzacyjnym innych państw.

Badania nad stalami do kucia, mającymi wysoką odporność na pękanie i stosowanymi bez obróbki cieplnej, prowadzone były równolegle dla szerokiego zakresu gatunków stali, zakładając osiągnięcie struktur końcowych od ferrytyczno-perlitycznej do bainityczno-martenzytycznej. Dla umocnienia stali o strukturach ferrytyczno-perlitycznych wykorzystano:

- a) mikrododatek V, który ma wysoką rozpuszczalność w zakresie temperatury kucia i powoduje umocnienie wydzieleniowe ferrytu w procesie chłodzenia,
- b) dodatek Si dla umocnienia roztworu stałego,
- c) kontrolę udziału objętościowego ferrytu i perlitu w strukturze.

Zapewnienie odpowiedniej odporności na pękanie bez jednoczesnego spadku wytrzymałości uzyskano poprzez:

- a) rozdrobnienie mikrostruktury przez niedopuszczenie do rozrostu ziarna austenitu w czasie nagrzewania przed kuciem na gorąco,
- b) przyspieszenie przemiany perlitycznej.

Od początku lat osiemdziesiątych rozwijana jest druga generacja mikrostopowych stali do kucia [5]. Są to stale o niskiej zawartości węgla ( $0,06 \div 0,15$  %). W celu zwiększenia hartowności i umocnienia roztworu stałego do tej grupy dodawane są pierwiastki stopowe Mn, Mo, Cr i B oraz wspomniane wcześniej mikrododatki, a zwłaszcza niob. W porównaniu ze stalami pierwszej generacji, stale te mają po chłodzeniu na powietrzu strukturę ferrytyczno-bainityczną lub bainityczną i oznaczają się zarówno wysoką wytrzymałością jak i dobrą udamnością. Wytrzymałość tych stali

zależy głównie od temperatury przemiany bainitycznej  $B_S$ , natomiast udarność od efektywnej wielkości ziarna obrabianego cieplno-plastycznie austenitu.

Wytrzymałość stali o strukturze bainitycznej lub bainityczno-martenzytycznej jest regulowana poprzez dobór składu chemicznego oraz kontrolę prędkości chłodzenia po kuciu. Odpowiednią odporność na pękanie uzyskano poprzez [3]:

- a) rozdrobnienie ziarna austenitu, w wyniku czego otrzymano drobnoziarnistą strukturę bainityczną,
- b) optymalizację prędkości chłodzenia po kuciu.

Uplastycznienie mikrostruktury otrzymano w wyniku jej rozdrobnienia. W celu rozdrobnienia ziarna austenitu, wprowadzono do stali przed przemianą zarodki sprzyjające przemianie ferrytycznej i dodatkowo przyczyniające się do rozdrobnienia struktury. Wzrost ziarn hamowany jest skutecznie w temperaturze kucia ( $1200 \div 1300$  °C) jedynie poprzez drobne wydzielenia TiN i MnS, które nie rozpuszczają się w stosowanych temperaturach nagrzewania.

Odmienne podejście do zagadnienia wiąże się z wyborem tych wydzieleni, które mogą się pojawić w czasie operacji obróbki plastycznej na gorąco i skutecznie opóźnić szybkość rekrytalizacji austenitu. Metoda ta zapewnia otrzymanie drobnego austenitu przed przemianą, do czego przyczyniają się wydzielenia Nb (C, N). Wielkość ziarn austenitu kontrolować można obróbką plastyczną w niższych temperaturach. Utrzymując końcową temperaturę przeróbki plastycznej tuż poniżej temperatury przemiany zmniejsza się siłą napędową do wzrostu ziarn austenitu po rekrytalizacji, a otrzymana struktura jest drobniejsza.

Znaczną poprawę ciągliwości średniowęglowych stali niskostopowych uzyskano między innymi poprzez rozdrobnienie ziarna za pomocą tytanu. Wyniki dotychczasowych badań wskazują, że uzyskanie stali o lepszych właściwościach, tj. wyższej wytrzymałości i wysokiej odporności na pękanie, jest możliwe poprzez poszukiwanie materiału o wielofazowej strukturze ferryt-bainit-martenzyt oraz zastosowanie nowoczesnych metod i warunków obróbki cieplno-plastycznej [6].

## 2. SKRAWALNOŚĆ STALI MIKROSTOPOWYCH

Proces obróbki skrawaniem pozostaje nadal powszechną metodą ostatecznego kształtowania kutej części maszyn z mikrostopowych stali konstrukcyjnych. Wysokie koszty obróbki skrawaniem, sięgające według analiz [7-9] od 30 do 70 % ogólnych kosztów wytwarzania, są przyczyną ciągłego zainteresowania ośrodków naukowych i przemysłu maszynowego oraz poszukiwania sposobów obniżenia nakładów finansowych. Proces obróbki skrawaniem jest kontrolowany przez szereg parametrów związanych ze złożonym systemem: materiał obrabiany - narzędzie - obrabiarka. Materiał poddany obróbce wiórowej odgrywa w tym systemie rolę dominującą, gdyż jego właściwości oraz mikrostruktura są najczęściej narzucone poprzez założenia i rozwiązania konstrukcyjne. W tym kontekście umiejętność sterowania technologiczną cechą materiału, określaną mianem skrawalności, przy równoczesnym spełnieniu wymagań konstrukcyjnych obrabianej części, nabiera pierwszoplanowego znaczenia aplikacyjnego.

Skrawalność jest najogólniej rozumiana jako podatność materiału do kształtowania na drodze obróbki wiórowej przy zastosowaniu odpowiednich narzędzi

i warunków technologicznych procesu. W trakcie wieloletnich eksperymentów dotyczących skrawalności rozwinięto szereg metod badawczych pozwalających dokonać ilościowej oceny tej właściwości materiału. Metody te oparte są głównie na pomiarach zużycia ostrza skrawającego, prędkości skrawania lub obciążeń występujących na krawędzi tnącej [10-12].

Pojęcie skrawalności jako cechy technologicznej stali mikrostopowych ma niewątpliwie charakter kompleksowy. W pierwszej kolejności musi być odniesione do składu chemicznego i fazowej budowy materiału oraz wynikających z niej właściwości fizyko-chemicznych. W dotychczasowych badaniach, dotyczących skrawalności stali mikrostopowych ustalono, że kluczowe znaczenie w kształtowaniu ostatecznej charakterystyki tej grupy materiałów w procesie obróbki skrawaniem posiadają wtrącenia niemetaliczne. Cząstki te wpływają na mechanizm tworzenia się wióra oraz warunki zużycia ostrza skrawającego, przy czym sposób oddziaływania zależy głównie od ich morfologii. Na podstawie badań opracowano szereg technologii polegających na zastosowaniu pierwiastków modyfikujących wtrącenia, w wyniku czego uzyskano poprawę skrawalności stali. Do tych głównych modyfikatorów należą takie pierwiastki, jak: Ca, Te i Se, a także Pb lub Bi; przy czym w stalach mikrostopowych, które są odtleniane aluminium, a zawartość siarki nie może przekroczyć rzędu  $0,05 \div 0,06 \%$ , jako modyfikatory stosuje się przede wszystkim wapń oraz tellur. Jakkolwiek nagromadzono w literaturze np. [13, 14] obszerną informację o wpływie wtrąceń na proces skrawania, to jednak wyniki wcześniejszych badań odnoszą się generalnie do wpływu zmian w składzie chemicznym stali, a nie do wyjaśnienia, jak zmiany parametrów geometrycznych i zjawisk mikrostrukturalnych w obrębie cząstek niemetalicznych oddziałują na skrawalność materiału. Dopiero wprowadzenie mikroanalizy rentgenowskiej oraz komputerowych analizatorów obrazu pozwoliło na zastosowanie ilościowych eksperymentów dotyczących wpływu fazowej budowy i geometrii wtrąceń [15, 16]. Należy jednak podkreślić, że w dostępnych publikacjach wyniki badań ilościowych omawiane są sporadycznie. W szczególności zaś nie opracowano ilościowych związków (tzw. funkcji materiałowych) pomiędzy wskaźnikami skrawalności a parametrami charakteryzującymi skład chemiczny i geometrię wtrąceń (w tym przede wszystkim ich ilość, wymiar oraz kształt). Dotyczy to zwłaszcza mikrostopowych oraz stopowych stali konstrukcyjnych przeznaczonych na średnio lub silnie obciążone elementy maszyn. W materiałach tych morfologia wtrąceń niemetalicznych musi być ściśle kontrolowana nie tylko ze względu na skrawalność, ale także w związku z koniecznością otrzymania odpowiedniej odporności wyrobów na pękanie [17-19]. W następnej części niniejszej pracy przedstawiono syntetycznie jakościowe oraz ilościowe zmiany zachodzące w morfologii wtrąceń modyfikowanych wapniem lub tellurem oraz przedstawiono ilościowe związki pomiędzy wskaźnikami skrawalności a parametrami charakteryzującymi geometrię i właściwości fizyko-chemiczne wtrąceń niemetalicznych przy określonym składzie chemicznym i mikrostrukturze stali konstrukcyjnych.

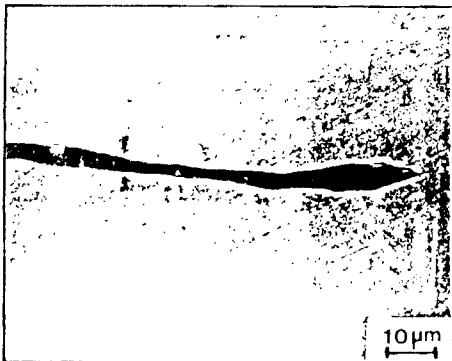
### 3. WYNIKI BADAŃ

Materiałem do badań były mikrostopowe stale konstrukcyjne gatunku SAE 8620 pochodzące od kilku dystrybutorów amerykańskich. Serię próbek ze stali gatunku SAE 8620 modyfikowanych wapniem lub tellurem przygotowano w trakcie stażu naukowego

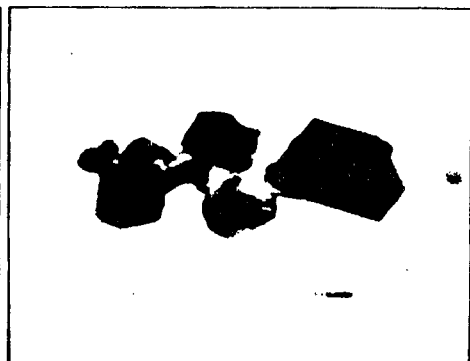


na Uniwersytecie w Pittsburgu, USA. Próbkę tę pochodzą zarówno z wytopów produkcyjnych przeprowadzonych technologią tradycyjną jak również systemem ciągłego odlewania. Otrzymano w ten sposób materiał badawczy o szerokim zakresie geometrycznych i fizyko-chemicznych właściwości wtrąceń niemetalicznych. W mikrostopowych stalach odtlenianych aluminium występowały typowe wtrącenia niemetaliczne siarczków manganu II rodzaju w postaci silnie wydłużonych włókien (rys.1) oraz bardzo twarde i zwarte mikrocząstki tlenku aluminium przedstawione przykładowo na rysunku 2. Po modyfikacji stali dodatkiem wapnia lub telluru wtrącenia niemetaliczne doznały wyraźnych zmian w składzie chemicznym oraz strukturze fazowej, tworząc ostatecznie cząstki o budowie złożonej, jak to przykładowo przedstawiono na rysunku 3 oraz na rysunku 4. Jako wynik modyfikacji wapniem w rdzeniach wtrąceń utworzyły się kompleksowe związki oparte na bazie układu  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  otoczone powłokami (Mn,Ca)S, przy czym w zależności od ilości wapnia występującego w stali stwierdzono istotne różnice w geometrii i właściwościach tych wtrąceń po obróbce plastycznej na gorąco. Ponadto przy i powyżej zawartości rzędu 20 ppm Ca w stali zanotowano zanik jednofazowych cząstek  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . W przypadku modyfikacji stali tellurem stwierdzono występowanie złożonych wtrąceń siarczkowych z powłokami MnTe oraz niewielką zawartością telluru w rdzeniach wtrąceń. Do ilościowego opisu tych zmian zastosowany został komputerowy analizator obrazu po opracowaniu specjalistycznego programu pomiarów cząstek dwu lub wielofazowych. Szczegółowe omówienie wyników badań przedstawiono we wcześniej opublikowanych pracach [20, 21].

Zastosowana w badaniach skrawalności stali mikrostopowych metodyka bazuje na założeniach normy wprowadzonej w szwedzkim koncernie Volvo Flygmotor [20]. Istotą tej próby jest wyznaczenie bezwymiarowego wskaźnika skrawalności  $B_i$  na podstawie znormalizowanej procedury, przy czym jedyną zmienną pomiarową jest szybkość skrawania. Próba ta cechuje się prostotą, powtarzalnością oraz odtwarzalnością wyników pomiarów. Omawiana metoda, która od szeregu lat stosowana w firmie Volvo, znalazła również uznanie w Wielkiej Brytanii, Niemczech i ostatnio w USA (Bethlehem Steel Corporation, Mac Steel, Chrysler, University of Pittsburgh) [8,20,21]. Wyniki badań przedstawiono graficznie w postaci zależności wskaźnika skrawalności  $B_i$  od tzw. wskaźnika geometrii wtrąceń niemetalicznych, zdefiniowanego jako stosunek ułamka objętości  $V_V$  do współczynnika kształtu. Jak wynika z rysunku 5 pomiędzy tymi parametrami istnieje wyraźny związek liniowy.



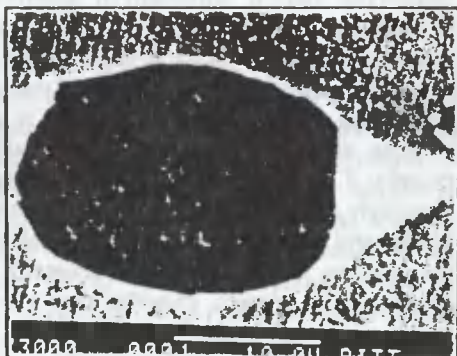
Rys.1. Wydłużony MnS w stali niemodyfikowanej



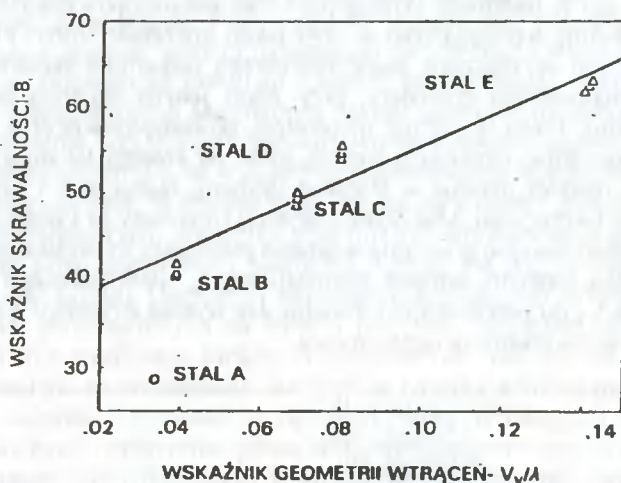
Rys.2. Zwarty  $\text{Al}_2\text{O}_3$  w stali niemodyfikowanej



Rys.3. Złożony tlenko-siarczek w stali modyfikowanej



Rys.4. Złożony MnS + MnTe w stali modyfikowanej



Rys.5. Zależność wskaźnika odkształcalności od geometrii wtrąceń

#### 4. PODSUMOWANIE WYNIKÓW

Wprowadzenie dodatku wapnia lub telluru do stali mikrostopowych wyraźnie zmienia morfologię wtrąceń niemetalicznych. Ilościowe zmiany są ściśle powiązane z ilością tych pierwiastków w obrębie mikrocząstek. W wyniku badań skrawalności metodą Volvo stwierdzono korzystny wpływ obu dodatków na zmniejszenie zużycia

narzędzia skrawającego. Otrzymane informacje badawcze w postaci zależności funkcyjnych pomiędzy wskaźnikiem skrawalności stali a geometrią wtrąceń niemetalicznych mogą być wykorzystane w praktyce metalurgicznej oraz w przemyśle maszynowym do oceny warunków skrawania stali mikrostopowych.

## LITERATURA

- [1] Gunnarson S., Ravenshorst H., Bergstrom C-M.: Fundamentals of Microalloying Forging Steels. Proc. Intern. Symp. Golden, Co, p.325, 1986
- [2] Thewlis G., Naylor D.J.: Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels. Univ. of Liverpool, The Metals Society, Book 284, p.331, 1982
- [3] Koyasu Y., et al: High strength and toughness microalloyed forging steel for fabrication of automobile underbody parts without subsequent heat treatment. Nippon Steel Technical Report, No 47/1990
- [4] Frodl C., Randak A., Vetter K.: Harterei-Technische Mitteilungen 29. s.169, 3 (1974)
- [5] Tsuchida N., Suzuki T.: Akasawa SAE Technical Paper 830635, 1983
- [6] Garcia C.J., De Ardo A.J., et al: The Proc. of the Int. Conf. on Processing Microstructure and Properties of Microalloyed and other modern High Strength Low Alloy Steels ISS, Warrendale P.A. p.395, 1992
- [7] Tonshoff H.K., Kaestner W.: Machinability of Steel forgings and their Economic Prediction. Proc. of International Conference and Workshop on the Factors Influencing Machining, Cincinnati, Ohio USA, 12-14 September, 1989
- [8] De Ardo A.J., et al: A Better way to Assess Machinability. American Machinist, 5, 1993
- [9] Tool and Manufacturing Engineers Handbook. Vol.I. Machining, 1986
- [10] Groover S., Mikell P.: A Survey on the Machinability of Metals. SME Technical Papers, 1976
- [11] Murphy D.W., Aylward P.T.: Machinability of Steel. Report of Homer Research Laboratories, Bethlehem Steel Corporation, March, 1980
- [12] Eriksson U.: The Quantitative Assessment of Machinability. Proceedings of the International Conference on Processing. Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels, Pittsburgh, PA, USA, June 3-6, 1991
- [13] Apple C.A.: The Relationship between Inclusions and the Machinability of Steel. Report of Homer Research Laboratories, Bethlehem Steel Corporation, PA, USA
- [14] Kiessling R., Lange N.: Non-metallic Inclusions in Steel. The Metal Society, London 1974
- [15] Yaguchi H.: Effect of MnS Inclusion Size on Machinability of Low Carbon Leded Resulfurized Free-Machining Steel. J. Applied Metal Working, Vol.4, No. 3, 1986
- [16] Pytel S.M., Rudnik S.: The role of Inclusion Morphology on Machinability of Structural Bar Steel. Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels, Pittsburgh, PA, USA. June 3-6, 1991
- [17] Subramanian S.V., Kay D.A.R.: Microstructural Engineering for Improved Machinability CSIRA/ISI/Japan/Canada. Seminar Tokyo, December 3-4, 1985
- [18] Mauti R.: Machinability of SAE 8620 with and without Machining Enhancers SAE Technical Paper Series. International Congress and Exposition, Detroit, Michigan, February 25-March 1, 1991
- [19] Ravenshorst H., Gunnarson S., Akerstrom G.: A Survey of Precipitation Hardened Pearlitic-Ferritic Steels in Forged Automotive Components with Special Emphasis on Machinability. Report of Laboratory for Metallic and Ceramic Materials, AB Volvo 1987
- [20] Pytel S.M., et al.: SAE Technical Papers Series, 930964, 1993

- [21] Pytel S.M., Kadłuczka A.M.: Proceedings of the 14th International Scientific Conference Advanced Materials & Technologies. Gliwice - Zakopane, Poland, May 17-21, 1995
- [22] The Volvo Standard Machinability Test. Std.1018.712, The Volvo Laboratory for Mgf Research, Trollhatten, Sweden, 1989

## **NON-METALLIC INCLUSIONS MODIFICATION IN LOW-ALLOYED STEELS**

### **Summary**

In the paper is presented the dependence between the inclusions size and morphology upon the steel technological properties with particular emphasis on the steel machinability. The addition of Ca and Te cause the changes in sulphides and oxygens inclusions morphology. The authors have reached the conclusion that owing to the changes in inclusions geometry the machinability prospects of the steel can be higher.

## **ANALIZA ZMIAN STĘŻENIA WĘGLA W AUSTENICIE W TRAKCIE PRZEMIANY BAINITYCZNEJ W STALI 0,2C-1V-2Mn**

Zdzisław Ławrynowicz

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materialoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

W artykule przedstawiono analizę zmian stężenia węgla w nieprzemienionym austenicie zachodzącą w trakcie przemiany bainitycznej w stali 0,2C-1V-2Mn. Wykorzystano do tego celu badania dylatometryczne oraz metalografię ilościową. Stwierdzono, iż dwie różne morfologie nieprzemienionego austenitu (pasemkowa i blokowa) zawierają różną koncentrację węgla. Wykonane badania świadczą o niejednorodnym rozmieszczeniu węgla w nieprzemienionym austenicie istniejącym po zahamowaniu przemiany bainitycznej.

### **1. WPROWADZENIE**

Przemiana bainityczna zachodzi w stosunkowo wysokich temperaturach i jakikolwiek nadmiar węgla w ferrycie może zostać usunięty poprzez wydzielanie węglików wewnątrz ferrytu lub w wyniku dyfuzji węgla do nieprzemienionego austenitu. Te dwa mechanizmy usuwania nadmiaru węgla w ferrycie zachodzą zazwyczaj jednocześnie, przy dominacji jednego lub drugiego w zależności od temperatury i składu chemicznego stali.

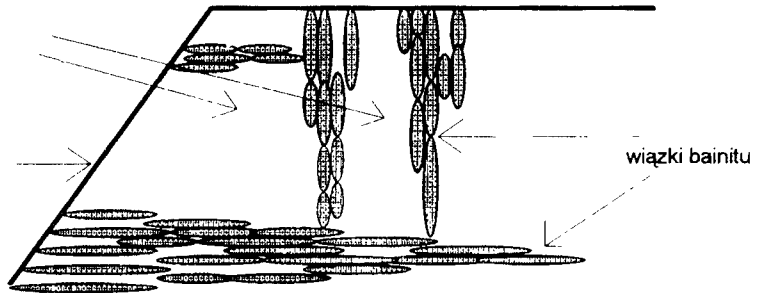
Bainit w stalach na ogół rośnie w postaci skupisk małych równoległych płytek o ograniczonej wielkości znanych jako "sublistwy" (substructural units) tworzących wiązki [1,2]. Pojedyncze sublistwy wewnątrz wiązki odizolowane są od siebie cienką warstwą nieprzemienionego austenitu, szczególnie w stalach, w których zahamowane jest wydzielanie węglików. Gdy natomiast zostanie zablokowany wzrost rosnących w różnych kierunkach wiązek bainitu, prowadzi to do powstania dużych nierozdzielnych bloków nieprzemienionego austenitu [3]. Na rysunku 1 przedstawiono te dwa rodzaje obszarów nieprzemienionego austenitu.

Ponieważ cienkie warstewki austenitu występującego między sublistwami ferrytu w pojedynczej wiązce są w znacznym stopniu odizolowane od siebie przez otaczający je ferryt, to stopień koncentracji węgla w tym austenicie może osiągnąć wartość znacznie wyższą od poziomu zakładającego jednorodne rozmieszczenie węgla w austenicie [3]. Takie "zatrzymanie" nadmiaru węgla w odizolowanych cienkich warstewkach austenitu powinno prowadzić do zwiększenia stopnia przemiany bainitycznej, gdyż koncentracja węgla w dużych blokach nieprzemienionego austenitu powinna być wtedy niższa na każdym etapie przemiany.

a)

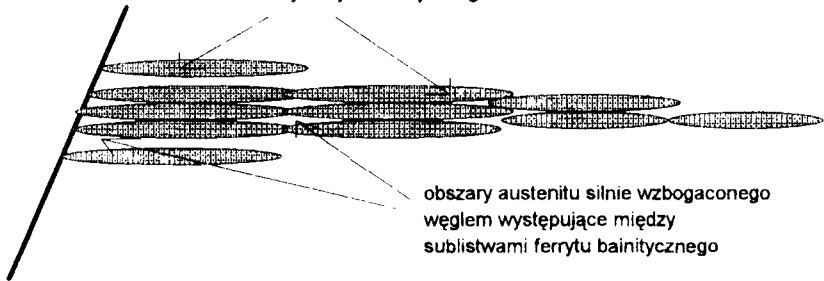
nieprzemieniony austenit w formie bloków

granica ziarna austenitu



b)

sublistwy ferrytu bainitycznego



Rys. 1. Umieszczenie nieprzemienionego austenitu w strukturze bainitycznej [2,3]:

a) w formie bloków między wiązkami bainitu,

b) w formie cienkich warstewek silnie wzbogaconych węglem oddzielających pojedyncze sublistwy w wiązce bainitu

Dotychczas istnieją bardzo nieliczne dowody pośrednio potwierdzające niejednorodne rozmieszczenie węgla w nieprzemienionym austenicie po zakończeniu izotermicznej przemiany bainitycznej [4,5]. Badania wykonane przez Bhadeshię [4], polegające na analizie zawartości węgla w austenicie za pomocą mikrosondy rtg połączonej ze spektrometrem wysokiej rozdzielczości wykazały istnienie niejednorodnego rozkładu węgla w austenicie szczątkowym. Wiadomo jest, iż węgiel powoduje ekspansję parametru sieci austenitu, stąd, Matas i Hehemann [5] zaobserwowali występowanie dwóch różnych parametrów sieci austenitu szczątkowego, odpowiadających różnym stężeniom węgla w austenicie w obszarze jednej próbki. Jednakże w wielu przypadkach austenit, który jest stosunkowo ubogi w węgiel, ulega przemianie

martenzytycznej w trakcie dochładzania do temperatury otoczenia. Zatem, jakiegokolwiek późniejsze pomiary koncentracji węgla w austenicie ( $x_\gamma$ ) przy użyciu metod rentgenowskich, mogą prowadzić do przeszacowania wartości  $x_\gamma$  przy założeniu, że węgiel rozmieszczony był równomiernie w nieprzemienionym austenicie, który istniał w temperaturze przemiany izotermicznej. Np. dla bainitu górnego w wysoko krzemowej stali, badania dyfrakcyjne wykazały, że koncentracja węgla w austenicie w temperaturze otoczenia wynosiła 1,7% C, podczas gdy z pomiarów zmian objętości uzyskano 1,35% C w austenicie istniejącym w temperaturze przemiany bainitycznej [6]. Zatem rentgenograficznie określona zawartość austenitu szczytkowego oraz koncentracja węgla w próbkach dochłodzonych do temperatury otoczenia nie oddaje stanu rzeczywistego istniejącego w temperaturze przemiany.

Podjęte badania mają na celu zweryfikowanie hipotezy o niejednorodnym stężeniu węgla w nieprzemienionym austenicie po zakończeniu przemiany bainitycznej. Jeżeli hipoteza ta jest prawdziwa, to dwie różne morfologie nieprzemienionego austenitu o różnej koncentracji węgla powinny posiadać odmienne temperatury początku przemiany martenzytycznej, możliwe do wyznaczenia przy użyciu odpowiednio precyzyjnej metody dylatometrycznej. Ewentualne stwierdzenie istnienia dwóch różnych temperatur  $M_s$  nieprzemienionego austenitu istniejącego po zahamowaniu przemiany bainitycznej byłoby pierwszym bezpośrednim dowodem na występowanie zróżnicowanej koncentracji węgla w austenicie szczytkowym będącej rezultatem postępu przemiany bainitycznej.

## 2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Nominalny skład chemiczny eksperymentalnego wytopu badanej stali podano w tablicy 1. Niska zawartość węgla pozwalała oczekiwać, iż nieprzemieniony austenit, pozostały po zatrzymaniu przemiany bainitycznej pomimo wzbogacenia węglem, będzie ulegał przemianie martenzytycznej podczas dochładzania w temperaturze wyższej od temperatury otoczenia, eliminując kłopotliwe wymrażanie. Ponadto w wybranym materiale wydzielanie węglików w bainicie zachodzi w bardzo ograniczonym zakresie, stąd fakt ten nie komplikuje w istotny sposób analizy zmian stężenia węgla w nieprzemienionym austenicie [7].

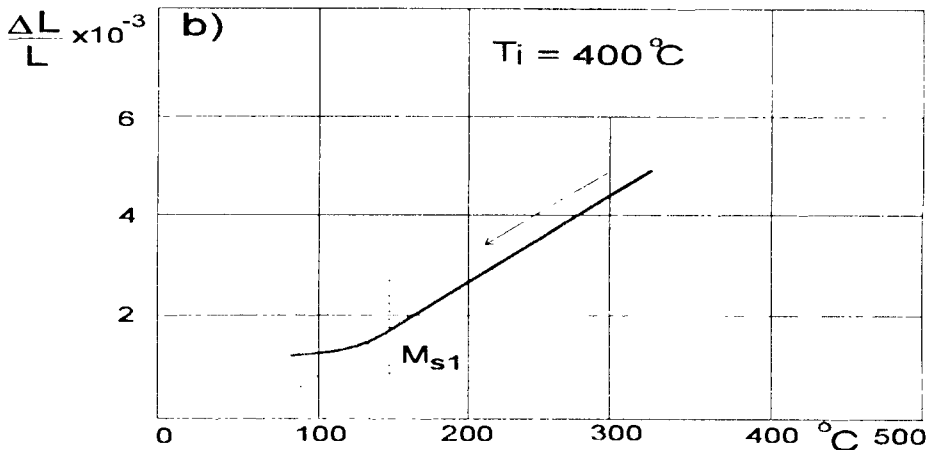
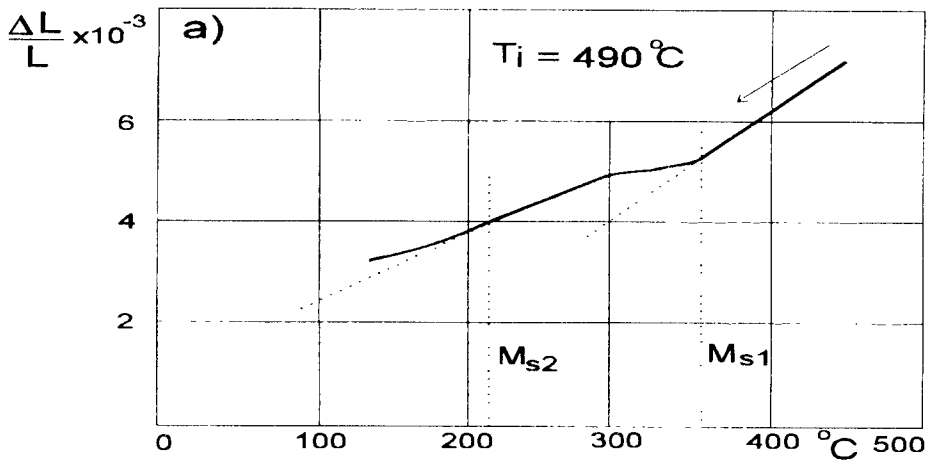
Tablica 1. Skład chemiczny badanej stali w % wagowych

Stal	C	Mn	V	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
0,2C-1V-2Mn	0,17	2,00	1,17	0,28	0,031	0,020	0,10	0,07	0,10	0,03

Badania dylatometryczne wykonano w dylatometrze Adamel Lhomargy LK-02 umożliwiającym realizację szybkich przebiegów nagrzewania i chłodzenia. W celu uzyskania dużej prędkości chłodzenia ( $300 \text{ K s}^{-1}$ ) stosowano próbki o wymiarach  $\phi 1,1 \times 13 \text{ mm}$ . Po zatrzymaniu przemiany bainitycznej próbki były hartowane do temperatury otoczenia w celu wyznaczenia  $M_s$ . Do oceny stopnia przemiany bainitycznej stosowano metalografię ilościową (metodę siatki punktów). Próbki do tego celu trawiono w nitalu.

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH DYSKUSJA

Temperatura początku przemiany martenzytycznej wyznaczona dylatometrycznie wynosiła:  $M_s = 368^\circ\text{C}$ . W celu weryfikacji wykonano obliczenia temperatury początku tworzenia się bainitu  $B_s$  oraz temperatury początku przemiany martenzytycznej  $M_s$  wykorzystując metodę opracowaną przez Bhadesię [8,9]. Według tej metody obliczone temperatury mają wartość:  $M_s = 368$ ,  $B_s = 524^\circ\text{C}$ , czyli występuje duża zgodność z wynikami doświadczalnymi. Na rysunku 2 przedstawiono przykładowe krzywe zmian wydłużenia w czasie dochładzania próbek do temperatury pokojowej po zakończonej przemianie izotermicznej w temperaturach 490 i  $400^\circ\text{C}$ . W przypadku temperatury  $490^\circ\text{C}$  obserwuje się wyraźne wystąpienie dwóch temperatur  $M_s$  (rys.2a).



Rys.2. Charakter zmian wydłużenia podczas hartowania po zatrzymaniu izotermicznej przemiany bainitycznej w temperaturze: a)  $490^\circ\text{C}$ , b)  $400^\circ\text{C}$



Badania dylatometryczne zrealizowano austenitując próbki w temperaturze 1000 °C w czasie 10 minut, a następnie chłodząc z różnymi prędkościami celem wyznaczenia temperatury  $M_s$  (chłodzenie ciągle odbywało się w atmosferze helu lub argonu) oraz podchładzając do temperatury przemiany izotermicznej w zakresie bainitycznym i wytrzymując w tej temperaturze przez czas odpowiednio długi, konieczny do zatrzymania przemiany bainitycznej. Próbki dylatometryczne były hartowane do temperatury otoczenia po zakończeniu izotermicznej przemiany bainitycznej, gdy dalsze długotrwałe wytrzymywanie nie prowadziło do jakichkolwiek przyrostów wydłużenia, a krzywe wydłużenia miały zerowe nachylenie.

Dla najniższej temperatury izotermicznej przemiany bainitycznej (370°C) nie wyznaczono  $M_s$  z powodu jej niskiej wartości, prawdopodobnie niższej od temperatury otoczenia. Na wykresach (rys2) każde odchylenie od linii prostej reprezentuje początek przemiany martenzytycznej, tak więc możliwe jest wyznaczenie temperatury początku przemiany martenzytycznej  $M_{s1,2}$  w czasie hartowania po zakończonej przemianie bainitycznej.

Na rysunku 3 przedstawiono przykładowe krzywe zmian wydłużenia w czasie chłodzenia ciągłego z prędkościami mniejszymi od prędkości krytycznej. W tym przypadku przemiana bainityczna poprzedzała przemianę martenzytyczną. Charakterystyczne jest wystąpienie dwóch temperatur  $M_s$  po chłodzeniu ciągłym z odpowiednio dużą prędkością, mniejszą jednak od prędkości krytycznej (rys.3a). Wyniki badań dylatometrycznych po przemianie izotermicznej i chłodzeniu ciągłym zamieszczono w tablicy 2.

Tablica 2. Wyniki badań dylatometrycznych po przemianie izotermicznej i chłodzeniu ciągłym

Temperatura przemiany, °C	$\Delta L/L \times 10^{-3}$	$B_s$ , °C	$M_{s1}$ , °C	$M_{s2}$ , °C	$V_{BT}$	$x_\gamma$ % wag.	Steven i Haynes $M_{s1}$ , °C
Chłodzenie ciągłe, $V = Ks^{-1}$							
370	3,63	-	-	-	0,86	1,03	-117
400	3,12	-	145	-	0,74	0,57	142
433	2,49	-	264	147	0,59	0,37	255
463	1,69	-	328	192	0,40	0,26	317
490	1,03	-	356	215	0,24	0,21	345
$V = \text{ok. } 300 Ks^{-1}$	-	-	368	-	-	-	-
$V = \text{ok. } 80 Ks^{-1}$	-	456	342	190	-	-	-
$V = \text{ok. } 50 Ks^{-1}$	-	462	180	-	-	-	-

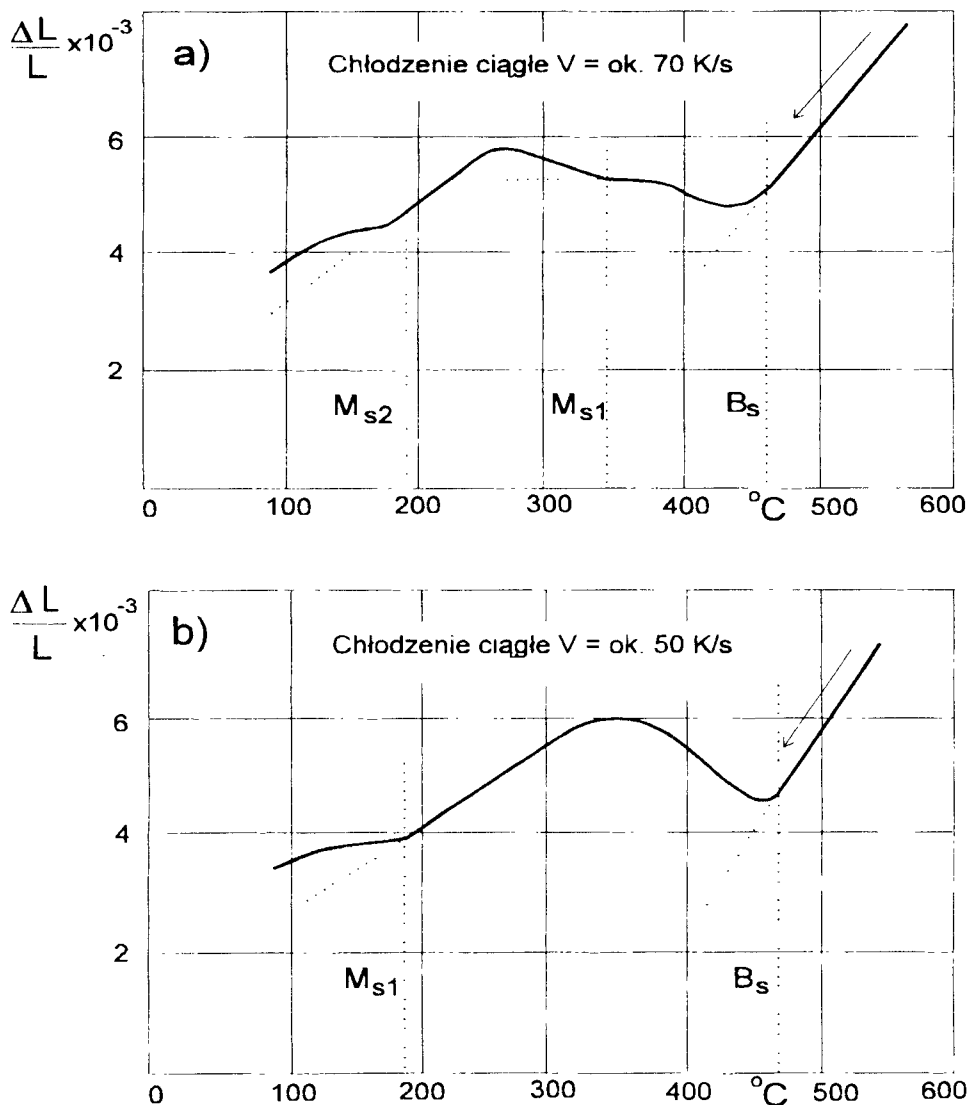
$\Delta L/L$  - maksymalna względna zmiana wydłużenia próbki dylatometrycznej,

$M_{s1,2}$  - temperatura początku przemiany martenzytycznej wyznaczona dylatometrycznie po zakończeniu przemiany bainitycznej,

$V_{BT}$  - stopień przemiany bainitycznej

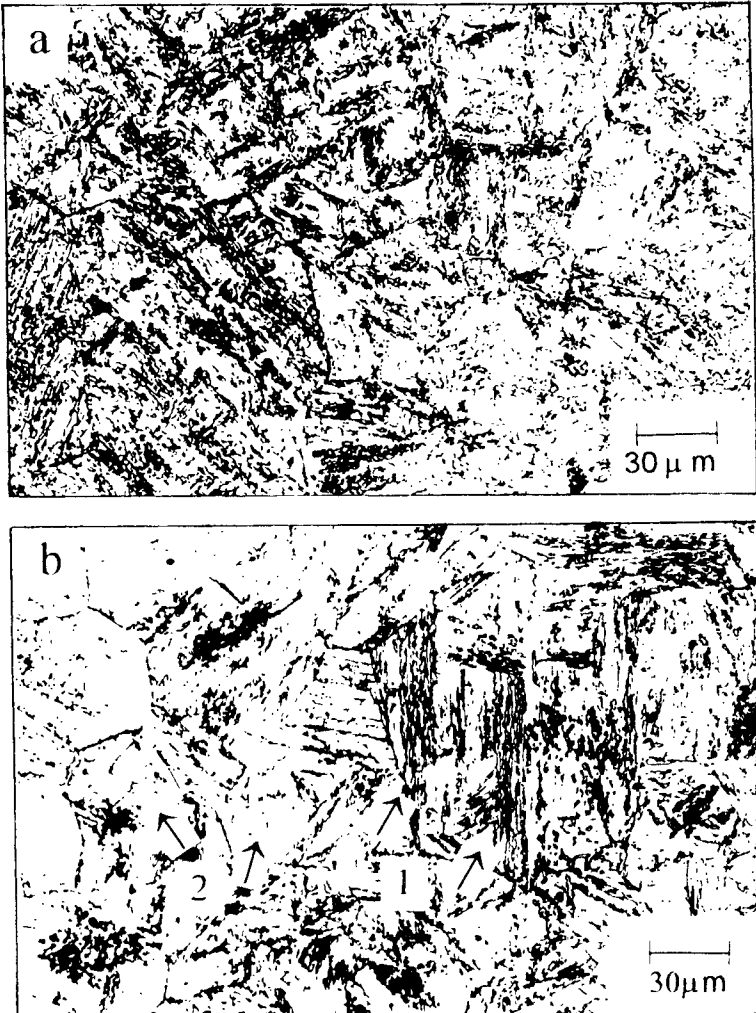
Rezultaty badań dylatometrycznych po przemianie izotermicznej wykorzystano do oszacowania stężenia węgla w nieprzemienionym austenicie w momencie zahamowania

przemiany bainitycznej. Do tego celu wykorzystano optyczną metalografię ilościową, z pomocą której stwierdzono, iż struktura uzyskana po przemianie izotermicznej w temperaturze 400°C i następnym hartowaniu zawiera ok. 74% ferrytu bainitycznego (rys.4a). Z badań dylatometrycznych uzyskano dla tej temperatury przemiany (400°C) maksymalną zmianę wydłużenia względnego  $\Delta L/L = 3,12 \times 10^{-3}$ , czyli ta zmiana wydłużenia odpowiada objęściowemu udziałowi ferrytu bainitycznego  $V_{B400} = 0,74$ .



Rys.3. Charakter zmian wydłużenia względnego próbki ze stali 0,2C-1V-2Mn podczas chłodzenia ciągłego z prędkością: a)  $70 \text{ Ks}^{-1}$ , b)  $50 \text{ Ks}^{-1}$

Stąd przyjęto, że zależność między zmianą wydłużenia i objętościowym udziałem ferrytu bainitycznego uzyskana w temperaturze przemiany  $400^{\circ}\text{C}$  może być ekstrapolowana przez cały badany zakres temperatur przemiany bainitycznej, czyli od  $370$  do  $490^{\circ}\text{C}$ .



Rys.4. Mikrostruktura stali 0,2C-1V-2Mn po izotermicznej przemianie bainitycznej w temperaturze: a)  $400^{\circ}\text{C}$  w czasie 2h, b)  $490^{\circ}\text{C}$  w czasie 4h (1 - oznacza wiązkę bainitu z austenitem o morfologii pasemkowej, 2 - oznacza obszary austenitu o morfologii blokowej występującego między poszczególnymi wiązkami bainitu, który uległ przemianie martenzytycznej podczas dochładzania po zahamowanej przemianie bainitycznej).

Zatem zawartość ferrytu bainitycznego w innej temperaturze przemiany izotermicznej wynosi:

$$V_{BT} = \left( \frac{0,74}{3,12 \cdot 10^{-3}} \right) \left( \frac{\Delta L}{L} \right)_T \quad (1)$$

Podany uproszczony sposób określania objętościowego udziału bainitu był wielokrotnie z powodzeniem wykorzystywany [9-12] lecz trzeba mieć świadomość, iż wyniki tak uzyskane obarczone są pewnym błędem. Błąd ten wynika z faktu, iż  $\Delta L/L$  dla danego procentu przemiany zmienia się z temperaturą z powodu różnych współczynników rozszerzalności cieplnej ferrytu i austenitu. Stąd, w celu kalibracji, obliczono metodą metalografii ilościowej stopień przemiany bainitycznej w najwyższej badanej temperaturze, tj. 490°C, który wynosi ok. 25% (rys.4b). Jest to zatem wynik zbliżony do otrzymanego z wykorzystaniem badań dylatometrycznych (tab.2).

Ponieważ przemiana bainityczna w każdej z badanych temperatur nie zachodziła do końca, a jak wykazano [10,11] końcowa zawartość węgla w ferrytycie bainitycznym jest bardzo mała, wynosząca maksymalnie 0,03%, zawartość węgla w austenicie tuż po zakończeniu przemiany można obliczyć z bilansu substancji z zależności [10]:

$$x_{\gamma} = \bar{x} + \frac{V_{BT}(\bar{x} - s)}{1 - V_{BT}} \quad (2)$$

gdzie: średnia zawartość węgla w stali  $\bar{x} = 0,17\%$  wag. C, a  $s = 0,03\%$  wag.

Zawartość objętościową bainitu w zależności od temperatury przemiany izotermicznej wraz z obliczonym stężeniem węgla w nieprzemienionym austenicie przedstawiono w tabelicy 2. Obliczeń stężenia węgla w austenicie dokonano przy założonym jednorodnym jego rozmieszczeniu w nieprzemienionym austenicie po zakończeniu izotermicznej przemiany bainitycznej. W rzeczywistości morfologia austenitu szczątkowego zmienia się od formy blokowej do cienkich warstw uwięzionych między sublistwami ferrytu (rys.4), który jest wzbogacony węglem w większym zakresie w bezpośrednim sąsiedztwie ferrytu lub w obszarach rozdzielających sublistwy ferrytu bainitycznego [3]. Świadczą też o tym wyniki badań dylatometrycznych zamieszczone w tabelicy 2. Zgodnie z oczekiwaniami, uzyskano wyższe wartości temperatury  $M_{s1,2}$  dla próbek po izotermicznej przemianie na bainit w wyższych temperaturach, gdzie w miarę wzrostu temperatury przemiany uzyskiwano mniejszy ułamek utworzonego bainitu. W stosunkowo wysokich temperaturach, w których tworzy się bainit, jakikolwiek nadmiar węgla w ferrytycie może zostać szybko wydalony do nieprzemienionego austenitu. Stąd, w miarę postępu przemiany bainitycznej, rośnie jednocześnie koncentracja węgla w austenicie, czego dowodem są różne wartości temperatury  $M_{s1,2}$  wyznaczone dylatometrycznie przy różnym stopniu przemiany bainitycznej (tab.2). Usuwanie nadmiaru węgla do otaczającego austenitu prowadzi do sytuacji, w której w miarę postępu przemiany bainitycznej każda następna płytka ferrytu musi tworzyć się z austenitu coraz silniej wzbogaconego w węgiel [4]. Zatem, przy braku innych przemian oddziałujących na zmianę składu austenitu szczątkowego (wydzielanie węglików, przemiana perlityczna), przemiana bainityczna zatrzyma się gdy zawartość węgla w

austenicie szcążkowym stanie się na tyle wysoka, aby uniemożliwić jego dalszą przemianę.

Zakładając, że w trakcie przemiany bainitycznej nadmiar węgla usuwany jest do nieprzemienionego austenitu, z bilansu substancji (2) możliwe było wyznaczenie stężenia węgla w austenicie szcążkowym po zatrzymaniu tworzenia się bainitu. Natomiast z zależności opracowanej przez Stevensa i Haynesa [13] wiążącej temperaturę początku przemiany martenzytycznej austenitu szcążkowego ze stężeniem węgla w tym austenicie, można zweryfikować wartość temperatury  $M_{s1}$  wyznaczonej dylatometrycznie [13]:

$$M_{s1} = M_s - 564 (x_\gamma - \bar{x}) \quad (3)$$

gdzie:

$\bar{x}$  - średnia zawartość węgla w stali (%wag.),

$x_\gamma$  - stężenie węgla w nieprzemienionym austenicie tuż po zatrzymaniu przemiany (%wag.),

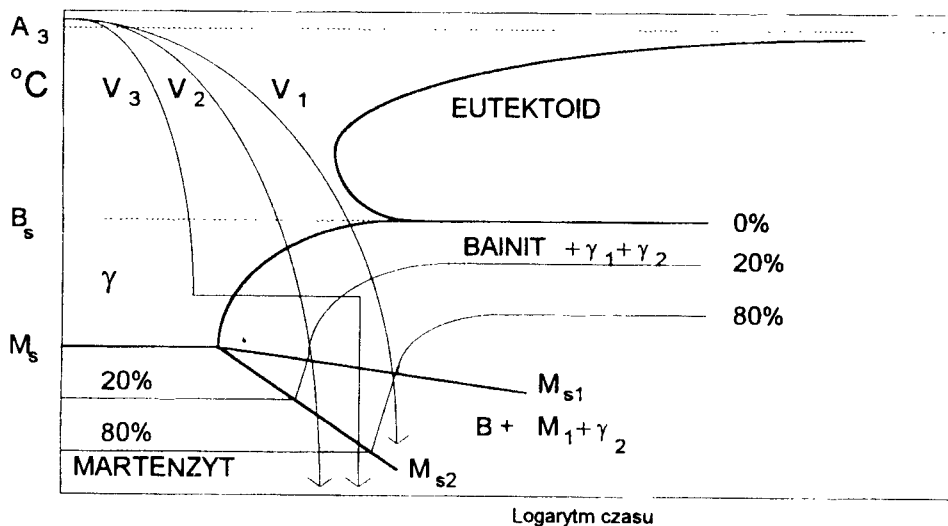
$M_s$  - temperatura początku przemiany martenzytycznej stali (368°C)

Wartości temperatury  $M_{s1}$  po zakończonej przemianie izotermicznej obliczone przy wykorzystaniu zależności (3), zamieszczono również w tabelicy 2. Widoczna jest w każdym przypadku wyższa wartość temperatury  $M_s$  określonej dylatometrycznie, stąd należy sądzić, iż wielkość stężenia węgla w austenicie szcążkowym tuż po zakończeniu przemiany została przeszacowana. Przyczyną tego faktu jest prawdopodobnie istnienie dużej niejednorodności w rozmieszczeniu węgla w nieprzemienionym austenicie, którą potwierdziły badania dylatometryczne oraz uproszczona dylatometryczna metoda określania ułamka przemiany bainitycznej bez uwzględniania różnicy w wartościach współczynników rozszerzalności liniowej ferrytu i austenitu. Tych czynników nie uwzględniono w wykorzystanej zależności (2) przy obliczaniu stężenia węgla w austenicie.

Na rysunku 5 przedstawiono zmodyfikowany dla zakresu bainitycznego schemat wykresu CTP stali 0,2C-1V-2Mn uwzględniający zaprezentowane rezultaty badań i ich analizę.

Powstaje pytanie dlaczego zaobserwowany efekt wystąpienia dwóch temperatur  $M_s$  nie został dotychczas dostrzeżony przez innych badaczy. Należy sądzić, iż zadecydowało o tym kilka istotnych czynników. Po pierwsze, przemiana martenzytyczna musi być poprzedzona częściową przemianą bainityczną prowadzącą do powstania dwóch typów austenitu o zasadniczo odmiennej morfologii i o różnym stopniu wzbogacenia węglem. Po drugie, badany materiał musi posiadać odpowiedni skład chemiczny, z którym wiąże się hartowność jak i wartość temperatury  $M_s$ . Przy dużej hartowności, czas potrzebny do uzyskania opisanego efektu może być bardzo długi, a ponadto temperatura  $M_{s1}$ , a szczególnie  $M_{s2}$  może leżeć znacznie poniżej temperatury otoczenia. Natomiast dla stali niskowęglowych, o małej hartowności i bardzo wysokiej temperaturze  $M_s$ , na uzyskiwany rezultat mogą się nakładać procesy związane z samoodpuszczaniem martenzytu zaciemniające efekt zmian dylatacyjnych. Można zatem przypuszczać, iż zaobserwowane zjawisko zróżnicowania stężenia węgla w nieprzemienionym austenicie

w trakcie przemiany bainitycznej, dające w konsekwencji dwie różne temperatury  $M_s$ , jest zjawiskiem bardziej uniwersalnym występującym również w innych stalach.



Rys.5. Schemat zmodyfikowanego dla zakresu bainitycznego wykresu CTP stali 0,2C-1V-2Mn ( $V_1$  i  $V_2$  odpowiadają prędkościom chłodzenia odpowiednio: 50 i 70  $Ks^{-1}$ , natomiast  $V_3$  chłodzeniu z przemianą izotermiczną w temperaturze 490°C)

#### 4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Kinetyka izotermicznej przemiany bainitycznej i mikrostruktura bainitu w stali 0,2C-1V-2Mn badana była za pomocą metod dylatometrycznych oraz mikroskopii optycznej. Badania te wykazały:

1. W trakcie przemiany bainitycznej następuje zróżnicowanie koncentracji węgla w nieprzemienionym austenicie. Austenit w postaci cienkich warstw rozdzielających poszczególne sublistwy w wiązkach bainitu, osiąga prawdopodobnie znacznie wyższą zawartość węgla od zawartości występującej w austenicie o morfologii dużych nieregularnych bloków.
2. Zjawisko wystąpienia dwóch różnych koncentracji węgla w nieprzemienionym austenicie prowadzi do modyfikacji wykresu CTP w zakresie odpowiadającym przemianie martenzytycznej, która to przemiana poprzedzona została częściową przemianą bainityczną.
3. Wraz ze wzrostem stopnia przemiany bainitycznej rośnie stężenie węgla w nieprzemienionym austenicie.
4. Stopień przemiany bainitycznej maleje wyraźnie w miarę zbliżania się do kinetycznej temperatury początku przemiany bainitycznej  $B_s$ , co określane jest zjawiskiem niepełnej przemiany.

**LITERATURA**

- [1] Hehemann R.F.: Phase transformations, 1970, s.397-432, Metals Park, OH, ASM
- [2] Ławrynowicz Z., Barbacki A.: Archiwum Nauki o Materiałach, w druku
- [3] Rees G.I., Bhadeshia H.K.D.H.: Mater. Sci. and Technol., vol.8, 1992, s.994
- [4] Bhadeshia H.K.D.H., Waugh A.R.: Acta Metall., vol.30, 1982, s.775
- [5] Matas S.J., Hehemann R.F.: Trans. Met. Soc. AIME., vol.221, 1961, s.179
- [6] Houillier R.Le., et al.: Metall. Trans., vol.2A, 1971, s.2465
- [7] Ławrynowicz Z., Barbacki A.: Archiwum Nauki o Materiałach, vol.9, 1988, s.301
- [8] Bhadeshia H.K.D.H.: Acta Metall., vol.29, 1981, s.1117
- [9] Bhadeshia H.K.D.H.: Metal Sci., vol.16, 1982, s.159
- [10] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V.: Metall. Trans.A, vol.10A, 1979, s.895
- [11] Ali A. et al.: Metall. Trans.A, vol.24A, 1993, s.2145
- [12] Young C.H., Bhadeshia H.K.D.H.: Mater. Sci. and Technol., vol.10, 1994, s.209
- [13] Steven V., Haynes A.G.: J.Iron Steel Inst., vol.183, 1956, s.349

**ANALYSIS OF A CARBON CONCENTRATION IN AUSTENITE DURING  
BAINITE TRANSFORMATION IN 0.2C-1V-2Mn STEEL****Summary**

The non-uniform distribution of carbon in residual austenite in 0.2C-1V-2Mn steel has been studied using high-speed dilatometry and optical metallography. It is found that the carbon concentration trapped in films of austenite between parallel platelets of bainite is much larger than that in the larger blocks of austenite between sheaves of bainite.





## PROGNOZOWANIE WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH PRĘTÓW ZE STALI 28G2AV NA ŁAŃCUCHY KOTWICZNE

Krzysztof Krzysztofowicz<sup>\*</sup>, Zbigniew Zaczek

Politechnika Gdańska, Katedra Metaloznawstwa i Obróbki Ciepłej  
ul. G. Narutowicza 11, 80-925 Gdańsk

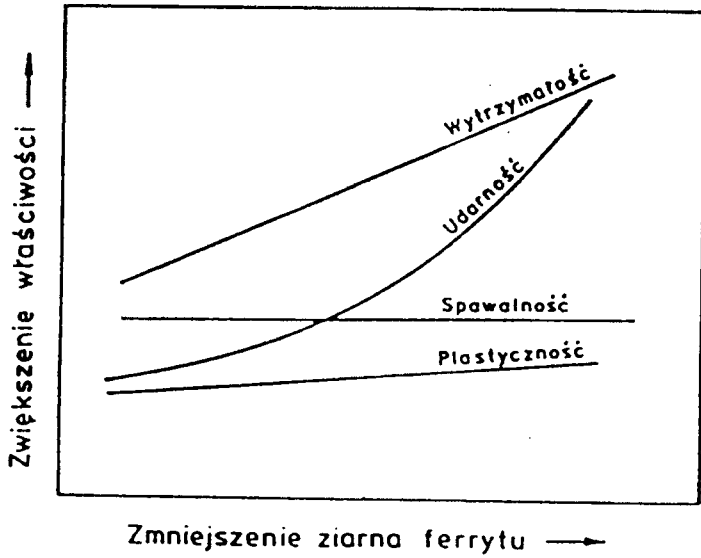
Przeprowadzono analizę wielokrotnej regresji właściwości mechanicznych, składu chemicznego, średnicy prętów i temperatur ulepszania cieplnego 16 partii prętów ze stali 28G2AV, przeznaczonych na łańcuchy kotwiczne kategorii 3. Wykonano próbny wytop stali 28G2AV o zmienionym składzie chemicznym, uzyskany wlewk przewalcowano w pręty o średnicy 76 mm i wyznaczono właściwości mechaniczne prętów. Wykazano, że przyjęte równania pozwalają wystarczająco dokładnie przewidywać właściwości mechaniczne prętów ze składu chemicznego stali, średnicy prętów i temperatur obróbki cieplnej prętów.

### 1. WSTĘP

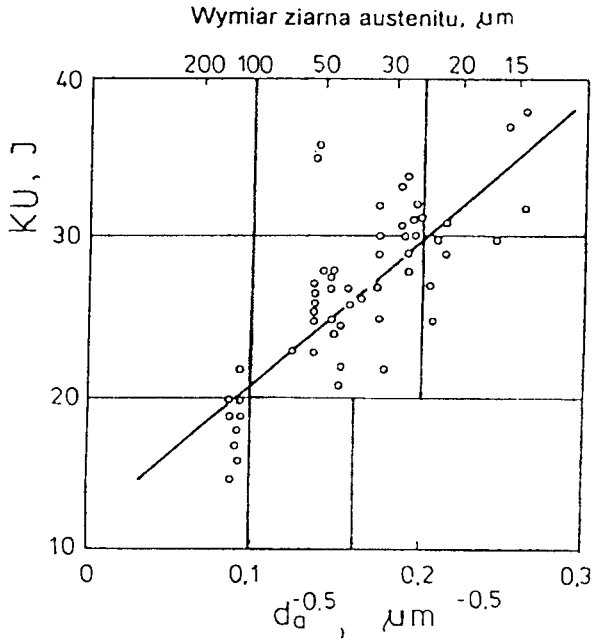
Na właściwości mechaniczne prętów ze stali 28G2AV, w stanie po wyżarzeniu normalizującym, wpływają: udział objętościowy ferrytu, średnica ziarna ferrytu (rys.1) [1], umocnienie wydzieleniowe i roztworowe ferrytu, udział objętościowy perlitu, wymiar ziarna perlitu, wymiar kolonii perlitu, odległość międzypłytkowa perlitu i grubość płytek cementytu w perlicie [2,3]. W przypadku ulepszania cieplnego tych prętów miodajnymi dla ich właściwości mechanicznych przy strukturze górnego bainitu jest wymiar byłych ziarn austenitu (rys.2) [4], a przy strukturze dolnego bainitu - szerokość igieł [5].

---

<sup>\*</sup> Krzysztof Krzysztofowicz jest stypendystą Fundacji na Rzecz Nauki Polskiej w roku 1995



Rys.1. Wpływ wymiaru ziarna ferrytu na właściwości stali [1]



Rys.2. Zależność energii łamania próbek KU od wymiaru byłego ziarna austenitu w stalach o różnych składach chemicznych: 0,32 - 0,44 % C; 0,69 - 1,38 % Mn; 0,28 - 0,94 % Si; 0,10 - 0,15 % V; 0,008 - 0,019 % N; austenityzowanych w zakresie temperatur 1050 - 1250 °C i chłodzonych z prędkościami 1 - 9 °C/s w temperaturze 750 °C [4]

Związki ilościowe właściwości mechanicznych z cechami mikrostruktury stali C-Mn-V są różnie zapisywane, jak to przedstawiono w pracy [6]. W niniejszej pracy

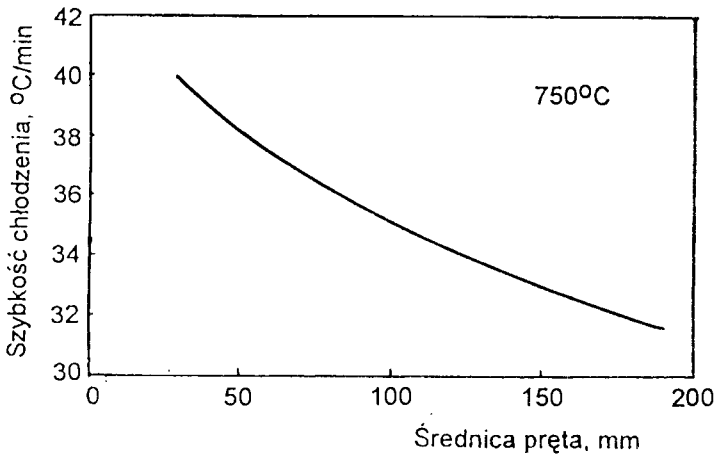
wyznaczono te związki równaniami analizy wielokrotnej regresji właściwości mechanicznych względem składu chemicznego, średnicy i temperatur obróbki cieplnej prętów w ogólnej postaci:

$$\left. \begin{array}{l} R_{0.2} \\ R_m \\ A_5 \\ Z \\ KV^0 \end{array} \right\} = \begin{array}{l} a_j + b_j \cdot C + c_j \cdot Mn + d_j \cdot Si + e_j \cdot (Al_c + V + N) \\ a_j' + b_j' \cdot C + c_j' \cdot Mn + d_j' \cdot Si + e_j' \cdot (Al_c + V + N) + f_j' \cdot D \\ a_j'' + b_j'' \cdot C + c_j'' \cdot Mn + d_j'' \cdot Si + e_j'' \cdot (Al_c + V + N) + f_j'' \cdot D + g_j'' \cdot T \end{array} \quad (1)$$

w których: C, Mn, Si, Al<sub>c</sub>, V, N - zawartość pierwiastków w stali, % wagowy,  
 D = 1/√d, d - średnica pręta, mm,  
 T - stosunek temperatury odpuszczania do temperatury hartowania prętów.

Równania te odnoszą właściwości mechaniczne prętów kolejno do składu chemicznego stali, średnicy prętów i stosunku temperatury hartowania do temperatury odpuszczania prętów.

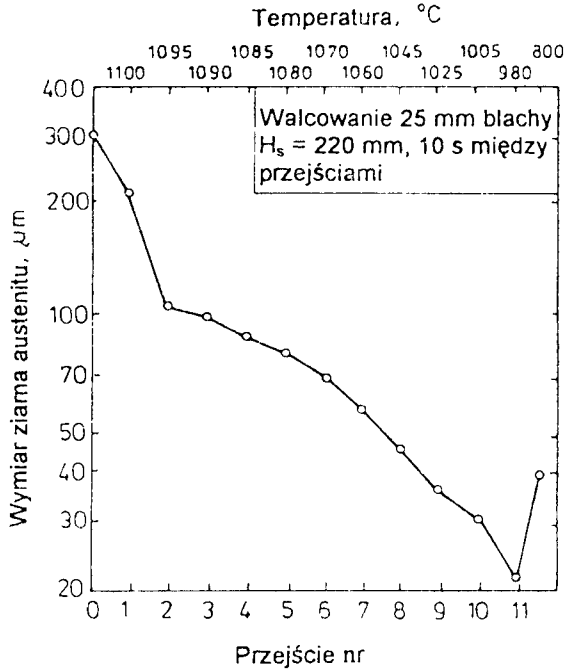
Jako znaczące pierwiastki składu chemicznego stali 28G2V przyjęto kryterium zawartość węgla i manganu, będące miernikiem udziału objętościowego perlitu f<sub>p</sub> w strukturze stali C-Mn-V. W badanych prętach udział manganu zawierał się w granicach 1,46-1,83 % i można przyjąć, że przynajmniej do zawartości 1,40 % Mn będzie uczestniczył w zwiększaniu udziału objętościowego perlitu w strukturze stali C-Mn-V [7]. Pozostała ilość manganu (0,06 - 0,43 %) może uczestniczyć w utwardzeniu roztworowym ferrytu w strukturze stali.



Rys.3. Szybkości chłodzenia prętów w temperaturze 750 °C w powietrzu w zależności od średnicy pręta [8]

Na udział objętościowy perlitu f<sub>p</sub> w strukturze stali wpływa też prędkość chłodzenia prętów w powietrzu i wymiar ziarna austenitu, związane ze średnicą prętów. Wyznaczoną w pracy [8] zależność prędkości chłodzenia w powietrzu od średnicy pręta przedstawiono na rysunku 3. Im mniejsza prędkość chłodzenia pręta i im większe ziarno

austenitu, tym większy jest udział objętościowy perlitu  $f_p$  w strukturze stali. Prędkość chłodzenia pręta w powietrzu, a więc średnica pręta ma też udział w utwardzaniu wydzieleniowym ferrytu w strukturze stali, przy czym im większa średnica pręta, tym mniejsze utwardzenie wydzieleniowe ferrytu. Wreszcie średnica pręta ma wpływ na wymiar byłego ziarna austenitu, a stąd na wymiar ziarna ferrytu. Im mniejsza średnica pręta, tym więcej było jego przejść przez walce i tym mniejszy będzie wymiar byłego ziarna austenitu i powstających z niego ziaren ferrytu w strukturze prętów, jak pokazano na rysunku 4 [9].



Rys.4. Rozwój struktury austenitu stali C-Mn podczas walcowania prętów [9]

W konsekwencji średnica pręta, jako czynnik wpływu na właściwości mechaniczne prętów, powinna być wprowadzona do członów równań (1) reprezentujących udział ferrytu (wyraz wolny), udział objętościowy perlitu ( $b_p \cdot C + c_p \cdot \text{Mn}$ ) i utwardzenie wydzieleniowe ( $e_j \cdot (\text{Al}_c + \text{V} + \text{N})$ ), co znacznie skomplikowałoby wzory. Dlatego średnicę pręta wprowadzono do równań (1) jako osobny czynnik wpływu w postaci  $D = 1/\sqrt{d}$ , gdzie  $d$  - średnica pręta, mm, co nawiązuje do postaci ujęcia wymiaru ziarna ferrytu w równaniu Halla-Petcha na wyznaczanie granicy plastyczności stali [10].

Jak widać, człon równania (1) charakteryzujący umocnienie stali udziałem objętościowym perlitu  $f_p$  w strukturze stali, nie uwzględnia wymiaru ziarna perlitu, wymiaru kolonii perlitu, odległości międzyplatkowych perlitu i grubości płytek cementytu w perlicie. Stanowi to uproszczenie równań (1) i dlatego przedstawiają one tylko zależności przybliżone.

Człon równań (1)  $e_j \cdot (\text{Al}_c + \text{V} + \text{N})$  reprezentuje utwardzenie wydzieleniowe

ferrytu w strukturze stali. Taki zapis utwardzenia wydzieleniowego stali C-Mn-V jest uproszczeniem. W rzeczywistości część dodatku aluminium (min. 20 %) zostaje zużyta na końcowe odtlenianie stali i nie uczestniczy w utwardzaniu wydzieleniowym ferrytu. W rzeczywistych warunkach w stali powstają głównie węgielazotki wanadu (C,N)V, a więc w utwardzeniu wydzieleniowym stali uczestniczy też część zawartości węgla. Przy odpowiedniej zawartości wanadu także w ferrycie mogą się wydzielać węgliki wanadu VC, dające utwardzenie wydzieleniowe ferrytu.

Człon równań  $g_p \cdot T$ , gdzie  $t = t_0/t_h$  jest stosunkiem temperatury odpuszczania do temperatury hartowania, charakteryzuje umocnienie stali wywołane ulepszeniem cieplnym prętów. W zasadzie, w rozważanej stali 28G2AV ulepszenie cieplne w różnym stopniu zmienia udział objętościowy perlitu  $f_p$  w strukturze stali i utwardzenie wydzieleniowe ferrytu i powinno występować w członach równań (1). Stąd ujęcie jego wpływu na właściwości mechaniczne prętów tylko w jednym osobnym czynniku jest kolejnym uproszczeniem równań (1).

Reasumując, przyjęte równania (1) zawierają kilka uproszczeń i dlatego opisują tylko w przybliżeniu właściwości mechaniczne prętów ze stali 28G2AV, zależnie od cech mikrostruktury stali.

## 2. METODYKA BADAŃ

Z Huty Lucchini w Warszawie uzyskano atesty hutnicze na 16 partii prętów o średnicach 78, 105 i 117 mm, ze stali 28G2AV. W atestach podano składy chemiczne poszczególnych wytopów stali, parametry ulepszenia cieplnego prętów (hartowanie z temperatury 850 °C w wodzie i odpuszczenie w temperaturach 600, 620, 630 i 640 °C z chłodzeniem w spokojnym powietrzu) oraz właściwości mechaniczne prętów po ulepszeniu cieplnym. Pręty zostały wykonane na zamówienie przemysłu stoczniowego ChRL z przeznaczeniem na łańcuchy kotwiczne kategorii 3.

Poszczególne wytopy stali 28G2AV zawierały: 0,27 - 0,34 % C; 1,46 - 1,83 % Mn; 0,27 - 0,52 % Si; 0,01 - 0,11% V; 0,026 - 0,076 % Al<sub>C</sub> i 0,004 - 0,012 % N. Stosunek temperatury hartowania do temperatury odpuszczania prętów zmieniał się od 1,328 do 1,384. Współczynnik D charakteryzujący średnicę prętów zmieniał się od 0,92 do 1,13. Właściwości mechaniczne prętów stalowych mieściły się w granicach:  $R_{0,2} = 525 - 695$  MPa;  $R_m = 690 - 810$  MPa;  $A_5 = 18,5 - 24,5$  %;  $Z = 60,5 - 68,5$  % i  $KV^0 = 105 - 182$  J.

Przeprowadzono analizę regresji wielokrotnej właściwości mechanicznych prętów względem składu chemicznego stali, średnicy prętów i temperatur obróbki cieplnej prętów, w układach, jak w równaniach (1).

Z uzyskanych równań regresji (1) właściwości mechanicznych prętów względem składu chemicznego, średnicy i temperatury obróbki cieplnej prętów zaprojektowano skład chemiczny stali 28G2AV zmieniony tak, aby nie tracąc zbyt wiele z wytrzymałości uzyskać zwiększenie udarności prętów po wyżarzaniu normalizującym ( $T = 1$ ) z chłodzeniem w spokojnym powietrzu. Przy tym składzie chemicznym stali i wyżarzaniu normalizującym prętów zgodnie z równaniami regresji (1) właściwości mechaniczne prętów z nowo zaprojektowanej stali 28G2AV powinny spełniać wymagania okrętowych towarzyszt klasyfikacyjnych dla łańcuchów kotwicznych kategorii 3.

Zamówiono próbny wytop stali 28G2AV w Hucie Lucchini w Warszawie i tamże uzyskany wlewek przewalcowano na gorąco w pręty o średnicy 76 mm.

Na maszynie do wytwarzania łańcuchów ogniowych Miebach S45 w ZUO Sezamor w Słupsku wykonano doczołowe złącze prętów zgrzewane iskrowo. Z prętów i ich doczołowych złączy zgrzewanych pobrano próbki wzdłużne i wykonano próby rozciągania i udarności z następujących stanów kwalifikacyjnych prętów i złączy zgrzewanych: surowym po walcowaniu na gorąco i zgrzaniu, normalizowanym 870 °C/0,5 godz. z chłodzeniem w spokojnym powietrzu, normalizowanym 870 °C/0,5 godz. z chłodzeniem strumieniem sprężonego powietrza i ulepszonym cieplnie (hartowanie z temperatury 870 °C/0,5 godz. w wodzie i odpuszczanie 600 °C/2 godz. z chłodzeniem w spokojnym powietrzu).

Z równań regresji (1) dla składu chemicznego znowelizowanej stali 28G2AV, średnicy prętów 76 mm i ulepszania cieplnego prętów ( $T = 0,6896$ ) obliczono prognozowane właściwości mechaniczne prętów i porównano je z rzeczywistymi wartościami właściwości mechanicznych prętów wyznaczonymi w próbach. Oceniono trafność przewidywania właściwości mechanicznych prętów według wyznaczonych równań regresji (1).

### 3. WYNIKI BADAŃ I DYSKUSJA

Wyniki analizy regresji wielokrotnej właściwości mechanicznych prętów ze stali 28G2AV względem składu chemicznego, średnicy prętów i temperatury obróbki cieplnej prętów zestawiono w tabeli 1. Porównanie równań regresji wyznaczonych bez i z uwzględnieniem średnicy prętów pokazuje, że zmiana średnicy pręta w zakresie od 78 do 117 mm istotnie wpływa na właściwości mechaniczne prętów. Równania regresji zwiększają współczynniki korelacji, zmniejsza się prawdopodobieństwo przypadkowego wyniku, regresja jest bardziej istotna. Porównanie równań regresji bez i z uwzględnieniem stosunku temperatury odpuszczania do temperatury hartowania prętów pokazuje, że uwzględnienie stosunku tych temperatur istotnie wpływa na właściwości mechaniczne prętów. Równania regresji zwiększają współczynniki korelacji, zmniejsza się prawdopodobieństwo przypadkowego wyniku, regresja jest bardziej istotna. Reasumując, do zaprojektowanego składu chemicznego znowelizowanej stali 28G2AV użyto równań regresji ujmujących obok składu chemicznego stali także średnicę prętów i temperatury obróbki cieplnej.

W równaniach regresji (tabela 1) widać, że udarności najbardziej szkodzi dodatek węgla w stali w zastoso- wanych granicach 0,27 - 0,34 %. Dodatek manganu silniej zwiększa udarność stali niż dodatek krzemu. Spostrzeżenia te wzięto pod uwagę przy projektowaniu składu chemicznego kontrolnej stali 28G2AV tak, aby przy niewielkim spadku wytrzymałości uzyskać zwiększenie udarności stali. Skład ten zapisano w normie zakładowej ZN-93/3. Pręty okrągłe, do wyrobu łańcuchów kotwicznych, walcowano na gorąco z niestopowych stali jakościowych. Wykonany według tej normy wytop kontrolny stali 28G2AV w Hucie Lucchini w Warszawie podano w tabeli 2.

Uzyskany wlewek przewalcowano na gorąco w Hucie Lucchini w Warszawie na pręty o średnicy 76 mm. Wyniki prób rozciągania i udarności prętów w różnych stanach obróbki cieplnej podano w tabeli 2.

Zgodnie z równaniami regresji (wiersze 3, 6, 9, 12 i 15 w tabeli 1), pręty o średnicy 76 mm z wytopu kontrolnej stali 28G2AV, w stanie po hartowaniu z temperatury 870 °C/0,5 godz. w wodzie i odpuszczeniu w temperaturze 600 °C/2 godz. z chłodzeniem w spokojnym powietrzu, powinny mieć właściwości mechaniczne jak w tabeli 2.

Tabela 1. Wyniki analizy wielokrotnej regresji właściwości mechanicznych, składu chemicznego, średnicy prętów i temperatur obróbki cieplnej prętów ze stali 28G2AV

Lp	Równanie regresji	Współczynnik korelacji			Średnie odchylenie standardowe	Wartość testu Fishera	Prawdopodobieństwo przypadkowego wyniku, %	Ocena regresji
		3	4	5				
1	2							
1	$R_{0.2} = 329 + 539 C + 45 Mn + 83 Si + 785 (Alc+V+N)$	0,725	29,62	3,05	6,44	istotna		
2	$R_{0.2} = 338 + 517 C + 11 Mn + 104 Si + 733 (Alc+V+N) + 2472 D$	0,840	23,35	4,79	1,71	istotna		
3	$R_{0.2} = 1588 + 188 C + 8 Mn + 71 Si + 385 (Alc+V+N) + 2192 D - 1729 T$	0,943	14,30	12,06	0,07	istotna		
4	$R_m = 531 + 482 C + 53 Mn + 55 Si + 457 (Alc+V+N)$	0,625	24,83	1,76	20,58	możliwa przypadkowa		
5	$R_m = 361 - 468 C + 31 Mn + 68 Si + 423 (Alc+V+N) + 1599 D$	0,727	21,85	2,24	13,05	możliwa przypadkowa		
6	$R_m = 1743 + 172 C + 13 Mn + 39 Si + 107 (Alc+V+N) + 1345 D - 1729 T$	0,897	14,06	6,17	0,82	istotna		
7	$A_5 = 43,2 - 6,4 C - 8,0 Mn - 5,5 Si - 32,2 (Alc+V+N)$	0,794	1,17	4,69	1,87	istotna		
8	$A_5 = 49,8 - 7,2 C - 6,9 Mn - 6,2 Si - 30,4 (Alc+V+N) - 82,6 D$	0,855	1,00	5,42	1,14	istotna		
9	$A_5 = 0,2 - 37,2 C - 6,0 Mn - 4,8 Si - 15,6 (Alc+V+N) - 70,7 D + 73,5 T$	0,947	0,62	12,94	0,06	istotna		
10	$Z = 78,7 - 6,3 C - 0,9 Mn - 25,8 Si - 5,7 (Alc+V+N)$	0,669	1,90	2,22	13,30	możliwa przypadkowa		
11	$Z = 99,7 - 4,7 C - 3,2 Mn - 27,2 Si - 9,4 (Alc+V+N) - 170,4 D$	0,829	1,43	4,40	2,22	istotna		
12	$Z = 26,5 - 37,6 C - 4,4 Mn - 25,3 Si - 30,3 (Alc+V+N) - 153,5 D + 103,8 T$	0,935	0,91	10,49	0,12	istotna		
13	$KV^0 = 325,6 - 223,6 C - 64,8 Mn - 33,9 Si - 243,5 (Alc+V+N)$	0,635	16,42	1,86	18,78	możliwa przypadkowa		
14	$KV^0 = 397,4 - 232,5 C - 51,2 Mn - 25,5 Si - 222,4 (Alc+V+N) - 994,7 D$	0,723	14,69	2,19	13,65	możliwa przypadkowa		
15	$KV^0 = -342,7 - 693,9 C - 38,2 Mn - 47,1 Si - 5,4 (Alc+V+N) - 811,4 D + 1130,9 T$	0,919	8,37	8,18	0,31	istotna		

Tabela 2. Skład chemiczny i właściwości mechaniczne prętów Ø 76 mm ze stali 28G2AV

Lp.	Wytóp	Skład chemiczny, % <sup>(1)</sup>								OC pręta	Właściwości mechaniczne <sup>(2)</sup>					Udamność, J	
		C	Mn	Si	V	Alc	N	Re MPa	Rm MPa		A5 %	Z %	KV -20°C	KV 0°C			
1.	2	3	4	5	6	7	8	do uzgodnienia z PRS			10	11	12	13	14	15	
1.	PRS																
2.	ZN-93/3	0,25- 0,31	1,30- 1,60	0,17- 0,37	0,08- 0,12	0,020- 0,050	max 0,012	N	N,NO UC	min. 410	min. 690	min. 17	min. 40	min. 35	60		
3.	Wytóp nr 100314 Huta L.W.	0,30	1,70	0,49	0,09	0,050	0,009	N	N	490	750	22,0	58,5	-	19		
4.		0,28	1,83	0,47	0,08	0,060	-	UC	UC	479	722	22,4	57,0	-	31		
5.	Warszawa	prognoza wg równan regresji															
6.																	

(1) - w liczniku podano wyniki analizy wytopowej, a w mianowniku - wyniki analizy kontrolnej prętów,

(2) - w liczniku podano dane z atestu hutniczego, a w mianowniku - wyniki prób kontrolnych.

N - normalizowany, NO - normalizowany i odpuszczony, UC - ulepszony cieplnie



Z badań kilku gatunków stali C-Mn przeprowadzonych w Politechnice Gdańskiej wynikają następujące relacje właściwości mechanicznych prętów wyżarzonych normalizująco do prętów ulepszonych cieplnie:

$$\begin{aligned}
 R_e (N) &= (0,71 \div 0,85) R_{0,2} (UC) \\
 R_m (N) &= (0,88 \div 0,94) R_m (UC) \\
 A_5 (N) &= (1,09 \div 1,12) A_5 (UC) \\
 Z (N) &= (0,93 \div 0,96) Z (UC) \\
 KV^0 (N) &= (0,45 \div 0,76) KV^0 (UC)
 \end{aligned}
 \tag{2}$$

Przyjmując odpowiednie relacje obliczono właściwości mechaniczne prętów o średnicy 76 mm z kontrolnej stali 28G2AV w stanie po wyżarzeniu normalizującym, jak podano w wierszu 5 tabeli 2.

Z porównania prognozowanych z równań regresji i rzeczywistych wartości właściwości mechanicznych (z prób kontrolnych) prętów z kontrolnej stali 28G2AV po ulepszeniu cieplnym wynika, że te ostatnie odchylają się od prognozy w granicach od -15,3 % do +2,5 %. W przypadku prętów z kontrolnej stali 28G2AV po wyżarzeniu normalizującym rzeczywiste wartości właściwości mechanicznych odchylają się od wartości prognozowanych w granicach od -29,5 % do +2,3 %. W obu przypadkach najgorsze korelacje prognozowanych i rzeczywistych wartości wystąpiły dla udarność stali  $KV^0$  (-15,3 % i -29,5 %), przy czym prognoza okazała się zbyt optymistyczna.

Z porównania rzeczywistych wartości właściwości mechanicznych prętów z kontrolnej stali 28G2AV z wymaganymi właściwościami mechanicznymi łańcuchów kotwicznych kategorii 3 wynika, że pręty ulepszone cieplnie spełniają te wymagania, a nie spełniają ich pręty wyżarzane normalizująco, wbrew przyjętemu założeniu, przy projektowaniu nowelizacji stali. Jest to prawdopodobnie spowodowane przekroczeniem przez Hutę Lucchini w Warszawie dopuszczalnych maksymalnych zawartości manganu i krzemu w stali (tabela 2, wiersz 2).

#### 4. WNIOSK

Wyniki przeprowadzonych badań i obliczeń właściwości mechanicznych ulepszonych cieplnie prętów okrągłych ze stali 28G2AV pozwalają stwierdzić, że w oparciu o analizę regresji wielokrotnej właściwości mechanicznych względem składu chemicznego, średnicy prętów i temperatur obróbki cieplnej prętów, można prognozować właściwości mechaniczne stali C-Mn o nieco zmienionym składzie w stosunku do analizowanej stali 28G2AV z zadowalającym prawdopodobieństwem.

#### LITERATURA

- [1] Hertzberg R.W., Goodenow R.H.: Fracture toughness and fatigue-crack propagation in hot-rolled microalloyed steel. Proceedings Microalloying 75. Ed.M.Korchynsky, Ohio Union Carbide, 1977

- [2] Gladman T.: Basic metallurgy of medium/high carbon steels. Proceedings of the International Symposium Microalloyed Vanadium Steels. Ed.M.Korchynski, S.Gorczyca, M.Blicharski, SITPH-STRATCOR, Kraków 1990
- [3] Garbarz B.: Stale mikrostopowe przeznaczone na wyroby kute. Prace IMŻ, nr 3 - 4, 1991
- [4] Roberts W. et al.: Prediction of microstructure development during recrystallization hot rolling of Ti-V steels. Proceedings of HSLA Steels - Technology and Applications, ASM, Ohio 1983
- [5] Lotter U., Kawalla R.: Einfluss der Bainitusbildung auf die Zähigkeit von unlegierten Baustählen. Steel Research, No 10, 1990
- [6] Krzysztofowicz K., Zaczek Z.: Związki mikrostruktury z właściwościami mechanicznymi niestopowych stali na łańcuchy kotwiczne. Z.N. Politechniki Gdńskiej, nr 509, Mechanika LXXII, 1994
- [7] Lagneborg R.: Optimization of microalloyed ferrite-pearlite forging steels. Proceedings of the International Symposium Microalloyed Vanadium Steels. Ed.M.Korchynsky, S.Gorczyca, M.Blicharski, SITPH-STRATCOR, Kraków 1990
- [8] Zaczek Z., Krzysztofowicz K.: Analiza przydatności stali C-Mn na łańcuchy kotwiczne kategorii 3a nie wymagające ulepszenia cieplnego. Część IV. Politechnika Gdańska, Gdańsk 1994
- [9] Siwecki T., Sandberg A., Roberts W.: Report No IM-1858, Swedish Institute for Metals Research, Stockholm 1984
- [10] Staub F. i inni: Metaloznawstwo. Wyd. Śląsk, Katowice 1979

## **PREDICTION OF MECHANICAL PROPERTIES OF 28G2AV STEEL BARS FOR ANCHOR CHAIN CABLES**

### Summary

Multiple regression analysis of mechanical properties, chemical composition and heat treatment temperatures of 16 batches of 28G2AV grade steel bars, assigned for grade 3 anchor chain cables, was carried out. Experimental heat of steel of little changed from 28G2AV chemical composition were made. Obtained slab was rolled into 76 mm diameter bars. For those bars tension and CVN impact tests were carried out. Conclusion that multiple regression analysis equations could be used for prediction of mechanical properties of 28G2AV grade steel bars was presented.

## EKONOMICZNE STOSOWANIE RUR ŻAROWYTRZYMAŁYCH W PIECACH CHEMICZNYCH

Krzysztof Krzysztofowicz\*, Zbigniew Zaczek

Politechnika Gdańska, Katedra Metaloznawstwa i Obróbki Ciepłej  
ul. G. Narutowicza 11, 80-925 Gdańsk

Przedstawiono, odnotowany w latach 1960-1990, rozwój stopów austenitycznych na żarowytrzymałe rury pieców do przetwarzania węglowodorów w przemyśle chemicznym i petrochemicznym. Dla stabilizacji mikrostruktury austenitycznej zwiększono zawartość niklu, zmniejszono zawartość węgla i wprowadzono dodatki niobu, tytanu i aluminium. Odlewane odśrodkowo rury ze staliw austenitycznych zostały częściowo zastąpione walcowanymi na gorąco, wyciskanymi lub kutymi rurami ze stali austenitycznych.

### 1. WPROWADZENIE

W eksploatacji pieców do cieplnego rozkładu węglowodorów najważniejszym wskaźnikiem jest czas bezpiecznej i sprawnej pracy, określanej jako trwałość dyspozycyjna.

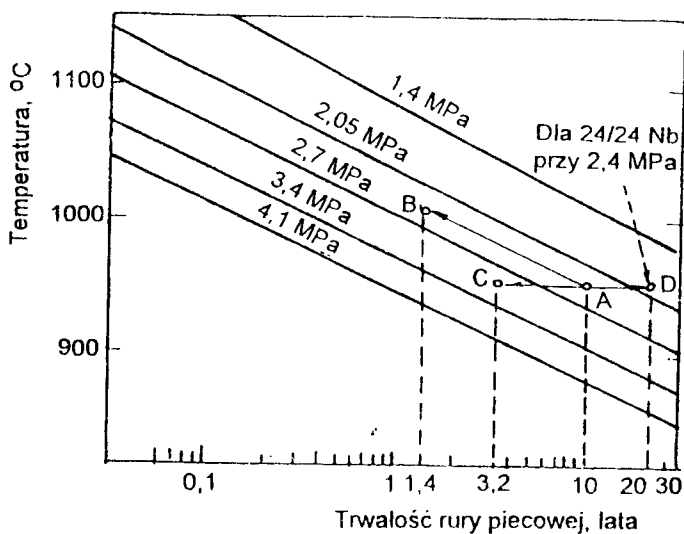
W związku z dużymi kosztami przestoju instalacji, zwykle pracujących w ruchu ciągłym, coraz większego znaczenia nabiera wybór odpowiedniego materiału rur pieców, przy czym mniej istotny staje się koszt budowy instalacji, natomiast wzrasta znaczenie wskaźnika mierzonego stosunkiem ceny rur do ich trwałości dyspozycyjnej. Stosowane materiały rur muszą spełniać nie tylko wymagania stawiane danej instalacji, ale też utrzymywać wymagane właściwości przez możliwie maksymalnie wydłużony okres eksploatacji pieca.

---

\* Krzysztof Krzysztofowicz jest stypendystą Fundacji na Rzecz Nauki Polskiej w roku 1995.

## 2. WARUNKI PRACY PIECÓW CHEMICZNYCH

Rury pieców do przetwarzania węglowodorów pracują w temperaturach od 800 do 1150 °C, przy ciśnieniu wewnątrz rur od 2 do 4 MPa. Dla długotrwałej pracy rur ważne jest utrzymywanie stabilnych warunków pracy. Przeprowadzone w latach siedemdziesiątych w USA inspekcje wykazały, że każdego roku w jednym na pięć pieców do parowego reformingu metanu wystąpiły nieoczekiwane zniszczenia przez pełzanie rur katalitycznych wskutek przegrzania [1]. Rysunek 1 pokazuje, jak zmienia się trwałość rur ze staliwa HK-40 w piecu do parowego reformingu metanu ze zmianą temperatury i ciśnienia w rurach. Punkt A na rysunku pokazuje standardową trwałość 10 lat pracy rur w temperaturze 950 °C, przy ciśnieniu wewnątrz rur 2,4 MPa. Wzrost temperatury o 55 °C powyżej temperatury projektowej może skrócić trwałość rur do 1,4 roku (punkt B). Podobnie wzrost ciśnienia o 0,7 MPa może skrócić trwałość rur do 3,2 roku (punkt C).



Rys.1. Małe zmiany ciśnienia i temperatury silnie wpływają na trwałość rur ze staliwa HK-40 w parowym reformingu metanu [1]

Przeegrzanie ścian rur reformerów metanu może być częściowo spowodowane zniszczeniem katalizatora i stąd blokowaniem przepływu gazu syntezowego [2]. Dlatego duże znaczenie ma ścisła kontrola przebiegu katalizy, a zwłaszcza częstotliwość regeneracji katalizatora, ustawienie palników itp. Przeegrzanie ścian rur pieców do pirolizy może być spowodowane blokowaniem przepływu ciepła przez osady sadzy na wewnętrznych powierzchniach rur. Osady sadzy oprócz podwyższania temperatury ścian rur obniżają temperaturę reakcji pirolizy i przez to zmniejszają wydajność pieca, stąd duże znaczenie ma częstotliwość czyszczenia rur z osadów sadzy.

Obok pełzania dalszym zagrożeniem trwałości rur jest ich utlenianie, zmęczenie i nawęglanie.

Zużycie korozyjne powierzchni rur zmniejsza czynny przekrój rury i powoduje wzrost naprężeń w pozostałym przekroju, co przyspiesza pełzanie. Na zimnych końcach rur reformerów metanu mogą występować pęknięcia wywołane korozją naprężeniową.

Zmęczeniowe uszkodzenia rur pieców są spowodowane pulsacją ciśnienia wewnątrz rur, zmianami temperatury rur i wstrząsami cieplnymi powstającymi przy włączaniu i wyłączaniu pieca z pracy. W latach sześćdziesiątych inspekcje w USA wykazały, że jeden na cztery piece do parowego reformingu metanu każdego roku miał nieoczekiwane zniszczenia rur katalitycznych, rur rozgałęźnych i wylotowych rur kompensacyjnych, spowodowane cyklicznymi naprężeniami cieplnymi, występującymi zwłaszcza przy rozruchu i wyłączaniu pieca [1]. To może być głównym problemem w piecach do pirolizy etylenu, które wymagają częstego wyłączania dla oczyszczenia rur z sadzy.

W czasie eksploatacji pieców do przetwarzania węglowodorów obserwuje się też nawęglanie ścian rur, zwłaszcza rur pirolitycznych, głównie idące od powierzchni wewnętrznej rur. Nawęglanie rur zubaża osnowę stopu Cr-Ni w chrom, który wydziela się w postaci węglików chromu [3]. Stop Cr-Ni w obszarze nawęglonym staje się podatny na utlenianie (idzie ono po granicach ziaren austenitu w głąb materiału), ma większą objętość i mniejszy współczynnik rozszerzalności cieplnej niż stop w obszarze nienawęglonym, co w wysokich temperaturach wzbudza naprężenia, ma mniejsze przewodnictwo ciepłe oraz mniejszą plastyczność i wytrzymałość na pęczanie, co przyczynia się do powstawania mikropęknięć. Prędkość nawęglania ostro zwiększa się w temperaturach powyżej 1000 °C, (rys.2), co tłumaczy się rozpadem ochronnej warstwy tlenków chromu na powierzchni rury.

### 3. RURY ŻAROWYTRZYMAŁE W PIECACH CHEMICZNYCH

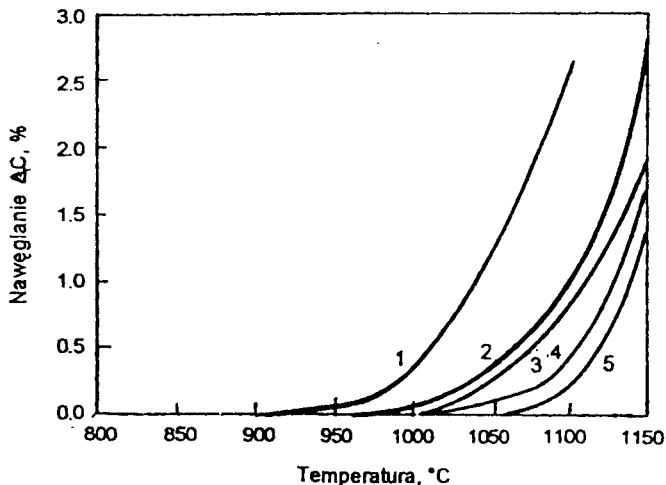
Stopy żaroodporne na rury pieców do przetwarzania węglowodorów, w kolejności ich wprowadzenia do produkcji rur w latach 1960 - 1990, zestawiono w tabeli 1. Podane w tabeli rury były lub są produkowane w zakładach Inco Alloys International, INC w Huntington w USA, Manoir Industries Co w Pompey we Francji, Schmidt und Clemens GmbH w Niemczech i Blaw-Knox Ltd w Pittsburgh w USA.

Podstawową metodą produkcji rur pieców chemicznych jest odśrodkowe odlewanie w maszynach odlewniczych z poziomą (głównie) lub pionową osią obrotu. Przy tym sposobie odlewania powstaje gruba, dendrytyczna, kolumnowa struktura ścian rur, która jest odporniejsza na pęczanie niż struktura drobnych, równoosiowych ziarn austenitu w ścianach rur kształtowanych plastycznie [8]. Należy stosować możliwie dużą prędkość chłodzenia odlewu rury. Im większa jest prędkość chłodzenia odlewu rury, tym większe są kolumnowe ziarna austenitu, tym mniej wydziela się w strukturze eutektycznych węglików, tym więcej jest węgla rozpuszczonego w austenicie, tym większy jest parametr sieci austenitu, tym większe są kolumny dendrytów, tym większa jest wytrzymałość rur na pęczanie (rys.3) i stąd większa trwałość rur przy zadanych warunkach pracy lub możliwość podniesienia parametrów pracy rury i zwiększenia przez to wydajności pieca [9].

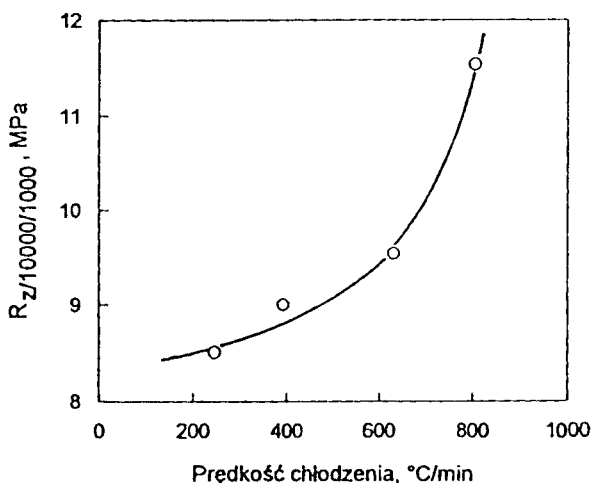
Wewnętrzną powierzchnię odlewu rury obrabia się mechanicznie, ponieważ zwiększa to odporność rury na utlenianie i nawęglanie, występujące zwłaszcza w rurach pieców do pirolizy [2].

Jako pierwsze w odlewanych odśrodkowo rurach piecowych zastosowano staliwo HK-40. Jak pokazuje rysunek 1 pozwala ono na uzyskanie 10-letniej trwałości rur przy pracy w temperaturze 950 °C i ciśnieniu wewnątrz rur 2,4 MPa. Jeżeli nawet praca

rir przebiega w projektowanych warunkach, temperatura pieca jest często niejednolita i wzrasta o 20 °C. Także na grubości ściany rury temperatura nie jest jednakowa, a termopara przyłożona do zewnętrznej powierzchni rury pokazuje wyższą temperaturę. Te trudności powodowały, że albo trzeba było obniżyć temperaturę procesu o 20 °C poniżej temperatury projektowej, albo zastosować na rury staliwo odporniejsze na pełzanie, których kilka opracowano.



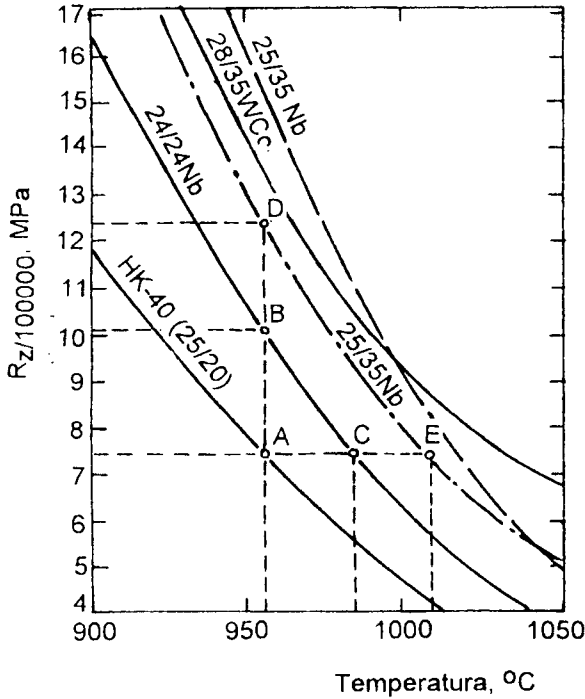
Rys.2. Nawęglanie stopów austenitycznych Cr-Ni zależnie od temperatury [4]:  
 1 - stal X5CrNiNb 19 9, 2 - staliwo G-X40CrNiSi 25 20 z 1,1% Si, 3 - staliwo G - X40NiCr 35 25, 4 - staliwo G-X40CrNi 25 20 z 2,4% Si i G - X40NiCr 30 30, 5 - staliwo G - X40NiCr 33 28 z 3,7% Si



Rys.3. Wpływ prędkości chłodzenia odlewu rury ze staliwa HK-40 na  $R_z/100000$  rury [9]

Rysunek 4 pokazuje ulepszoną wytrzymałość na pełzanie tych staliw w temperaturach pracy reformerów [1]. Staliwo 24/24 Nb może albo pracować przy naprężeniu w rurze o ok. 30 % większym niż staliwo HK-40 w temperaturze 955 °C (punkt B w stosunku do punktu A dla HK-40 na rys.4) lub umożliwić prowadzenie reformingu w

temperaturze o 30 °C wyższej (punkt C). Przy stosowaniu rur ze staliwa 24/24 Nb w temperaturze 955 °C i przy ciśnieniu 2,4 MPa zwiększa się trwałość rur powyżej 20 lat [1].



Rys.4. Staliwa na rury reformerów, posiadające większą wytrzymałość na pęcznienie w stosunku do staliwa HK-40 [1]

Staliwo 24/24 Nb jest tylko o 5 % droższe od staliwa HK-40, pozwala na skuteczne zwiększenie parametrów procesu i daje większą pewność bezawaryjnej pracy. To staliwo zostało szeroko zastosowane w Europie i Japonii z dobrymi wynikami.

Tendencja do ulepszania doprowadziła do opracowania staliwa 25/35 Nb. Dla rur o tej samej grubości ściany, rury ze staliwa 25/35 Nb mogą pracować w temperaturze o 55 °C wyższej niż rury ze staliwa HK-40 (punkt E), a w temperaturze 955 °C wytrzymałość ich na pęcznienie jest większa o ok. 65 % (punkt D) niż rur ze staliwa HK-40. Koszt staliwa 25/35 Nb jest tylko o ok. 20 % większy niż staliwa HK-40, przy czym daje ono pewne dodatkowe korzyści:

- 1) wykorzystanie większej wytrzymałości stopu na pęcznienie pozwala zastosować rury o cieńszych ścianach. Zużywa się mniej metalu, co równowazy jego zwiększoną cenę;
- 2) zwiększa się wydajność pieca. Zastąpienie rur ze staliwa HK-40 rurami ze staliwa 25/35 Nb o tej samej średnicy zewnętrznej, lecz o większej średnicy wewnętrznej, może zwiększyć o 30 ÷ 40 % miejsce na katalizator, co redukuje spadek ciśnienia

przez krótsze łożysko katalizatora lub zwiększa wydajność pieca przy tej samej długości łożyska katalizatora;

- 3) użycie cieńszych rur daje większą prędkość przepływu ciepła. Cienkie rury lepiej znoszą naprężenia podczas rozruchu i wyłączeniu pieca. Większa zawartość niklu (35 % zamiast 20 %) zmniejsza współczynnik rozszerzalności cieplnej staliwa, co ułatwia przenoszenie naprężeń cieplnych. W sumie może to dwukrotnie zwiększyć trwałość rur [10].

Wobec częstych przypadków nieoczekiwanych zniszczeń rur rozgałęźnych pieców, spowodowanych cyklicznymi naprężeniami cieplnymi, w latach sześćdziesiątych powstało przekonanie, że rurom odlewanym ze staliwa brakuje wystarczającej plastyczności i odporności na wstrząsy cieplne, co jest potrzebne zwłaszcza dla rur rozgałęźnych i rur kompensatorów na wylocie gazów z pieca. W latach sześćdziesiątych badano, czy obniżenie zawartości węgla w odlewach rur ze staliwa HK-40 wystarczająco ulepszy ich plastyczność i spawalność. Jednak tabela 2 pokazuje, że już po starzeniu 850 °C/500 godz. udarność staliwa HK-40 z obniżoną zawartością węgla jest równie zła, jak udarność staliwa z normalną zawartością węgla 0,45 % [1]. Związane to jest z pojawieniem się w strukturze stopu starzonego kruchej fazy sigma.

Tabela 2. Wpływ zmniejszenia zawartości węgla na właściwości mechaniczne i strukturę staliwa HK-40 [13]

Lp.	Zawartość C %	Właściwości mechaniczne				Udarność, J		Faza sigma 850 °C/ 500h %
		R <sub>e</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Z %	po od- laniu	850 °C/ 500h	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	0,04	242	475	43,0	36,0	103	6	38
2	0,18	250	480	27,4	28,5	51	6	18
3	0,31	268	490	17,6	18,4	21	7	8
4	0,45	268	480	14,2	13,8	8	7	0
5	0,60	268	480	9,2	8,0	8	7	0
6	0,90	272	495	3,2	4,5	8	7	0

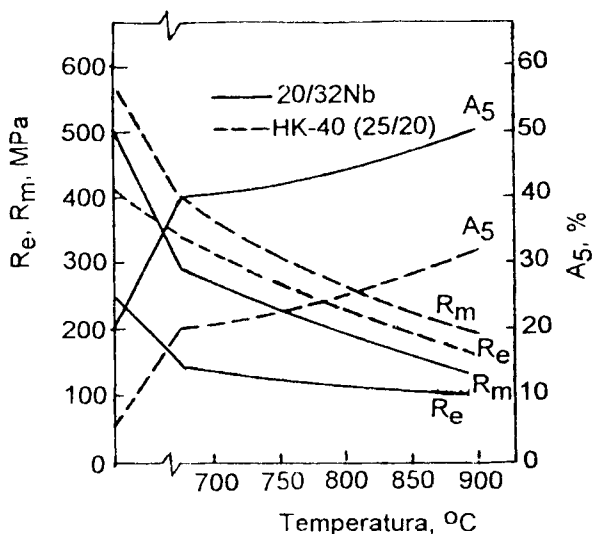
Dopiero opracowanie odlewniczej wersji stopu 800H (24/32 Nb) z 0,10 % C i 0,5 ÷ 1,5% Nb, dało odlewy rur o ulepszonej plastyczności, dużej wytrzymałości powyżej 900 °C i małej tendencji do wzrostu kruchości przy starzeniu. Został on szeroko zastosowany w Europie. Jest on tańszy niż stop 800H do przeróbki plastycznej ze względu na większą wytrzymałość na pełzanie.

Rury rozgałęźne są wykonywane przez odlewanie odśrodkowe. Stosunkowo mały współczynnik rozszerzalności cieplnej odlewów 20/32 Nb daje dobre zachowanie się rury przy cyklicznych naprężeniach cieplnych. Rury te są w eksploatacji już ponad 15 lat i brak dotychczas doniesień o ich pękaniu lub zniszczeniu. Stop ma doskonałą spawalność, dobrą plastyczność i odporność na wstrząsy cieplne. Wydłużenie nowego stopu wynosi 25 %, a po starzeniu stopu - 15 % [1]. Porównanie właściwości mechanicznych stopów HK-40 i 20/32 Nb pokazano na rysunku 5.

Stop 20/32 Nb stał się normą dla wysokotemperaturowych rurociągów. Łączy dobrą wytrzymałość na pełzanie z dużą plastycznością i wytrzymałością na niskocyklowe zmęczenie cieplne, nawet po długim okresie eksploatacji rury.



W rozwoju stopów, dla zwiększenia odporności staliw na nawęglanie, wprowadzono w ich skład krzem. Odporność staliwa na nawęglanie można porównać przy użyciu wskaźnika  $K = 5Ni + 9\% Si$ . Podjęto też rozwiercanie i honowanie otworów rur odlewanych do  $R_a = 0,63 \div 1,25 \mu m$ . Korzystne okazało się też utworzenie odnawialnego filmu tlenków Cr, Si i Al na powierzchniach wewnętrznych rur piecowych. Zmiany te pozwoliły zmniejszyć wrażliwość stopów na nawęglanie, jak to przedstawiono na rysunku 6.



Rys.5. Właściwości mechaniczne staliw HK-40 i 20/32 Nb [1]

Oprócz modyfikacji stali 800H na stop odlewniczy lub kuty, opracowano kilka stali żaroodpornych na walcowane na gorąco lub wyciskane rury piecowe typu Cr-Ni, o ulepszonej wytrzymałości na pełzanie w stosunku do stali 18-8 i o znacznie ulepszonej plastyczności i wytrzymałości na zmęczenie w stosunku do rur ze staliwa HK-40. Stałe te podano w tabeli 1. Stosuje się je głównie na rury walcowane na gorąco, pracujące poza skrzynią ogniową pieca, a więc rury rozgałęźne, wylotowe rury kompensacyjne i rury przesyłowe. Ze względu na warunki pracy rury te mogą mieć nieco mniejszą wytrzymałość na pełzanie od rur odlanych odśrodkowo, natomiast muszą mieć dobrą plastyczność i wytrzymałość na zmęczenie.

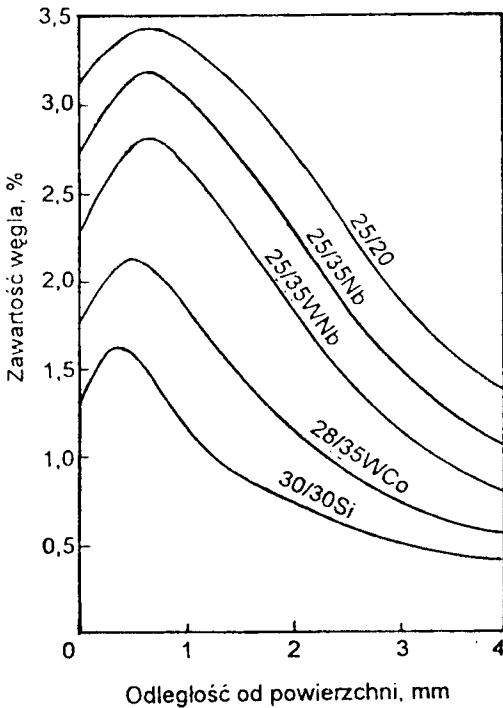
Ostatnim problemem do rozwiązania w rozwoju stopów na rury pieców chemicznych było ograniczenie osadzania sadzy na wewnętrznych powierzchniach rur, zwłaszcza rur pieców do pirolizy. Ograniczenie osadzania sadzy w rurach zmniejsza częstotliwość wyłączania pieców dla czyszczenia rur, a więc zmniejsza zmęczenie cieplne rur. Według niektórych poglądów stopy odporne na nawęglanie są jednocześnie odporne na osadzanie sadzy. Istnieje natomiast miernik odporności stopu na osadzanie sadzy, który wymaga aby  $\% Cr + 2\% Si > 24$  [1]. Tak więc wprowadzenie krzemu do stopu Cr-Ni na rury piecowe daje zwiększenie odporności rur na osadzanie sadzy.

Jak widać, w rozwoju żaroodpornych stopów Cr-Ni na rury piecowe zwiększono w nich zawartość niklu oraz wprowadzono w ich skład dodatkowe pierwiastki: kobalt, wolfram, miedź, krzem, tytan, niob i aluminium. Nikiel i kobalt promują powsta-

Tabela 1. Stopy żaroodporne na rury pieców chemicznych produkowane w latach 1960-1990 [1, 3, 6-9]

Lp	Oznaczenie handlowe	Skład chemiczny, %										R <sub>z</sub> /100000, MPa				
		Cr/Ni	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Inne	760°C	870°C	980°C	1095°C		
Rury odlewane odfródkowo																
1	HK-40	25/20	0,40	1,50	1,50	2,00	25	20	-	-	-	31	15	6	-	
2	T-47	25/20	0,30-0,55	1,00-2,50	1,00-2,50	23-28	18-24	18-24	-	-	-	30	13	6	-	
3	TX-47	25/20 Ti	0,30-0,55	1,00-2,50	1,00-2,50	23-28	18-24	18-24	-	Ti	-	63	27	11	2,9	
4	TMA-4700	25/20 Ti	0,30-0,50	1,00-2,50	1,00-2,50	23-28	18-24	18-24	+	Ti	-	65	31	15	3,1	
5	G-40CrNiSi2520	25/20 Si	0,20-0,50	1,00-2,50	max 2,00	24-26	19-21	19-21	-	-	-	-	-	-	-	
6	IN-519	24/24 Nb	0,25-0,35	max 1,00	max 1,00	23-25	23-25	1,4-1,8	-	-	-	50	22	10	-	
7	T-45	24/24 Nb	0,35-0,50	1,00-2,00	1,00-1,50	19-26,5	23,5-26,5	+	-	-	-	28	9	-	-	
8	G-X50NiCr3525	25/55	0,40	1,5	max 1,50	25	35	35	-	-	-	-	-	-	-	
9	T-64	25/55 Nb	0,35-0,60	1,00-2,00	1,00-1,50	23-28	33-38	1,5	-	-	-	-	34	13	4,2	
10	TX-63	25/55 Ti	0,35-0,60	1,00-2,00	1,00-1,50	23-28	33-38	1,5	-	Ti	-	-	21	9	2,4	
11	Man. XA	25/55Nb	0,35-0,50	1,00-2,00	1,00-2,00	20-27	34-40	+	-	-	-	49	21	9	3,8	
12	Man. 35K	25/55 WCo	0,40-0,60	1,00-2,00	0,70-1,25	24-28	34-38	-	+	14-16 Co	-	72	36	19	6,7	
13	G-X50NiCrCoW3525	25/25 WCo	0,50	1,50	max 1,00	25	35	-	-	15 Co	-	-	-	-	-	
14	G 4868	30/30 Si	0,55	1,30	2,00	30	30	-	-	-	-	36	17	7	2,2	
15	H 110	30/33 W	0,55	1,20	1,20	30	33	-	-	-	-	-	18	9	3,9	
16	Man. XT	35/45 Nb	0,35-0,45	1,00-2,00	1,00-1,50	32-37	42-46	+	-	4,5	-	54	28	12	4,1	
17	Man. XTM	35/45 Ti	0,40-0,45	1,00-2,00	1,00-2,00	34-37	43-48	+	-	-	-	60	32	18	5,8	
18	G-X50NiCrW4828	28/48 W	0,45	1,50	1,50	28	48	-	-	5,0	-	-	22	10	3,0	
Rury odlewane lub kute																
1	800H cast	20/32 Nb	0,10	1,50	1,50	20	32	1,0	-	-	-	35	15	4,7	-	
2	800H forged	20/32	0,10	1,50	1,00	20	32	1,0	-	-	-	29	11	3,4	-	
Rury walcowane na gorąco																
1	310 SS	25/20	0,15	0,75	2,00	25	20	-	-	-	-	-	-	-	-	
2	X15CrNiSi2520	25/20 Si	max 0,15	1,8-2,3	max 2,00	24-26	19-21	-	-	-	-	-	-	-	-	
3	X10NiCrAlTi3220	20/32 Ti	max 0,12	0,5	0,75	21	32	-	-	-	-	-	-	-	-	
4	800	20/32	0,05	0,35	0,75	20	32	-	-	-	-	27	11	4,2	-	
5	IN-800	20/32	max 0,10	max 1,00	max 1,50	19-23	30-35	-	-	Al+Ti<0,7	-	22	9	4	-	
6	800HT	20/32	0,10	0,35	0,75	20	32	-	-	0,15-0,6 Al, 0,15-0,6 Ti	-	36	14	5,2	-	
7	800HT	20/32 Ti	0,06-0,10	max 1,00	max 1,50	19-23	30-35	-	-	Al+Ti > 0,85	-	36	17	5,6	2,0	
8	IN-802	20/32 Ti	0,35	0,75	0,75	20	32	-	-	Al+Ti : 0,75 Ti	-	56	19	5,6	1,8	
9	800DS	20/37	0,15	2,20	0,75	20	37	-	-	0,3 Al ; 0,3 Ti	-	-	-	-	-	

wanie austenitu, zmniejszają wrażliwość stopu na tworzenie się przy starzeniu kruchej fazy sigma, zwiększają wytrzymałość stopu na pełzanie. Krzem i aluminium zwiększają odporność stopu na utlenianie. Krzem daje umocnienie roztworowe stopu. Wolfram tworzy trudno rozpuszczalne węgliki i przez to utrudnia powstawanie węglików chromu, zubożających w chrom obszary przyległe do granic ziarn austenitu i ułatwiających korozję międzykrystaliczną. Podobnie działają niob i tytan, tworzące węgliki i azotki. Wolfram, niob i tytan dają utwardzenie wydzieleniowe stopu. Nikiel z tytanem i aluminium tworzy związki międzymetaliczne  $Ni_3(TiAl)$ , utwardzające stop. Miedź zwiększa odporność stopów na działanie kwasów.



Rys.6. Nawęglanie stopów Cr-Ni w temperaturze 1100 °C przez 520 godz. w granulowanym węglu. Widać korzystną rolę Ni, Si i Cr [1]

#### 4. PODSUMOWANIE

W piecach chemicznych stosuje się głównie odlewane odśrodkowo rury ze stali austenitycznych. W dążeniu do zwiększenia trwałości eksploatacyjnej rur obecnie coraz szersze zastosowanie znajdują walcowane na gorąco, wyciskane lub kute rury ze stali austenitycznych, które charakteryzują się w porównaniu z rurami odlewanymi ze staliwa większą plastycznością, odpornością na korozję i odpornością na niskocyklowe zmęczenie. Zwiększenie zawartości niklu, wprowadzenie krzemu, zmniejszenie zawartości węgla i wprowadzenie dodatków kobaltu, wolframu, miedzi, niobu, tytanu i aluminium, zwiększa w określonych zastosowaniach, trwałość dyspozycyjną rur.

Opracowane nowe stopy Cr-Ni na rury piecowe, w stosunku do wyjściowego stopu HK-40, posiadają większą wytrzymałość na pełzanie, dobrą plastyczność, większą wytrzymałość na niskocyklowe zmęczenie cieplne, odpowiednią stabilność struktury (brak fazy sigma po starzeniu), mniejszy współczynnik rozszerzalności cieplnej, większą odporność na utlenianie, nawęglanie i osadzanie sadzy. Wytrzymałość na pełzanie przestała być jedynym kryterium doboru stopu na rury piecowe. Podstawowe znaczenie uzyskało kryterium wyrażone stosunkiem ceny rury do jej trwałości dyspozycyjnej. Nowe stopy są droższe (do 20 %), co jednak w znacznej części może być zrekompenrowane mniejszym zużyciem stopu przez pocienienie ścian rur.

## LITERATURA

- [1] Schillmoller C.M.: Solving high-temperature problems in oil refineries and petrochemical plants. *Chemical Engineering*, Vol.93, No 1, 1986
- [2] Herda W.R., Swales G.L.: Nickellegierte Werkstoffe im Chemiefenbau. *Werkstoffe u. Korrosion*, B.22, H.9, 1971
- [3] Harrison J.M. et al.: The gaseous carburisation of austenitic steels. *Werkstoffe u. Korrosion*, B.30, H.10, 1979
- [4] Steinkusch W.: Aufkohlung von Schleuderguss-rohren in der petrochemischen Industrie und Erklärung dieses Verhaltens durch Laborversuche mit Chrom-Nickel Stählen und-Werkstoffen im Temperaturbereich von 800-1150°C. *Werkstoffe u. Korrosion*, B.28, H.1, 1977
- [5] Herda W.R., Maylor J.B.: Die wirtschaftliche Verwendung von hitzbeständigen Werkstoffen in Prozessöfen der Petrochemie. *Werkstoffe u. Korrosion*, B.28, H.2, 1977
- [6] Inco Alloys International Ltd. Prospekty. Hereford, England, 1993
- [7] Manoir Industries Ltd. Prospekty. Paris, France, 1993
- [8] Evans R.K.: Centrifugal casting proves its worth for critical components. *Metals and Materials*, May, 1979
- [9] Zaghoul M.B., Shinada T., Tanaka R.: Relation between structure and creep rupture strength of centrifugally cast HK-40 steel. *Transactions of ISIJ*, Vol.17, 1977
- [10] Jaske C.E., et al.: Predict reformer furnace tube life. *Hydrocarbon Processing*, Vol.62, No 1, 1983

## ECONOMY USE OF HEAT RESISTANT TUBES IN CHEMICAL FURNACES

### Summary

The development during 1960 - 1990 of austenitic alloy tubes used for chemical and petrochemical industry was presented. For the austenitic microstructure stabilisation nickel content was grown, carbon content reduced and introduced additions of niobium, titanium and aluminium. Centrifugally cast tubes were partially replaced by hot worked austenitic alloys tubes.

## **BADANIE STRUKTURY ZGRZEWANEGO TARCIOWO ZŁĄCZA ŻELIWA SFEROIDALNEGO ZE STAŁĄ AUSTENITYCZNĄ**

Stanisław Dymski

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85 - 225 Bydgoszcz

Przedstawiono badania strukturalne i mikrotwardości złącza zgrzewanego tarcio-wo żeliwa sferoidalnego ze stałą 1H18N9T. Stwierdzono, że łączenie austenitu żeliwa z austenitem stali jest korzystne przy tworzeniu się struktury osnowy żeliwa w strefie wpływu ciepła. Pojawienie się ferrytu siatkowego na tle perlitu w osnowie żeliwa powinno zwiększyć wytrzymałość złącza zgrzewanego tarcio-wo. Optymalizacja warunków zgrzewania i ewentualna obróbka cieplna może wpłynąć pozytywnie na wytrzymałość złącza.

### **1. WPROWADZENIE**

Ciepło powstające przy zgrzewaniu tarciovym i stygnięcie oddziałują na strukturę w złączu i strefie wpływu ciepła. Struktura ta z kolei wpływa na właściwości mechaniczne złącza. Tarciove zgrzewanie wykorzystuje się do łączenia odlewów w jedną część lub łączenia odlewów z półwyrobami wykonanymi inną technologią. Obecnie w technologii spajania nabiera większe znaczenie zgrzewanie tarciove odlewów z półwyrobami stalowymi [3, 6]. Realizuje się próby łączenia samego żeliwa sferoidalnego, a także żeliwa za pomocą przekładek stalowych [1, 5]. Właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego są bardzo korzystne, stąd najlepiej nadaje się ono, jako tworzywo odlewnicze, do łączenia za pomocą tarcia.

W procesie zgrzewania tarciovego łączone materiały, w złączu i strefie wpływu ciepła, nagrzewają się do wysokiej temperatury przekraczającej temperaturę krytyczną. Najwyższa temperatura występuje na powierzchni zgrzewania. Świadczy o tym obecność w osnowie żeliwa mikroobszarów ledeburytu płytkowego w pobliżu zgrzeiny [5]. Ten fakt niewątpliwie dokumentuje, że temperatura procesu może być bliska 1150 °C.

J. Hirsch [3] zgrzewając tarciovo zeliwo sferoidalne gatunek 400 -15 (GGG - 40.3) ze stałą K10 (St 35.8) podaje, że w osnowie znajdował się perlit, nie było natomiast ledeburytu i martenzytu.

Autorzy publikacji [6] informują o istnieniu w żeliwie martenzytu w próbkach o średnicy 2 mm i perlitu z troostytem (troostyt hartowania) oraz ferrytu przy graficie w próbkach o średnicy 80 mm. Cementyt wtórny natomiast występował na granicach ziarn eutektycznych. Po stronie stali z kolei była struktura perlityczno-troostytyczna z iglastym i siatkowym cementytem wtórnym, a po niej - ferryt i perlit.

W strefie wpływu ciepła tuż przy linii zgrzewania złącza z żeliwa sferoidalnego stwierdzono w strukturze osnowy perlit o dużej dyspersji (troostyt), siatkowy cementyt wtórny i ledeburyt [5].

Podczas zgrzewania tarciovego żeliwa sferoidalnego ze stałą 1H18N9T stwierdzono, że w stali wydzielają się węgliki chromu [7].

W analizie struktury złącza zgrzewanego nie można pominąć obecności wydzieleni grafitowych w żeliwie sferoidalnym. Z praktyki wiadomo, że grafit należy do tzw. tworzyw smarujących. A jaką rolę pełni w procesie zgrzewania tarciovego?

Grafit zmniejsza współczynnik tarcia i ogranicza wzrost temperatury [6]. Podczas tarcia ulega rozdrobnieniu tworząc tzw. strukturę pasmową a sferoidy grafitowe odkształcają się, ale spotyka się takie, które nie zmieniły kształtu [5].

Uwzględniając przebieg zmian struktury w złączu zgrzewanym tarciovo autorzy publikacji [3, 5, 6] wyrażają tezę, że w procesie zgrzewania żeliwa sferoidalnego zachodzi zjawisko dyfuzji. Przyczyną tego zjawiska jest niewątpliwie gradient stężenia węgla.

W Katedrze Materiałoznawstwa i Technologii Metali Wydziału Mechanicznego ATR w Bydgoszczy od szeregu lat są prowadzone próby zgrzewania tarciovego żeliwa sferoidalnego pod kierunkiem Prof. nadzw. dr. hab. inż. Henryka Oleszyckiego. Wykorzystywane są różne sposoby mające na celu otrzymanie wytrzymałości złącza przekraczającej wytrzymałość samego żeliwa sferoidalnego.

Podczas prób kształtowania czoła rury stali 1H18N9T w celu jej zamknięcia, przy pomocy narzędzia z żeliwa sferoidalnego, zachodziły przypadki trwałego łączenia obu materiałów [2]. Wobec tego powstała idea połączenia żeliwa sferoidalnego ze stałą austenityczną.

Z analizy stanu zagadnienia wynika, że struktura złącza i strefy wpływu ciepła, w szczególności żeliwa sferoidalnego, odgrywa niezwykle ważną rolę w kształtowaniu właściwości mechanicznych. Uwzględniając to i powstałą ideę postanowiono wykonać badania strukturalne złącza żeliwa sferoidalnego ze stałą austenityczną.

## 2. METODYKA BADAŃ

Parę w złączu zgrzewanym tarciovo stanowiły żeliwo sferoidalne gatunek 550 - 3 i stal kwasoodporna 1H18N9T. Żeliwo miało następujący skład chemiczny: 3,51 % C; 3,03 % Si; 0,4 % Mn; 0,13 % P i 0,007 % S i zostało wytopione w żeliwiaku kwaśnym z grzaniem dmuchem. Żeliwo odlewano do wilgotnych form piaskowych. Osnowa metalowa zawierała 68,5 % perlitu i resztę ferrytu. Grafit w stosunku do całkowitej powierzchni wynosił 12 %. Wydzielenia grafitowe sklasyfikowano jako: Gf9 (95 %) i Gw45.

Próbki żeliwne o średnicy 20 mm wycięto z dolnych części wlewków próbnych w kształcie Y typ II. Probka okrągła na czole miała występ w postaci czopa o długości 3 mm i średnicy 6 mm. Koniec tego czopa zatoczono na stożek.

Próbka stalowa o średnicy 20 mm została odcięta z pręta walcowanego. Na jej czole od strony powierzchni zgrzewania wykonano nakiełek, w kształcie stożka o kącie wierchołkowym  $90^\circ$ . Przygotowanie czół wykonano tak jak w pracy [1].

Próby zgrzewania wykonano na zgrzewarce tarciowej ZT4-13 przy parametrach:

- siła tarcia  $P_t = 29$  kN,
- czas tarcia  $\tau_t = 120$  s,
- siła spęczania  $P_{sp} = 34$  kN,
- czas spęczania  $\tau_{sp} = 3$  s.

Warunki zgrzewania ustalono opierając się o badania wstępne podane w pracy [1]. W próbie zgrzewania próbki żeliwne mocowano w uchwycie wrzeciona zgrzewarki, a w imadle suportu - próbki stalowe.

Próbie rozciągania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej ZD-40. Z próby rozciągania wyznaczono maksymalną siłę rozciągającą. Próbki rozciągano bez usunięcia wyplywki.

Przełomy próbek obserwowano na mikroskopie stereoskopowym MST-30, a następnie fotografowano.

Do badań strukturalnych wykonano zgląd metalograficzny na przekroju wzdłużnym z próbki zgrzewanej poddanej rozciąganiu. Obserwacje mikroskopowe przeprowadzono na całej powierzchni złącza, a fotografowano tylko w niektórych częściach złącza.

Na zglądach metalograficznych, wzdłuż prostej prostopadłej do powierzchni zgrzewania, oddalonej od tworzącej walca 2,5 mm, wykonano pomiary mikrotwardości na twardościomierzu PMT-3 przy obciążeniu 0,49 N (0,05 kG).

### 3. WYNIKI BADAŃ

Po zgrzewaniu tarciowym większe wyplywki posiadały próbki żeliwne. Średnica zewnętrzna wyplywki na obu próbkach wynosiła około 36 mm. Na jej obwodzie były promieniowe pęknięcia (rys.1).

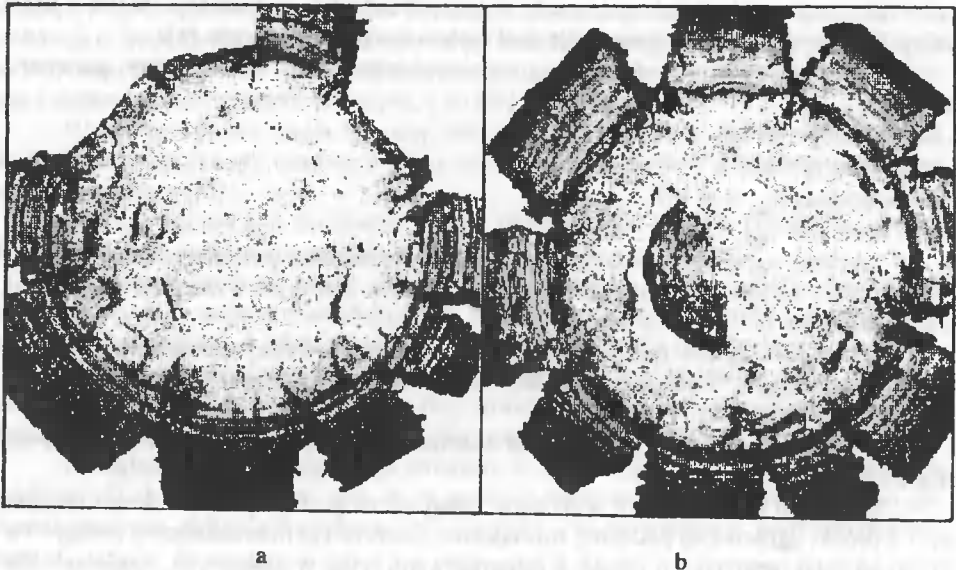
Złącze próbki 1 uległo pęknięciu przy  $F_m = 119,7$  kN, a złącze próbki 2 przy  $F_m = 109,9$  kN.

Zerwanie próbek nastąpiło po stronie żeliwa w pewnej odległości od linii zgrzewania. Powierzchnia przełomu próbki 1 jest ziarnista, szara (rys.1a). W środku próbki 2 widoczny jest prawie gładki, szary wycinek kołowy. Jest to pozostałość po zdeformowanym czopie próbki żeliwnej. Grubość materiału żeliwnego zgrzanego do próbki stalowej wynosiła ok. 1 mm.

Struktura osnowy żeliwa bezpośrednio przy linii zgrzewania jest perlityczna. Szerokość tej części struktury wynosi ok. 0,04 mm. Za nią na tle perlitu widoczna jest siatka ferrytu (rys.2).

W odległości około 2 mm od linii zgrzewania osnowa żeliwa jest perlityczna, przy wydzieleniach grafitowych są bardzo wąskie otoczki ferrytu (rys.3). Na granicy ziarna eutektycznego oprócz mikropor (ciemne punkty) i wtrąceń azotków tytanu (jasne punkty) na tle perlitu jest również cementyt wtórny w formie cienkiej siatki i płytek.

W dalszej części strefy wpływu ciepła w odległości około 4 mm od linii zgrzewania struktura osnowy składa się z perlitu i ferrytu (rys.4). Na granicy ziarna eutektycznego widoczny jest na tle perlitu cementyt wtórny.



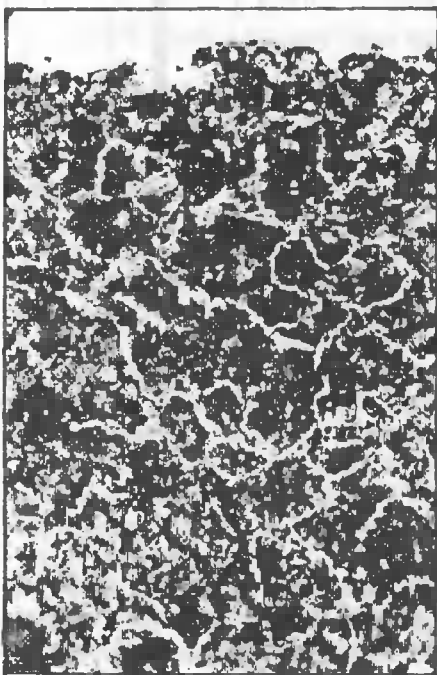
Rys. 1. Przełom próbki żeliwnej: a) próbka 1, b) próbka 2. Pow. 2x

Na rysunku 5 pokazano strukturę w osi próbki zgrzewanej po stronie żeliwa tuż przy linii zgrzewania (strona prawa). Struktura fragmentu czopa z bardzo drobnymi wydzieleniami grafitowymi ułożonymi pionowo. Grafit otoczony jest ferrytem. Charakter tej struktury jest pasmowy. Między pasmami jest perlit.

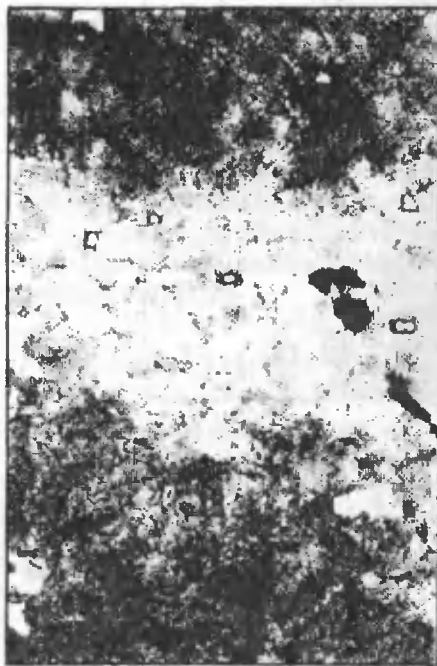
Struktura stali przy linii zgrzewania przedstawiona jest na rysunku 6. Linia zgrzewania (lewa strona) jest falista, tuż za nią w prawo na tle bardzo drobnych węglików (szara barwa) są kulkowe i płytkowe wydzielenia węglików (jasne). Dalej struktura składa się z węglików o dużej dyspersji wewnątrz ziarn (ciemne) i dobrze wykształconej siatki węglików. Pogrubione granice ziarn biegną jeszcze dalej, lecz z coraz mniejszą ilością drobnych węglików na tle austenitu. Struktura żeliwa po stronie lewej jest bardzo ciemna (przetrawiona). Jest to wynik zastosowania odczynnika ujawniającego strukturę stali austenitycznej.

Przebieg zmian mikrotwardości złącza i w strefie wpływu ciepła przedstawiono na rysunku 7. Struktura węglkowa przy linii zgrzewania posiadała najwyższą twardość  $557 \mu\text{HV}_{0,05}$ . W miarę oddalania się od tej linii twardość stali gwałtownie się obniża, a po stronie żeliwa twardość zmniejsza się systematycznie. Pomiary twardości wykonano do miejsca, w którym zmian strukturalnych w osnowie żeliwa nie było.





Rys.2. Struktura zeliwa przy linii zgrzewania (strona prawa). Pow. 250x



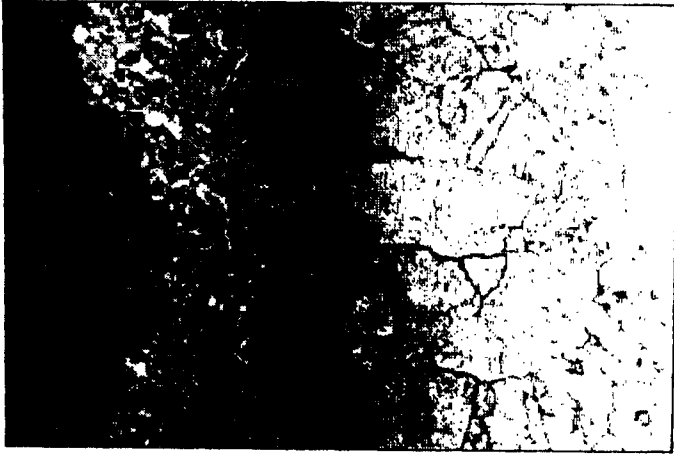
Rys.3. Struktura zeliwa w odległości ok. 2 mm od linii zgrzewania. Pow. 500x



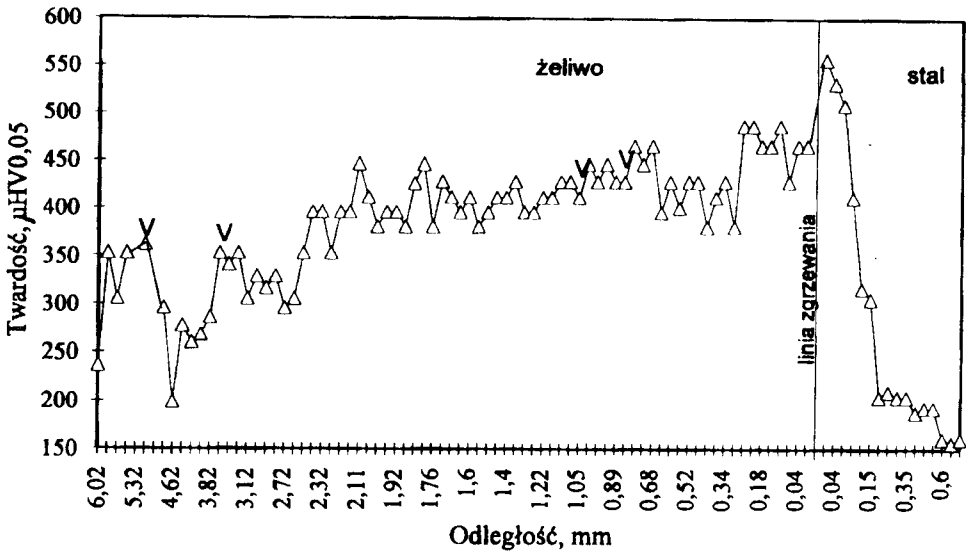
Rys.4. Struktura zeliwa w odległości ok. 4 mm od linii zgrzewania. Pow. 250x



Rys.5. Struktura zeliwa w osi złącza przy linii zgrzewania (strona prawa). Pow. 100x.



Rys.6. Struktura stali 1H18N9T przy linii zgrzewania. Pow. 500x. Trawienie odczynnikami o składzie:  $\text{HNO}_3$  - 1 cz,  $\text{HCl}$  - 2 cz,  $\text{C}_3\text{H}_5(\text{OH})_3$  - 2 cz,  $\text{H}_2\text{O}_2$  - 1 cz.



Rys.7. Mikrotwardość złącza zgrzewanego : żeliwo sferoidalne - stal 1H18N9T, V - wskazuje mikrotwardość obszarów granic ziarn eutektycznych

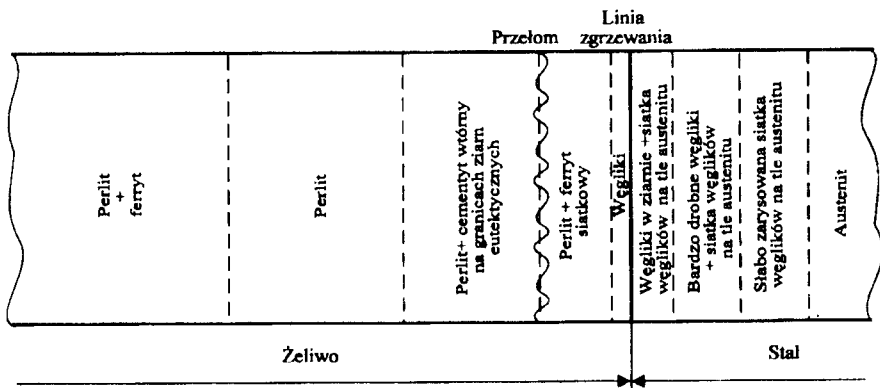
#### 4. ANALIZA STRUKTURY I TWARDOŚCI

Badania strukturalne złącza i strefy wpływu ciepła, uważane za miejsca decydujące o wytrzymałości połączenia spawanego, wyjaśniają procesy zachodzące podczas zgrzewania tarcowego, a także podczas studzenia. Pomiarzy mikrotwardości połączenia

zgrzewanego stanowią potwierdzenie występujących w nim składników strukturalnych. Na podstawie uzyskanych wyników i przeprowadzonych obserwacji mikroskopowych zilustrowano skład strukturalny osnowy metalowej żeliwa i stali 1H18N9T (rys.8).

Wydzielenia grafitowe w części środkowej próbki, tam gdzie znajdował się czop, uległy fragmentacji tworząc w tej części złącza strukturę pasmową. Ten typ struktury został dokładnie opisany w pracy [5]. Można więc przypuszczać, że względu na miejsce powstałego przełomu próbki 2, że ten fragment istniejący na linii zgrzewania decydował o jej wytrzymałości. Pojawienie się rozdrobnionego grafitu, otoczonego ferrytem, w strukturze pasmowej należy uznać za strefę materiału, która na pewno odznacza się zmniejszoną wytrzymałością na rozciąganie. Ograniczenie tej strefy powinno spowodować wzrost wytrzymałości złącza.

Niektóre sferoidy grafitowe w pozostałej części przekroju złącza uległy odkształceniu plastycznemu (spłaszczeniu). Im dalej od linii zgrzewania, tym stopień odkształcenia jest mniejszy.



Rys.8. Ilustracja struktury złącza zgrzewanego tarczowo żeliwa sferoidalnego ze stali

Odkształcenie to zostało spowodowane spęczaniem materiału. Plastyczny austenit żeliwa silnie się odkształca, a znajdujące się w nim sferoidy pod naciskiem osnowy zmieniają swój kształt w kierunku płynięcia materiału. W tej części złącza na linii zgrzewania nie ma struktury pasmowej.

W stali przy linii zgrzewania utworzyły się pojedyncze większe węgliki na tle bardzo drobnych (rys.6). Oddalając się od linii zgrzewania węgliki znajdują się na granicach ziarn austenitu tworząc siatkę węglikową. Wewnątrz ziarn znajdują się bardzo drobne węgliki. Ta struktura zanika im dalej od linii zgrzewania. Obecność węglików w austenicie stali potwierdza mikrotwardość tej strefy złącza.

Powstanie fazy węglikowej w stali austenitycznej niezbitcie dowodzi o istnieniu procesu dyfuzyjnego podczas zgrzewania. Temu procesowi towarzyszy ruch masy węgla z austenitu żeliwa do austenitu stali. W tym przypadku w dyfuzji węgla istotną rolę odgrywają pierwiastki stopowe stali. Wpływ składników stopowych wiąże się ze skłonnością do tworzenia węglików. Węglikotwórczy chrom zwiększa energię aktywacji, co przyczynia się do hamowania dyfuzji węgla w austenicie stali. Nikiel natomiast ten proces przyspiesza.

Po stronie żeliwa przy linii zgrzewania na niewielkiej szerokości jest bardzo ścisły perlit o twardości 466  $\mu\text{HV}_{0,05}$ . W pracy [1] wyżarzanie ferrytyzujące dwustopniowe złącza żeliwa sferoidalnego z przekładką ze stali austenitycznej przyczyniło się

do powstania tuż przy linii zgrzewania, po stronie żeliwa, sferoidalnych węglików na tle ferrytu. Stąd można uważać, że chrom ze stali przemieszcza się do austenitu żeliwa.

Pojawienie się w osnowie żeliwa siatki ferrytu na tle perlitu o dużej dyspersji (381- 487  $\mu\text{HV}_{0,05}$ ) jest związane z procesem dyfuzji węgla. W tej części strefy wpływu ciepła, na granicach ziarn austenitu, ze względu na sąsiedztwo austenitu stali, zachodzi ruch dyfuzyjny węgla. Jest on wynikiem istniejącego gradientu stężenia węgla w obu austenitach. Z uwagi na ten proces granica ziarna jest mniej nasycona węglem niż jego wnętrze. I podczas studzenia, po przekroczeniu temperatury  $A_{T3}$ , przemienia się w ferryt przed przemianą eutektoidalną. W zachodzącym procesie dyfuzyjnym określoną, dodatnią rolę pełni substruktura odkształconego plastycznie austenitu w wysokiej temperaturze. Zaistnienie w osnowie żeliwa ferrytu siatkowego wpływa korzystnie na złącze zgrzewane.

Cementyt płytkowy i siatkowy na granicach ziarn eutektycznych pojawił się w strefie wpływu ciepła za perlitem z siatką ferrytu. W tej części strefy wpływu ciepła, oddalonej od linii zgrzewania, austenit został nasycony węglem zgodnie z linią ES układu Fe -  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Studzenie tego austenitu, oddalonego od grafitu, wywołało utworzenie na granicach ziarn eutektycznych cementytu siatkowego i płytkowego. W centrum ziarna eutektycznego wokół wydzieleni grafitu powstał ferryt.

Studzenie osnowy żeliwa o niższym nasyceniu austenitu węglem spowodowało powstanie struktury perlityczno-ferrytycznej w centrum ziarna eutektycznego, zaś na jego granicy pojawiły się płytki cementytu wtórnego na tle perlitu. Wokół grafitu nie powstały otoczki ferrytu (rys. 4).

Występowanie w osnowie żeliwa sferoidalnego cementytu siatkowego i płytkowego obniża jego wytrzymałość na rozciąganie.

Przemiany strukturalne w strefie wpływu ciepła wpływają na właściwości mechaniczne, a w szczególności na twardość, wytrzymałość i plastyczność złącza zgrzewanego tarciowo. Chcąc poprawić właściwości tej strefy należy złącze poddać obróbce cieplnej.

## 5. ZAKOŃCZENIE

Badania struktury i mikrotwardości złącza zgrzewanego tarciowo stanowią przyczynek do spajania żeliwa sferoidalnego. Otrzymane wyniki i ich analiza pozwalają stwierdzić, że:

- istotny wpływ na wytrzymałość złącza zgrzewanego tarciowo ma struktura złącza i strefy wpływu ciepła po stronie żeliwa w pobliżu linii zgrzewania,
- istnienie gradientu stężenia węgla w zgrzewanych materiałach jest czynnikiem pozytywnym,
- występowanie ferrytu siatkowego w osnowie żeliwa korzystnie wpływa na wytrzymałość złącza zgrzewanego,
- granice ziarn eutektycznych, które pełnią istotną rolę w kształtowaniu wytrzymałości i plastyczności żeliwa, powinny być pozbawione cementytu wtórnego, poprzez np. zmniejszenie zawartości Mn w żeliwie,
- struktura pasmowa na linii zgrzewania jest strukturą niekorzystną i należy ją ograniczyć,
- faza węglkowa w stali nie wpływa na wytrzymałość złącza, lecz korzystnie oddziałuje na tworzenie struktury osnowy żeliwa w złączy podczas zgrzewania,

- optymalizacja warunków zgrzewania tarcowego powinna zagwarantować jak najmniejszą odkształcalność sferoidów grafitowych, dzięki czemu można będzie zachować niektóre właściwości żeliwa.

## LITERATURA

- [1] Cyranowski P.: Własności obrabionego cieplnie złącza: żeliwo sferoidalne - stal austenityczna - żeliwo sferoidalne. Praca dyplomowa, Wydział Mechaniczny, ATR w Bydgoszczy, 1994
- [2] Dymski S., Smarzyński S.: Kształtowanie czoła rury ze stali kwasoodpornej za pomocą tarcia w celu jej zamknięcia. XXXV Krajowa Konferencja Spawalnicza pt. "Postęp w technologiach, urządzeniach i materiałach do spawania i napawania". Sekcja Spawalnictwa SIMP w Częstochowie. Politechnika Częstochowska, Częstochowa, s. 151 - 159, październik 1992
- [3] Hirsch J.: Konstruktionsschweissen von Gusseisen mit Kugelgraphit (Sphäroguss) mit Baustahl. Konstruieren und Giessen, t.13, nr 2, s. 13, 1988
- [4] Kacprzak W., Lassociński J.: Badania możliwości zgrzewania tarcowego żeliwa sferoidalnego. Przegląd Spawalnictwa, nr 9, s. 205, 1976
- [5] Oleszycki H., Karulski T.: Zgrzewanie tarcowe żeliwa sferoidalnego. Zeszyty Naukowe ATR Bydgoszcz, Mechanika 36, Nr 184, s. 5, 1994
- [6] Richter H., Palzkill A.: Reibschweissen von Stahl mit Gusseisen mit Kugelgraphit. Konstruieren und Giessen, t.11, nr 2, s. 33, 1986
- [7] Szykowny T., Smarzyński S.: Zgrzewanie i kształtowanie tarcowe żeliwa ze stalą 1H18N9T. Przegląd Spawalnictwa, nr 9, s.17, 1993

## AN INVESTIGATION OF THE STRUCTURE OF THE FRICTION WELDED COUPLE OF SPHEROIDAL CAST IRON WITH AUSTENITIC STEEL

### Summary

Structural and micro hardness analyses of a friction welded couple of spheroidal cast iron with 1H18N9T steel have been studied. It has been observed that coupling of austenite iron and steel is advantageous when iron matrix structure in the heat influence zone is being created. The appearance of ferrite network with pearlite in the back ground should improve the strength of the friction welded couple. The optimization of the welding conditions and additional heat treatment may have positive impact on the strength of the couple as well.



## STRUKTURA A WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE ŻELIWA SFEROIDALNEGO HARTOWANEGO Z PRZEMIANĄ IZOTERMICZNĄ

Stanisław Dymski

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85 - 225 Bydgoszcz

Przedstawiono warunki hartowania z przemianą izotermiczną i jego wpływ na strukturę i właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego z podwyższoną zawartością Mn, wytopionego w żeliwiaku przemysłowym. Struktura w obszarach granic ziarn eutektycznych odgrywa istotną rolę w kształtowaniu właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego.

### 1. WPROWADZENIE

Żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną należy do tworzyw konstrukcyjnych, które kojarzą wysoką wytrzymałość i dobrą plastyczność. W zasadzie w żelwie to skojarzenie jest zależne od wzajemnego udziału bainitu i austenitu szczątkowego oraz innych czynników w jego osnowie.

Szczególnie korzystne właściwości wytrzymałościowe ma żeliwo sferoidalne zawierające podwyższoną zawartość pierwiastków węglotwórczych, ale równocześnie ma ono obniżoną plastyczność i udarność [2, 4, 5, 12, 13]. Pierwiastkami tymi są mangan i molibden. Tłumaczy się to tym, że mikrosegregacja pierwiastków przy krystalizacji wywołuje niejednorodność składu chemicznego i struktury [1-17].

Na granicach ziarn eutektycznych tworzą się obszary o mieszanej strukturze martenzytyczno-austenitycznej, które mogą również zawierać węgliki eutektyczne. Właśnie te obszary obniżają właściwości wytrzymałościowe i plastyczne żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną [2, 3, 4, 5, 7, 15, 17].

Molibden przyczynia się do powstania na granicy ziarn eutektycznych węglików i mikroporowatości. Wzbogacenie granic w mangan powoduje, że przemiana izotermiczna austenitu w bainit przebiega później niż w centrum ziarna [1, 3, 12, 13].

Zawartość manganu do 0,3 % (lub 0,55 %) gwarantuje wysoką plastyczność

żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną [2, 4, 13]. Wyższą wytrzymałość natomiast uzyskuje żeliwo, gdy zawiera ono około 0,8 lub 0,9 % Mn [2]. Molibden przyczynia się do wyższej wytrzymałości, lecz stosunkowo niskiego wydłużenia. Wzrost zawartości Mn i Mo zwiększają hartowność i strukturalną niejednorodność oraz obniżają plastyczność i powodują kruchość. Żeliwo uzyskuje wyższą plastyczność - gdy zawiera Ni i Cu - nawet w obecności małej ilości manganu i molibdenu [4, 12, 13]. Nikiel i miedź obniżają wytrzymałość [13]. Obniżenie zawartości Si z 2,88 do 1,57 % przyczynia się do pogorszenia udarności niezależnie od warunków hartowania z przemianą izotermiczną [19].

J.F. Janovak i współautorzy [8] uważają, że mikrosegregację można ograniczyć przez zwiększenie liczby sferoidów grafitowych, zwiększoną szybkość krystalizacji i odpowiedni dobór pierwiastków stopowych.

M. Nili Ahmadabadi, T. Ohide i E. Niyama [14] prezentują podobny pogląd jak w publikacji [8] i oświadczają, że zmniejszenie odległości pomiędzy wydzieleniami grafitu sprzyja zmniejszeniu mikrosegregacji Mn, co w konsekwencji przyspiesza przemianę i zmniejsza ilość austenitu nieprzemienionego.

E. Dorazil wraz z współautorami [3] uważa, że niejednorodność strukturalna może być uznana za główny czynnik obniżający wytrzymałość i plastyczność.

Otrzymanie wyższej plastyczności żeliwa uniemożliwia martenzyt występujący wspólnie z austenitem nieprzemienionym na granicach ziarn eutektycznych [2]. Obecność martenzytu w osnowie zwiększa skłonność do pęknięć żeliwa [4, 13, 14].

Przemiany strukturalne podczas odpuszczania żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną spowodowały zwiększenie właściwości mechanicznych żeliwa [7]. Stąd operacja odpuszczania może przyczynić się do złagodzenia niejednorodności strukturalnej.

Udarność niestopowego żeliwa o strukturze dolnego bainitu jest do trzech razy wyższa niż niskostopowego żeliwa o takiej samej strukturze, a żeliwa o strukturze górnego bainitu dwa razy [3, 4].

Austenityzowanie również wpływa na właściwości mechaniczne. Wzrost temperatury austenityzowania powoduje, że wydłużenie i wytrzymałość na rozciąganie obniżają się [4, 12]. Przy przedłużeniu czasu austenityzowania udarność ulega pogorszeniu [19].

Przedłużenie czasu wychładzania wpływa na zmniejszenie wydłużenia bez wyraźnych zmian wytrzymałości [4]. Wynika to z obniżenia udziału austenitu szczątkowego w osnowie.

Powiększona zawartość węgla w austenicie szczątkowym i związane z tym zmiany strukturalne można uważać za istotny czynnik obniżający wytrzymałość i plastyczność żeliwa [4].

W pracy [11] przedstawiono koncepcję optymalnego doboru czasu przemiany izotermicznej w celu uzyskania jak najlepszej udarności. Autorzy podkreślają, że osnowa powinna zawierać minimalną ilość nieprzemienionego austenitu i znikomą ilość cementytu. Właściwości plastyczne są odwrotnie proporcjonalne do ilości nieprzemienionego austenitu. Zwiększenie zawartości manganu przyczynia się do powiększenia udziału nieprzemienionego austenitu i tym samym obniża plastyczność i wytrzymałość [12, 13].

W kształtowaniu plastyczności żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną kluczową rolę odgrywa jednorodność osnowy metalicznej. Obecność wad



wewnętrznych, takich jak: mikroporowatość, wtrącenia żuźlowe i niemetaliczne, mikrosegregacja i obecność węglików, jest czynnikiem niekorzystnym [12, 17].

T. Kobayashi i H. Yamamoto [10], w celu podniesienia udarności, przeprowadzili próby umocnienia miejsc inicjujących pękanie, do których zaliczono granicę grafit - osnowa i granice ziarn eutektycznych, wykorzystując do tego mikrosegregację pierwiastków stopowych w osnowie żeliwa.

Z przeglądu literatury wynika, że żeliwo do badań zostało wytopione w elektrycznych piecach indukcyjnych [1-3, 5, 6, 16]. W niektórych pracach przed hartowaniem z przemianą izotermiczną żeliwo sferoidalne poddano operacjom cieplnym: normalizowaniu lub wyżarzaniu ferrytyzującemu [2, 3, 19]. Tymczasem w niniejszej pracy podjęto się badań żeliwa sferoidalnego o podwyższonej zawartości manganu, wytopionego w żeliwiaku przemysłowym, a przed hartowaniem nie wykonano dodatkowej obróbki cieplnej.

## 2. METODYKA BADAŃ

### 2.1. Materiał

Niestopowe żeliwo sferoidalne zostało wytopione w przemysłowym żeliwiaku kwaśnym z gorącym dmuchem. Sferoidyzację żeliwa przeprowadzono, za pomocą stopu magnezowego ML5, w zbiorniku żeliwiaka. Na rynnie spustowej ciekły metal modyfikowano FeSi. Żeliwo odlano do wilgotnych form piaskowych. Analiza składu chemicznego żeliwa wykazała następujące zawartości pierwiastków:

- żeliwo 1: 3,47 % C, 2,31 % Si, 0,82 % Mn, 0,10 % P i 0,007 % S,

- żeliwo 2: 3,18 % C, 2,69 % Si, 0,84 % Mn, 0,10 % P i 0,008 % S.

Osnowa metalowa żeliwa 1 i 2 składała się z perlitu - 85 % i ferrytu - 15 %. Ponadto w osnowie znajdowały się śladowe ilości cementytu. Wydzielenia grafitu odpowiadały wzorcom Gf 9 i Gw 45, przy czym żeliwo 2 posiadało około 5 % Gf 8.

Właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego określone na próbkach wyciętych z wlewków próbnych, oddzielnie odlewanych, pozwalają go zaliczyć do gatunku 550 - 3.

### 2.2. Badania strukturalne

Badania mikroskopowe i dyfrakcji rentgenowskiej wykonano na próbkach wyciętych z żeliwa 1. Z dolnej części wlewka próbnego o kształcie Y wycięto próbki o wymiarach 10 x 10 x 10 mm.

Austenityzowanie przeprowadzono w temperaturze  $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$  i czasie  $\tau_{\gamma} = 60$  minut w piecu elektrycznym sylitowym typ PSK-3. Do nagrzanego pieca ładowano pojemniki rurowe z próbkami. Pojemniki te dopełniano węglem drzewnym, po czym zaślepiano korkiem azbestowym. Miało to na celu zabezpieczenie próbek przed utlenieniem. Wahania temperatury w komorze pieca wynosiły  $\pm 5$  K. Po wyładowaniu próbek z pojemników wzucono je do koszyków drucianych i następnie zanurzono w kąpieli solnej SO140 w piecu wannowym typ PEW-1.

Przemianę izotermiczną realizowano w temperaturze  $T_{pi} = 250, 300, 350$  i  $400^{\circ}\text{C}$  oraz czasie  $\tau_{pi} = 15, 30, 60$  i 240 minut. Wahania temperatury kąpieli solnej

zawierało się w przedziale  $\pm 5$  K. Po określonym czasie wychładzania, wynikającym z założeń, próbki po wyjęciu z kąpieli solnej dochładzano w oleju o temperaturze otoczenia. Niektóre próbki poddano odpuszczaniu w celu ujawnienia martenzytu. Obserwację struktury wykonano przy użyciu mikroskopu świetlnego. Badania struktury wykonano również na replikach węglowych dwustopniowych w transmisyjnym mikroskopie elektronowym. Rentgenowską analizę strukturalną na dyfraktometrze DRON-1.5, przy promieniowaniu  $\text{CoK}\alpha$  o napięciu anody 38 kV, wykonano na zgładach metalograficznych. Rentgenogramy rejestrowano w zakresie kątowym  $2\theta$  od 49 do 55 °. Rejestrowano linie interferencyjne fazy  $\alpha$  (110) i fazy  $\gamma$  (111), (200). W badaniach dyfraktometrycznych wyznaczono: udział fazy  $\gamma$  i stężenie węgla w austenicie. Do wyznaczenia tych wielkości wykorzystano wzory podane w pracy [18].

### 2.3. Badania właściwości mechanicznych

Badania właściwości mechanicznych obejmowały określenie wpływu temperatury i czasu przemiany izotermicznej na umowną granicę plastyczności  $R_{0,2}$ , wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ , wydłużenie  $A_5$  i twardość HV oraz udarność  $K_C$ . Do badań wykorzystano żeliwo 2. Z dolnej części wlewków Y odcięto trzy prostopadłościenne pręty. Dwa z nich miały wymiary 25 x 20 x 180 mm. Z tych właśnie prętów wykonano próbki do próby na rozciąganie o średnicy pomiarowej 10 mm, które posiadały główki do uchwytów pierścieniowych. Próbę rozciągania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej ZD-40 z użyciem tensometru MKe.

Z trzeciego pręta, o wymiarach 25 x 13 x 180 mm, wycięto cztery próbki do badania udarności. Próbki, bez karbu, obrobiono na wymiar 10 x 10 x 55 mm. Próbki te zostały wycięte ze stref brzegowych pręta. Badanie udarności wykonano na młocie udarowym typ PSW-5 o energii 49 J (5 kGm).

Strukturę i twardość badano na próbkach pobranych z części pomiarowej zerwanych próbek do próby na rozciąganie. Strukturę oceniono za pomocą mikroskopu świetlnego. Pomiarzy twardości wykonano według metody Vickersa przy obciążeniu 981 N (100 kG). Na próbce wykonano trzy pomiary.

Wybrane przełomy próbek udarnościowych poddano badaniom fraktograficznym przy użyciu transmisyjnego mikroskopu elektronowego o napięciu przyspieszającym 80 kV. Badania zrealizowano na dwustopniowych replikach węglowych.

Obrobka cieplna próbek do próby na rozciąganie i udarność miała następujący przebieg: austenitowanie w temperaturze  $T_\gamma = 900$  °C i w czasie  $\tau_\gamma = 60$  minut w elektrycznym piecu typ PSK-3. Do pieca ładowano pojemniki rurowe. W każdym pojemniku umieszczono komplet próbek obrobionych na gotowo, składający się z trzech próbek do badań wytrzymałościowych i trzech do badania udarności. Pojemniki dopełniono węglem drzewnym, po czym na otwartą część rury układano wycinek blachy stalowej o grubości 1 mm. Miało to na celu zabezpieczenie próbek przed ewentualnym utlenieniem. Wahań temperatury pieca miały zakres  $\pm 5$  K temperatury nominalnej.

Po wyładowaniu pojemników z pieca komorowego próbki zanurzano w kąpieli solnej S0140. Przemianę izotermiczną w temperaturze  $T_{pi} = 250, 300, 350$  i  $400$  °C w czasie  $\tau_{pi} = 20, 60$  i  $180$  minut wykonano w piecu PÉW-1. Chłodzenie próbek przebiegało w taki sam sposób jak chłodzenie próbek do badań strukturalnych.

### 3. WYNIKI BADAŃ I ANALIZA

#### 3.1. Struktura żeliwa sferoidalnego

Struktura osnowy żeliwa po przemianie izotermicznej składa się z bainitu i austenitu szczątkowego oraz martenzytu, przy czym jego ilość maleje wraz z przedłużeniem czasu  $\tau_{pi}$ . Bainit rozrasta się od centrum ziarna eutektycznego w kierunku jego granicy, kosztem obszarów martenzytycznych. W końcowej fazie przemiany w ziarnach eutektycznych jest bainit, lecz na jego granicach istnieją obszary składające się z bainitu, martenzytu i austenitu. Cechy tego obszaru przedstawione są na rysunku 1. W środku widoczny jest jasny obszar austenitu nieprzemienionego. Martenzyt na obrazie jest ciemny wokół jasnego austenitu. Rysunek 2 pokazuje obszar graniczny ziarna eutektycznego, na którym widoczne są: płytki ferrytu bainitycznego (lewy dolny róg), martenzyt odpuszczony z wydzieleniami węglików i austenit nieprzemieniony (prawy górny róg).

Podczas przemiany izotermicznej w dolnym zakresie ( $T_{pi} = 250, 300 \text{ } ^\circ\text{C}$ ) bainit dolny ma formę iglastą. Wewnątrz ferrytu bainitycznego wydzieliły się węgliki (rys.3). Pomiedzy igłami znajduje się austenit.

Hartowanie z przemianą izotermiczną w zakresie temperatury  $T_{pi} = 350$  i  $400 \text{ } ^\circ\text{C}$  powoduje powstanie w osnowie żeliwa bainitu górnego. Bainit ten cechuje się płytkową formą ferrytu bainitycznego, bez wydzielen cementytu. W płytkach ferrytycznych są pojedyncze wydzielenia cementytu, przy czym najczęściej znajdują się one na brzegu (rys.4). Pomiedzy ferrytem bainitycznym występuje austenit szczątkowy, który na obrazie widoczny jest jako wklesły.

Wyniki badań dyfrakcyjnych i odpowiednich obliczeń zawarte są w tabeli 1. Wyznaczony parametr sieciowy austenitu  $a_\gamma$  posłużył do wyliczenia stężenia węgla w austenicie szczątkowym  $C_\gamma$ . Obliczono całkowitą zawartość węgla w austenicie szczątkowym znajdującym się w osnowie żeliwa ( $V_\gamma \cdot C_\gamma \cdot 10^{-2}$ ).

Stężenie węgla w osnowie żeliwa podczas austenitizowania  $T_\gamma = 900 \text{ } ^\circ\text{C}$  wyznaczono z wyrażenia (1) wykorzystanego z publikacji [20]:

$$C_\gamma^A = \frac{T_\gamma}{420} - 0,17 (\% \text{ Si}) - 0,95 \quad (1)$$

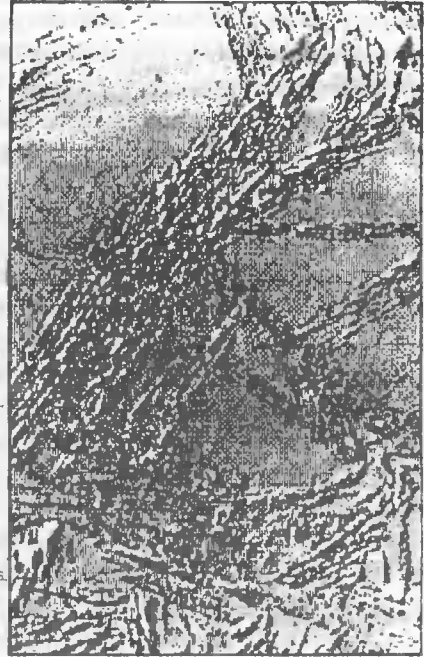
Według tego przybliżonego wzoru  $C_\gamma^A = 0,80\%$ . Wartość tę wykorzystano do określenia zawartości węgla w martenzytynie  $\alpha'$ , ferrycie bainitycznym  $\alpha$  łącznie z wydzieleniami  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Wynik obliczeń podany jest w ostatniej kolumnie tabeli 1.

Zmiany udziału austenitu szczątkowego  $V_\gamma$  w osnowie żeliwa sferoidalnego podczas przemiany izotermicznej są zgodne z kinetyką tej przemiany. W miarę podwyższania temperatury  $T_{pi}$  procentowy udział austenitu szczątkowego rośnie. Pod wpływem czasu jego udział również rośnie do pewnego maksimum, lecz przy wydłużaniu czasu przemiany  $\tau_{pi}$  się obniża.

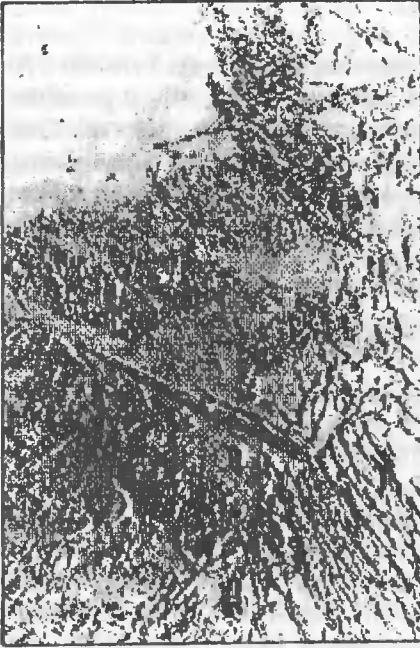
Nasylenie austenitu szczątkowego węglem  $C_\gamma$  w badanym zakresie temperatury wraz ze wzrostem temperatury  $T_{pi}$  i wydłużeniem czasu przemiany  $\tau_{pi}$  rośnie. Podobnie zachowuje się całkowita zawartość węgla w austenicie szczątkowym w osnowie żeliwa poza czasem  $\tau_{pi} = 240$  minut przy temperaturze  $T_{pi} = 300, 350$  i  $400 \text{ } ^\circ\text{C}$ . W tych przypadkach zawartość węgla w austenicie jest wynikiem malejącego udziału austenitu



Rys. 1. Struktura zeliwa sferoidalnego hartowanego w  $T_{pi} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$  i  $\tau_{pi} = 30$  minut. Odpuszczanie w  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Pow. 250x



Rys. 3. Struktura zeliwa sferoidalnego hartowanego w  $T_{pi} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$  i  $\tau_{pi} = 30$  minut. Pow. 9000x



Rys. 2. Struktura na granicy ziarna eutektycznego w zeliwie hartowanym w  $T_{pi} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$  i  $\tau_{pi} = 30$  minut. Odpuszczanie w  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Po v. 5000x



Rys. 4. Struktura zeliwa hartowanego w  $T_{pi} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$  i  $\tau_{pi} = 240$  minut. Pow. 16000x

w osnowie żeliwa.

W początkach przemiany izotermicznej oprócz ferrytu bainitycznego i austenitu jest również martenzyt, który powstał z nieprzemienionego austenitu. Stąd w krótkich czasach przemiany w osnowie żeliwa łączna zawartość węgla w martenzycie i bainicie jest tak wysoka. Im wyższa temperatura  $T_{pi}$  i dłuższy czas  $\tau_{pi}$  zawartość węgla w nich maleje, za wyjątkiem 400 °C i 240 minut. Malejąca zawartość węgla wynika również ze zmniejszenia udziału martenzytu w osnowie żeliwa. W końcowych czasach  $\tau_{pi}$  w temperaturze  $T_{pi} = 250$  i 300 °C zawartość węgla dotyczy może tylko bainitu, w którym ferryt bainityczny jest przesycony węglem i są wydzielenia cementytu. W ferrycie bainitycznym w temperaturze  $T_{pi} = 350$  i 400 °C ilość wydzieleni cementytu jest mała lub nie ma ich w ogóle ( $T_{pi} = 400$  °C,  $\tau_{pi} = 30$  i 60 minut). Stąd i zawartość węgla w bainicie górnym jest mała.

Wzrost zawartości węgla w bainicie górnym do wartości 0,52 % wynika z kinetyki przemiany, ponieważ nastąpiła przemiana fazy  $\gamma$  wg reakcji  $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ .

Tabela 1. Udział austenitu szcztkowego i zawartość węgla w osnowie żeliwa I

$T_{pi}$ °C	$\tau_{pi}$ minuty	$V_{\gamma}$ %	$C_{\gamma}$ %	$V_{\gamma} \cdot C_{\gamma} \cdot 10^{-2}$ %	$C_{\alpha'} + C_{\alpha} + Fe_3C$ %
250	15	13,1	0,67	0,09	0,71
	30	14,5	0,69	0,10	0,70
	60	30,7	0,78	0,24	0,56
	240	21,8	1,22	0,27	0,53
300	15	33,3	0,89	0,30	0,50
	30	35,6	1,11	0,40	0,40
	60	29,6	1,39	0,41	0,39
	240	23,7	1,55	0,37	0,43
350	15	33,2	1,35	0,45	0,35
	30	40,9	1,46	0,60	0,20
	60	33,4	1,55	0,52	0,28
	240	33,7	1,52	0,51	0,29
400	15	42,1	1,32	0,56	0,24
	30	47,3	1,39	0,66	0,14
	60	49,2	1,39	0,68	0,12
	240	19,6	1,43	0,28	0,52

### 3.2. Właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego

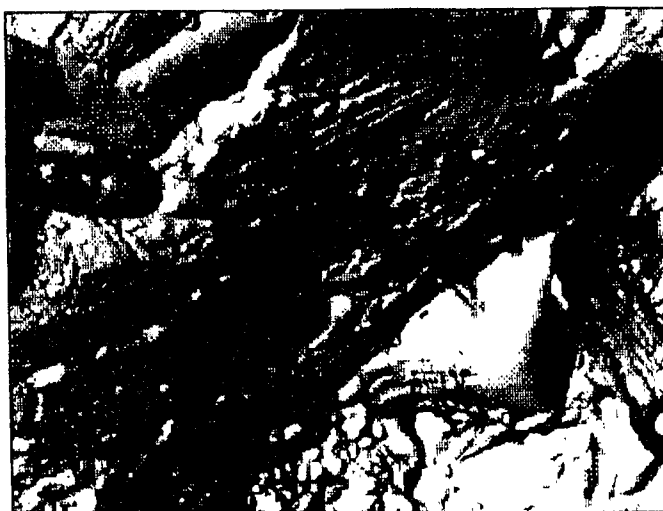
Wpływ temperatury  $T_{pi}$  i czasu przemiany  $\tau_{pi}$  przemiany izotermicznej żeliwa sferoidalnego na właściwości mechaniczne podano w tabeli 2.

Najwyższą wytrzymałość i twardość uzyskało żeliwo sferoidalne o strukturze bainitu dolnego. Właściwości plastyczne i udarność są dostateczne. Należy zwrócić uwagę na fakt, że żeliwo zostało wytopione w żeliwiaku przemysłowym. Uwzględniając procentowy udział austenitu szcztkowego, jako plastycznego składnika osnowy żeliwa, to jego wpływ powinien być efektywniejszy, gdyby nie oddziaływanie czynnika mikrosegregacyjnego. Badania na mikroskopie elektronowym ujawniły na granicach ziarn eutektycznych przełom mieszany składający się z przełomu kruchego i ciągliwego (rys. 5).

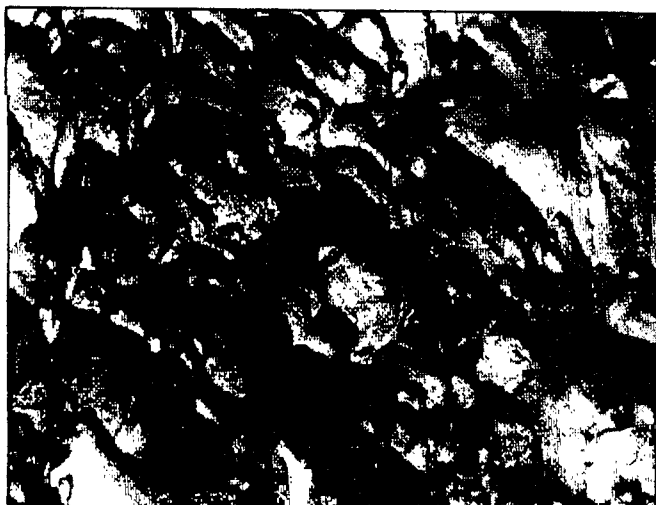
W centrum ziarna zaobserwowano przełom ciągliwy (rys.6). Takie zróżnicowanie przełomu w ziarnie eutektycznym jest wynikiem składu strukturalnego. W centrum ziarna występuje bainit i austenit szczątkowy, natomiast na jego granicach oprócz bainitu i austenitu jest również martenzyt.

Tabela 2. Właściwości mechaniczne zeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną

$T_{pi}$ °C	$\tau_{pi}$ min	$R_{0,2}$ MPa	$R_m$ MPa	$A_5$ %	$K_C$ J/cm <sup>2</sup>	Twardość HV100
250	20	-	633	0,3	7,5	524
	60	916	951	0,8	14,3	475
	180	-	1134	0,3	17,2	470
300	20	789	892	0,6	15,6	431
	60	857	1103	1,0	23,1	422
	180	908	1122	1,6	30,5	409
350	20	727	845	2,7	14,7	400
	60	750	866	1,0	18,6	346
	180	748	803	1,7	23,2	338
400	20	-	610	0,7	12,1	361
	60	-	604	1,8	14,4	334
	180	667	708	1,6	13,5	363



Rys.5. Przełom mieszany na granicy ziarna eutektycznego zeliwa sferoidalnego hartowanego w  $T_{pi} = 300$  °C,  $\tau_{pi} = 180$  minut. Pow. 5000x



Rys.6. Przełom ciągliwy w centrum ziarna eutektycznego żeliwa sferoidalnego hartowanego w  $T_{pi} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{pi} = 180$  minut. Pow. 9000x

#### 4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Z badania strukturalnych wynika, że struktura osnowy jest niejednorodna. Na granicach ziarn eutektycznych są obszary martenzytyczno-austenityczne, tymczasem w ich centrum jest bainit i austenit szczątkowy. Przyczyną powstania tych obszarów jest podwyższona zawartość manganu w żeliwie.

Badania dyfrakcyjne wskazują, że udział austenitu szczątkowego w osnowie jest zależny od temperatury i czasu przemiany izotermicznej. Nasylenie austenitu węglem  $C_{\gamma}$  zależne jest od parametrów przemiany. Podobną zależność wykazuje w osnowie całkowita zawartość węgla w austenicie szczątkowym  $V_{\gamma} \cdot C_{\gamma}$ , z pewnymi wyjątkami, które są związane z przemianą wysokowęglowego austenitu szczątkowego na ferryt i węgliki. Austenit szczątkowy powstały w zakresie przemiany bainitu górnego zawiera najwięcej węgla w osnowie. Utworzony w zakresie bainitu dolnego zawiera go najmniej. Zróżnicowanie jest konsekwencją kinetyki przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu.

Martenzyt  $\alpha'$  łącznie z ferrytem bainitycznym  $\alpha$  i węglnikami w początkowym stadium przemiany zawierają najwięcej węgla w osnowie żeliwa. Przedłużenie czasu przemiany powoduje zmniejszenie zawartości węgla w tych fazach. Jest to wynik postępującej przemiany, ponieważ węgiel przed frontem przemiany, sprzed tworzących się listew przesyconego ferrytu bainitycznego, przemieszcza się do austenitu szczątkowego wzbogacając go. Dzięki temu zmniejszają się obszary austenitu nieprzemienionego,

który po dochłodzeniu przemienia się w martenzyt. Różnica zawartości węgla pomiędzy dolnym i górnym bainitem, na korzyść tego pierwszego, jest spowodowana wydzieleniem się węglików w ferrycie bainitycznym. Ferryt bainitu górnego, jak stwierdzono to w badaniach mikroskopowych, jest również roztworem przesyconym węglem, lecz nie zawiera węglików lub zawiera je w małej ilości. Dlatego w bainicie górnym, utworzonym przy  $T_{pi} = 400$  °C i  $\tau_{pi} = 30$  i 60 minut, ferryt nasycony jest węglem w granicach 0,12 - 0,14 %. Przy tej samej temperaturze i  $\tau_{pi} = 240$  minut nastąpił w tym stadium przemiany wzrost zawartości węgla w bainicie górnym, dzięki rozpadowi wysokowęglowego austenitu szczątkowego.

Właściwości wytrzymałościowe, plastyczne i udarność żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną kształtują się w zależności od parametrów przemiany izotermicznej. Są one jednak niższe niż dla żeliwa sferoidalnego wytopionego w elektrycznym piecu indukcyjnym.

W osnowie żeliwa 1 udział austenitu szczątkowego wynosił od około 30 do około 50 %. Żeliwo 2 w swoim składzie chemicznym zawiera nieco więcej węgla i krzemu. Wyższa zawartość krzemu przyczyniła się na pewno do mniejszego nasycenia austenitu węglem (ok. 0,74 % C) podczas austenitowania. Chociaż według publikacji [4] mniejsze nasycenie węglem austenitu przy przemianie izotermicznej jest korzystne, podobnie jak większa ilość węgla w żeliwie (więcej wydzieleni grafitowych). W końcu ta różnica w zawartości węgla w austenicie (żeliwo 1 - ok. 0,8 % C) nie powinna w istotny sposób wpływać na udział austenitu szczątkowego w osnowie i nasycenie nim węglem. Stąd można uznać, że w próbkach do próby rozciągania i udarności osnowa żeliwa 2 cechowała się zbliżonym składem strukturalnym jak osnowa żeliwa 1.

Uzyskane wyniki i ich analiza pozwalają stwierdzić, że podstawowym i jedynym czynnikiem obniżającym właściwości wytrzymałościowe i plastyczne żeliwa 2 jest niejednorodność strukturalna, w formie obszarów martenzytyczno-austenitycznych, spowodowanych mikrosegregacją manganu. To stwierdzenie potwierdzają badania fraktograficzne, ponieważ w centrum ziarna eutektycznego znajduje się najwięcej austenitu szczątkowego i występuje przełom ciągliwy. Z kolei na granicach ziarn eutektycznych występuje przełom kruchy, a więc tam gdzie są zlokalizowane obszary martenzytyczno-austenityczne.

Z rezultatów można wnioskować, że ogólnie mniej korzystne właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego z podwyższoną zawartością manganu, wytopionego w żeliwaku przemysłowym, pomimo dużej zawartości plastycznego składnika struktury osnowy - austenitu szczątkowego, spowodowane są mikrosegregacją pierwiastka stopowego.

Chcąc ograniczyć oddziaływanie obszarów martenzytyczno-austenitycznych na właściwości mechaniczne żeliwa 2, wykonano operację odpuszczania. Po niej to właśnie nastąpiło podwyższenie wszystkich właściwości, za wyjątkiem twardości, gdy przeprowadzono ją w niskich temperaturach [7]. W strukturze żeliwa podczas odpuszczania nastąpiła jedynie przebudowa sieci krystalograficznej martenzytu, wskutek wydzielenia się nadmiaru węgla w postaci węglików. Potwierdzają to badania mikroskopowe obszarów granicznych ziarn eutektycznych.

Żeliwo sferoidalne wytopione w żeliwaku przemysłowym może być w pełni wykorzystane do hartowania z przemianą izotermiczną, o ile zmniejszy się w nim oddziaływanie mikrosegregacji manganu względnie wprowadzi się do składu żeliwa inne pierwiastki stopowe, ograniczające to zjawisko.



Z uwagi na znaczącą rolę niejednorodności strukturalnej w kształtowaniu właściwości mechanicznych realizowane są badania nad sposobami ograniczającymi to zjawisko [5, 10, 14, 16, 21].

## LITERATURA

- [1] Darwish N., Elliott R.: *Materials Science and Technology*, t.9, nr 7, s. 572, 1993
- [2] Dorazil E., Crhak J., Barta B., Huvar A.: *Slévárenství*, t.17, nr 2, s. 49, 1979
- [3] Dorazil E., Holzmann M., Crhak J., Kohout J.: *Giesserei-Praxis*, nr 8 - 9, s. 109, 1985
- [4] Dorazil E.: *Foundry*, nr 7, s. 36, 1986
- [5] Dorazil E., Podrabsky T., Svajcar J.: *Giesserei-Praxis*, nr 3 - 4, s. 23, 1987
- [6] Dorazil E., Podrabsky T., Svajcar J.: *Strojirenství*, t.40, nr 6, s.342, 1990
- [7] Dymski S.: *Zeszyty Naukowe ATR Bydgoszcz, Mechanika*, (w druku)
- [8] Janovak J.F., Gundlach R.A.: *AFS Transactions*, nr 91, s.377,1983
- [9] Janovak J.F., Morton P.A.: *AFS Transactions*, nr 92, s.489, 1984
- [10] Kobayashi T., Yamamoto H.: *Metallurgical Transactions A*, t. 19A, nr 2, s.319, 1988
- [11] Moore D.J., Rouns T.N., Rundmann K.B.: *AFS Transactions*, nr 94, s. 86, 1986
- [12] Moore D.J., Rouns T.N., Rundmann K.B.: *AFS Transactions*, nr 95, s.765, 1987
- [13] Morgan H.L.: *Brit. Foundrym.* t.80, nr 2/3, s.98, 1987
- [14] Nili Ahmadabadi M., Ohide T., Niyama E.: *Cast Metals*, t.5, nr 2, s. 62,1992
- [15] Pachowski M., Dymski S.: *Metaloznawstwo, Obróbka Ciepła i Inżynieria Powierzchni*, Nr 106-108, s.44, 1990
- [16] Podrabsky T., Svajcar J., Dorazil E., Barta B.: *Slévárenství*, t. 35, nr 1, s.27, 1987
- [17] Röhrig K.: *Giesserei-Praxis*, nr 3/4, s.34, 1988
- [18] Senczyk D.: *Laboratorium z rentgenografii strukturalnej*. Wyd. Uczelniane Politechniki Poznańskiej, Poznań 1974
- [19] Shea M.M., Rynitz E.F.: *AFS Transactions*, nr 94, s.86, 1986
- [20] Voigt R.C.: *Cast Metals*, t.2, nr 2, s.71, 1989
- [21] Wade N., Lu Ch., Ueda Y., Maeda T.: *Trans. Japan Foundrymen's Society*, t.4, s.22, 1985

## STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES AUSTEMPERED DUCTILE IRON

### Summary

Conditions of austempering and the impact on the structure and mechanical properties of austempered ductile iron with increased Mn-content cast in industrial receiver cupola have been presented. The structure within the regions of eutectic grain boundaries plays an important role in the formation of mechanical properties of ductile.



## ZGRZEWANIE ŻELIWA SFEROIDALNEGO ZE STAŁĄ

Henryk Oleszycki

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

Przeprowadzono badania mające na celu wyeliminowanie z części żeliwnej złącza martenzytu, który jest jedną z przyczyn otrzymywania niskiej wytrzymałości złączy żeliwo - żeliwo i żeliwo - stal. Analiza wyników wcześniejszych badań doprowadziła do wniosku o konieczności pogrubienia strefy złącza nagrzewanej w czasie zgrzewania do temperatury wyższej od  $A_{c1}$ . Pogrubienie tej strefy nastąpiło przez znaczne zmniejszenie siły tarcia i równoczesne zwiększenie czasu tarcia. Doprowadziło to do prawie całkowitego wyeliminowania martenzytu.

### 1. WPROWADZENIE

Pomimo wcześniejszych opinii o niezgrzewalności żeliwa [1], w chwili obecnej zgrzewanie żeliwa ciągliwego ze stałą [2], a także zgrzewanie żeliwa sferoidalnego ze stałą [6-8] znalazło praktyczne zastosowanie. Wprawdzie zgrzewanie żeliwa ciągliwego ze stałą w wyniku odwęglenia odlewów (zarówno z żeliwa ciągliwego białego jak również z żeliwa ciągliwego czarnego) do zawartości węgla mniejszej od 0,3 % [2] można uważać jako zgrzewanie stali węglowej ze stałą krzemową, to w przypadku żeliwa sferoidalnego takiego odwęglenia nie stosowano [3,4,6-9]. Autorzy pracy [3] zgrzewając żeliwo sferoidalne ze stałą St3 otrzymali: dla żeliwa perlitycznego wytrzymałość  $R_m = 323$  MPa, dla żeliwa perlityczno-ferrytycznego  $R_m = 275$  MPa, a dla żeliwa ferrytycznego  $R_m = 244$  MPa. Z kolei autorzy publikacji [4] zgrzewając żeliwo sferoidalne w wałkach o średnicy 80 mm i wytrzymałości  $R_m = 536$  MPa ze stałą konstrukcyjną o  $R_m = 431$  MPa, otrzymali w próbkach wyciętych z osiowego obszaru wałków wytrzymałość  $R_m = 170$  MPa, z obszarów w odległości 15 mm od środka wałków 426 MPa, a z obszarów w odległości 30 mm od środka 413 MPa. Autorzy pracy [9] w przeciwieństwie do prac poprzednich [3, 4, 6-8] zajmowali się zgrzewaniem żeliwa sferoidalnego z żeliwem sferoidalnym i osiągnęli dla złączy żeliwa perlitycznego (w stanie dostawy) wytrzymałość  $R_m = 290$  MPa, a dla żeliwa ferrytyzowanego

$R_m = 240$  MPa. Złącza żeliwa perlitycznego po wyżarzaniu normalizującym uzyskały wytrzymałość  $R_m = 497$  MPa.

W złączach żeliwo - stal i żeliwo - żeliwo zgrzewanych przy parametrach zbliżonych do takich, jakie stosowane są przy zgrzewaniu stali, zwykle otrzymuje się strukturę martenzytyczną w częściach żeliwnych złączy w najbliższej okolicy zgrzeiny. Dotyczy to przypadków złączy o małej średnicy 8 i 20 mm [3,4,9]. Natomiast w złączach o średnicy 80 mm [4] martenzyt nie wystąpił. Według autorów publikacji [3] główną przyczyną niskiej wytrzymałości złączy jest niszczenie i silne rozdrobnienie sferoidów grafitowych podczas tarcia. Autorzy ci uznali również, że wzrost wytrzymałości złączy żeliwo sferoidalne - stal jest związany z rodzajem osnowy; im więcej perlitu - tym wyższa wytrzymałość, oraz ze zwiększeniem się w części żeliwnej złączy udziału struktury hartowniczych (bainityczno-martenzytycznych). Autorzy [3] nie stwierdzili wyraźnego wpływu parametrów zgrzewania na własności wytrzymałościowe złączy. W pracy [9] stwierdzono, że czas tarcia ma istotny wpływ na wytrzymałość; im dłuższy czas tym wyższa wytrzymałość, natomiast struktura osnowy nie ma wpływu. Stwierdzono również, że obecność martenzytu w części żeliwnej złącza pogarsza jego wytrzymałość, przeprowadzone bowiem wyżarzanie normalizujące złączy żeliwo sferoidalne w stanie dostawy - stal powoduje niemal dwukrotny wzrost wytrzymałości  $R_m$ .

Drugą przyczyną niskiej wytrzymałości złączy żeliwa z żeliwem lub żeliwa ze stalą są naprężenia wewnętrzne, które nieodmiennie towarzyszą strukturze martenzytycznej i szybkiemu chłodzeniu. Według badań przeprowadzonych w pracy [5] stwierdzono, że brak w złączach żeliwo szare zwykle - stal 20 mierzalnej wytrzymałości spowodowany został naprężeniami w złączu, w strukturze bowiem zgrzeiny nie było martenzytu, a w badaniu mikroskopowym stwierdzono, iż w bardzo wielu miejscach złom przechodził przez żeliwo.

W pracy [9] badano wpływ 3 sposobów chłodzenia na wytrzymałość złączy zgrzewanych żeliwo sferoidalne - żeliwo sferoidalne: a) w powietrzu, b) w osłonie z porowatego szamotu, c) w piecu rurowym. Stwierdzono, że sposób b), a szczególnie c), istotnie zwiększa wytrzymałość złączy. Jednak badanie struktury złącza w przypadku sposobu c) wykazało występowanie pomartenzytycznej struktury sorbitu. A więc ani sposób b) ani c) nie utrudniał tworzenia się martenzytu, natomiast mógł zmniejszać naprężenia cieplne i częściowo strukturalne (sposób c).

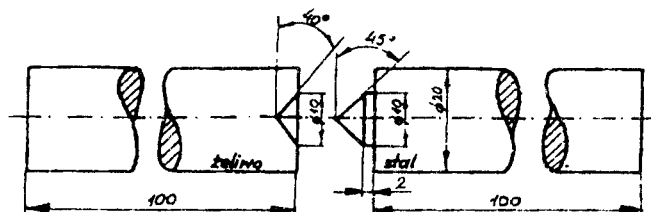
Przedstawiona wyżej analiza wyników różnych badań wskazuje, że przy projektowaniu złączy żeliwo - żeliwo lub żeliwo - stal należy dążyć do pozbawienia w nich struktury martenzytycznej.

## 2. BADANIA

Do badań użyto żeliwo sferoidalne wytopione w żeliwiaku kwaśnym z gorącym dmuchem i odlane we wlewki Y2. Skład chemiczny żeliwa był następujący: C = 3,10 %; Si = 2,40 %; Mn = 0,94 %; S = 0,007 %; P = 0,10 %. Osnowa żeliwa składała się z: 19,4 % ferrytu; 80,3 % perlitu i 0,3 % cementytu. Drugą część złącza stanowiła stal 20.

## 2.1. Badania wstępne

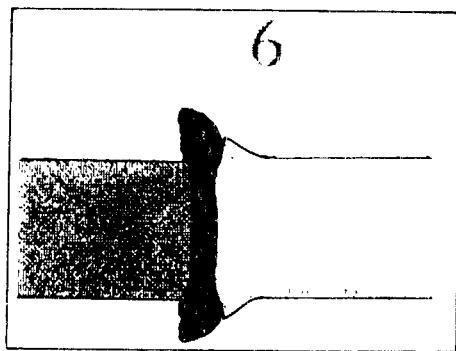
Z wlewków Y2 wycięto pręty o średnicy 20 mm. Z prętów tych wykonano próbki do zgrzewania o wyglądzie i wymiarach przedstawionych na rysunku 1.



Rys. 1. Kształt czół próbek żeliwnych i stalowych

Zgrzewanie próbek wykonano przy parametrach, które w pracy [9] zapewniły łączom żeliwo - żeliwo maksymalną wytrzymałość, a mianowicie:  $P_t = 29,6$  kN;  $\tau_t = 23$  s;  $P_{sp} = 36,8$  kN;  $\tau_{sp} = 3$  s.

Zgrzewanie wykonano na zgrzewarce ZT4-13, umieszczając próbkę żeliwną we wrzecionie, a stalową - w uchwycie. Wykonano 10 złączy (seria I), które wykazały wytrzymałość  $R_m = 252 \pm 16$  MPa. Rysunek 2 przedstawia obraz makrostruktury złącza.



Rys.2 Zgląd makroskopowy złącza z serii I

W zasadzie powinno być sprawą obojętną, którą z dwóch części próbek, żeliwną czy stalową, umieszcza się we wrzecionie, a którą w uchwycie. Przeprowadzono jednak II serię prób, w której próbka stalowa znajdowała się we wrzecionie a żeliwna - w uchwycie. 8-elementowa próba przyniosła wytrzymałość  $R_m = 204 \pm 25$  MPa. Nie analizowano przyczyny tak istotnie różnych wartości  $R_m$ , niemniej w dalszych badaniach zawsze umieszczono próbkę żeliwną we wrzecionie, a stalową - w uchwycie. Makroskopowy obraz złącza próbki z serii II był identyczny jak na rysunku 2.

Autorzy pracy [3] usuwali wypiywkę ze złączy przed badaniem wytrzymałości na rozciąganie, natomiast autorzy w pracy [9] pozostawili ją. Dla wyjaśnienia wpływu

obecności lub nieobecności wypłytki na wytrzymałość  $R_m$  złączy przeprowadzono odpowiednie badanie na 9-elementowej próbie. Otrzymany wynik  $R_m = 260 \pm 25$  MPa nie wykazał statystycznie istotnej różnicy w stosunku do wyników I serii i wobec tego w dalszych badaniach nie usuwano wypływek.

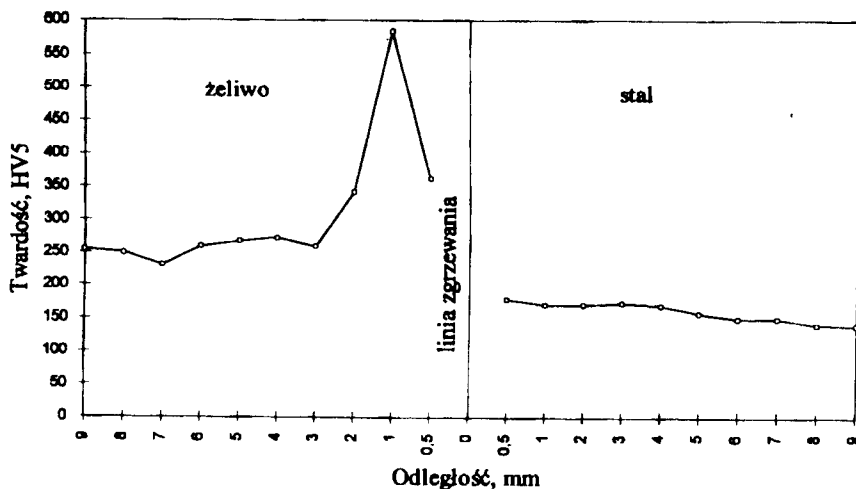
Przeprowadzono również zmianę kształtu czoł, mianowicie występ stożkowy wykonano na próbce żeliwnej, a wgłębienie - na stalowej, pozostawiając próbkę żeliwną we wrzecionie, a stalową w uchwycie. Wytrzymałość określona na 8-elementowej próbie serii IV, wykazała  $R_m = 216 \pm 28$  MPa, to jest wartość istotnie niższa od wytrzymałości serii I. W dalszych badaniach kształty czoł pozostawiono takie jak w serii I.

Ponieważ badania makro- i mikroskopowe zgrzein wykazały, że stożek o średnicy 10 mm (rys.1) wywołuje dość znaczne zaburzenie struktury żeliwa w centralnej części próbki żeliwnej, zmniejszono go do średnicy 6 mm. Próba 6-elementowa serii V wykazała wytrzymałość złączy  $R_m = 277 \pm 39$  MPa istotnie wyższą wytrzymałość od wyników w serii I. W dalszych badaniach stosowano występ stożkowy o średnicy 6 mm.

Badania mikroskopowe zgrzein wykazały istnienie w żeliwnej części złączy strefy martenzytycznej widocznej na rysunku 3. Rysunek 4 przedstawia z kolei pomiary twardości w obszarze zgrzeiny na próbce z serii III. Według tych badań bezpośrednio przy powierzchni zgrzewania występuje cienka warstwa perlitu i dopiero za nią martenzyt.



Rys.3. Mikrostruktura zgrzeiny w próbce z serii I. Skraj prawej strony - to stal, ciemna strefa na lewo - to perlit żeliwa, dalej jaśniejsza - to martenzyt w żeliwie. Skrajna lewa strefa to obszar martenzytyczno-perlityczny. Czarne mikroobszary w żeliwie to nicodkształcone i odkształcone ziarna grafitu. Pow. 40x



Rys.4. Wykres pomiarów twardości HV5 wykonanych w odległości 5 mm od osi próbki z serii III

## 2.2. Badania zasadnicze

Powstanie struktury martenzytycznej w zgrzeinie żeliwo - stal po stronie żeliwa jest spowodowane z jednej strony niską wartością prędkości krytycznej chłodzenia ( $v_{kr}$ ), a z drugiej - dużą prędkością chłodzenia, przekraczającą prędkość krytyczną. Uniknięcie wystąpienia strefy martenzytycznej jest zatem możliwe przez:

- podwyższenie prędkości krytycznej żeliwa,
- zmniejszenie prędkości chłodzenia.

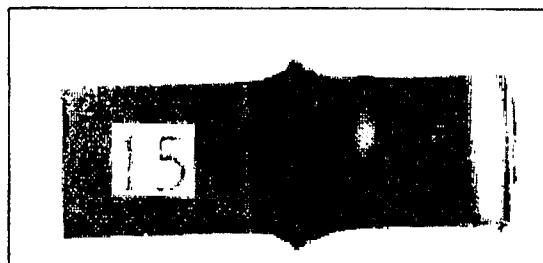
W pierwszym przypadku jest to możliwe przez zmianę składu chemicznego żeliwa, np. przez zmniejszenie zawartości manganu lub węgla. Stwierdzono, że tuż przy powierzchni zgrzewania występuje strefa perlityczna o grubości od 0,1 do 0,4 mm, a dopiero za nią strefa martenzytyczna. W publikacji [9] uważano, że przyczyną tego zjawiska może być obniżanie zawartości węgla przez iskrzenie. Nie negując słuszności tej hipotezy, wydaje się, że bardziej prawdopodobnym jest obniżenie prędkości chłodzenia w tej strefie. Z doświadczeń w pracy [9] wynika, że ani zastosowanie osłony szamotowej, ani chłodzenie złączy w piecu nie uniemożliwia powstania martenzytu w żeliwie. Wynika to stąd, że czynnikiem decydującym o prędkości chłodzenia zgrzein jest prędkość odprowadzenia ciepła od zgrzeiny do zimnych obszarów zgrzewanych próbek, natomiast promieniowanie i ruch powietrza mają małe znaczenie. Wiadomo powszechnie, że podczas chłodzenia przedmiotów prędkość chłodzenia w warstwie wierzchniej jest największa i maleje w głąb przedmiotów, oraz że im większa jest grubość przedmiotów tym mniejsza jest prędkość chłodzenia w warstwie wierzchniej i w każdej odległości od powierzchni. Zwiększenie zatem grubości warstwy nagrzaney powyżej  $A_{C1}$  może doprowadzić do zmniejszenia prędkości chłodzenia poniżej prędkości krytycznej i warstwa martenzytyczna nie powstanie.

Można również zmniejszyć prędkość chłodzenia złączy przez wstępne pod-

grzewanie próbek. Taką próbę przeprowadzono podgrzewając próbki do 400 °C i otrzymano zwiększenie grubości strefy perlitycznej oraz zmniejszenie zawartości martenzytu. Jednakże ten sposób unikania tworzenia się martenzytu jest niedopuszczalny, ponieważ podgrzane próbki odpuszczają utwardzone cieplnie elementy wrzeczona i uchwytu zgrzewarki.

Postanowiono zatem zmieniać tak parametry zgrzewania, ażeby zwiększyć grubość strefy nagrzania próbek do temperatury wyższej od  $A_{C1}$ . Zwiększanie ilości ciepła przez zwiększanie siły tarcia prowadzi do szybszego uplastycznienia żeliwa, wywołuje zwiększenie wypłytki i tym samym zmniejsza grubość warstwy nagrzewanej do temperatury wyższej od  $A_{C1}$ . Zmniejszenie wypłytki wymaga zatem zmniejszenia siły tarcia, lecz jednocześnie zwiększenia czasu tarcia.

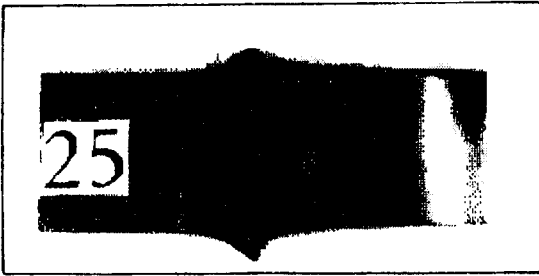
Przeprowadzono szereg prób przy zmniejszanej sile tarcia i odpowiednio zwiększonym czasie tarcia. Przy sile tarcia 15,3 kN i czasie tarcia 40 s otrzymano na 4-elementowej próbce serii VI wytrzymałość na rozciąganie  $R_m = 350 \pm 17$  MPa, istotnie większą aniżeli w serii I. Zgląd makroskopowy 5 próbek pokazany jest na rysunku 5. Na rysunku jest wyraźnie widoczna krawędź powierzchni zgrzewania i resztki występu stożkowego próbki stalowej. Stożek został częściowo roztarty i zmieszany z żeliwem. Pierwsza strefa w próbce żeliwnej, ciemna, to perlit o grubości 1,4 mm, za nią strefa jaśniejsza - to obszar struktury martenzytyczno-perlitycznej, następnie - ciemniejsza strefa to obszar struktury ferrytyczno-perlitycznej i z kolei jasna, wąska strefa, to obszar struktury o zwiększonej zawartości ferrytu i w końcu obszar struktury nie zmienionej przez ciepło zgrzewania. Strefa o podwyższonej zawartości ferrytu jest obszarem ferrytyzacji (grafityzacji) dokonującej się pod wpływem temperatury niższej od  $A_{C1}$ . Jak więc widać, zmienione parametry zgrzewania doprowadziły do pogrubienia strefy perlitycznej i utworzenia strefy martenzytyczno-perlitycznej w miejsce martenzytycznej.



Rys.5. Zgląd makroskopowy złącza z serii VI. Lewa część - żeliwo, prawa - stal

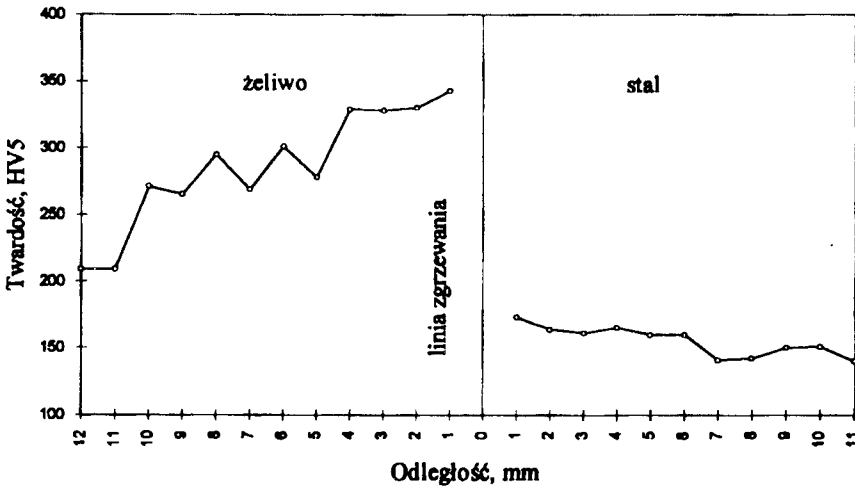
Dalsze zmniejszenie siły tarcia i odpowiednie zwiększenie czasu tarcia doprowadziło do zwiększenia strefy perlitu do grubości 3 mm. Ponieważ powstawanie wypłytki uważano za szkodliwe, przeprowadzono próbę serii VII, w której zmniejszono siłę spęczania z 36,8 kN do 26,5 kN, pozostałe parametry były następujące:  $P_t = 10,6$  kN;  $\tau_t = 3$  s;  $\tau_{sp} = 3$  s. W próbce tej otrzymano wytrzymałość średnią  $R_m = 414 \pm 43$  MPa, co jest wynikiem istotnie lepszym od wyników serii VI ( $350 \pm 17$  MPa). Na rysunku 6 przedstawiono zgląd makroskopowy próbki z serii VII. Strefa perlityczna ma w tym przypadku grubość 4 mm, poza nią wystąpiła strefa perlityczno-martenzytyczna o zawartości zaledwie 15 % martenzytu.





Rys.6. Zgląd makroskopowy złącza z serii VII. Lewa część - żeliwo, prawa - stal

W strefach perlitycznych (przy grubości ponad 0,5 mm) stwierdzono występowanie cementytu wtórnego w formie ziarn zwartych i siatki, a także ledeburytu płytkowego. Z tego powodu twardość tych stref jest znacznie podwyższona. Z rysunku 7 widać, że twardość strefy perlityczno-martensytywnej jest nawet nieco niższa od twardości strefy perlitycznej z ziarnami cementytu wtórnego i ledeburytu.



Rys.7. Wykres pomiarów twardości HV5 wykonanych na próbce, której obraz makroskopowy widoczny jest na rysunku 6

Na zakończenie badań zasadniczych wykonano 3 serie badań 5-elementowych o zróżnicowanych parametrach zgrzewania:

- seria VIII  $P_t = 8,2 \text{ kN}$ ;  $\tau_t = 120 \text{ s}$ ;  $P_{sp} = 26,5 \text{ kN}$ ,

- seria IX  $P_t = 8,2 \text{ kN}$ ;  $\tau_t = 150 \text{ s}$ ;  $P_{sp} = 21,6 \text{ kN}$ ,

- seria X  $P_t = 10,6 \text{ kN}$ ;  $\tau_t = 100 \text{ s}$ ;  $P_{sp} = 24,0 \text{ kN}$ ,

$\tau_{sp}$  we wszystkich seriach wynosił 3 s. Wynik badania wytrzymałości  $R_m$  był następujący:

w serii VIII :  $390 \pm 68 \text{ MPa}$ ,

w serii IX :  $386 \pm 20 \text{ MPa}$ ,

w serii X :  $387 \pm 75 \text{ MPa}$ .

### 3. OMÓWIENIE WYNIKÓW I WNIOSKI

W rezultacie badań osiągnięto w złączach żeliwo sferoidalne - stal konstrukcyjna węglowa wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  leżącą w dolnym zakresie wytrzymałości  $R_m$  żeliwa sferoidalnego (od 370 do ponad 900 MPa).

Obserwacja złączy makroskopowych i mikroskopowych wykazała istnienie obszarów nie zgrzanych, występujących zasadniczo w centralnym obszarze złomów albo słabo zgrzanych w innych obszarach, mimo znaczącej wytrzymałości na rozciąganie. Te miejsca charakteryzują się znacznym rozdrobnieniem kulek grafitowych do ziarn o wielkości kilku mikrometrów i ułożeniem ich w pasma ułożone równolegle do powierzchni zgrzewania. Uniknięcie tych obszarów będzie prowadzić do dalszego zwiększenia wytrzymałości złączy żeliwo sferoidalne - stal, jak również żeliwo sferoidalne z żeliwem sferoidalnym.

### LITERATURA

- [1] Michalski R., Kamiński Z.: Zgrzewanie tarciove. WNT, Warszawa 1975
- [2] Tölke P.: Schweißen von Eisen - Kohlenstoff - Gusswerkstoffen. Journal de la Soudure, nr 10, 1975
- [3] Kacprzak W., Lasociński J.: Badania możliwości zgrzewania tarciovego żeliw sferoidalnych. Przegląd Spawalnictwa (XXVIII), nr 9, 1976
- [4] Richter H., Patzkill A.: Übertragung von Mikroreißschweißversuchen auf bauteilgrosse Proben am Beispiel der Werkstoffkombination Baustahl/Gusseisen mit Kugelgraphit. Schweißen und Schneiden 37, Z.2, 1985
- [5] Ciechanowska-Brysiak M.: Zgrzewanie tarciove żeliwa szarego zwykłego. Praca dyplomowa. Wydział Mechaniczny, ATR, Bydgoszcz 1985
- [6] Richter H., Patzkill A.: Reißschweißen von Stahl mit Gusseisen mit Kugelgraphit. Konstruieren + Giessen, 11, nr 2, 1988
- [7] Hirsch J. von : Konstruktionsschweißen von Gusseisen mit Kugelgraphit (Spheroguss) mit Baustahl. Konstruieren + Giessen, 13, nr 2, 1988
- [8] Dette M., Hirsch J.von: Reißschweißen von Konstruktionen aus Kugelgraphitguss mit Stahlteilen. Schweißen und Schneiden 42, Z. 11, 1990
- [9] Oleszycki H., Karulski T.: Zgrzewanie tarciove żeliwa sferoidalnego. Zeszyty Naukowe ATR nr 184, Mechanika 36, 1994

**WELDING OF SPHEROIDAL CAST IRON AND STEEL**

## Summary

Experiments have been performed to eliminate martensite from cast iron in a couple. Martensite is one of the reasons of lowering the strength of cast iron - cast iron and cast iron - steel couples. The analysis of earlier studies has led to a conclusion that it is necessary to increase the thickness of the zone of the couple which is heated during welding to a temperature higher than  $A_{c1}$ . The increase of thickness resulted from a radical decrease of the friction forces and an increase in the friction time. This led to an almost complete removal of martensite.



## WYTWARZANIE I SPAWANIE ELEMENTÓW Z BIAŁEGO ŻELIWA CIĄGLIWEGO

Jan Rączka, Adam Tabor, Wacław Ptak, Wiesław Dziadur  
Kazimierz Lewandowski\*

Politechnika Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
Al. Jana Pawła II nr 37, 31-864 Kraków  
\* Instytut Odlewnictwa, Zakład Badawczy  
ul. Zakopiańska 73, 31-418 Kraków

Przedstawiono technologię wytwarzania białego żeliwa ciągliwego w warunkach krajowych oraz ocenę jego własności z różnych wytopów i różnych cykli wyżarzania. Oceniano wyniki spawalności operacyjnej białego żeliwa ciągliwego, przy zastosowaniu prób klinowych, spawania złącz doczołowych metodą MAG i spawania ręcznego, łukowego elektrodami otulonymi. Wykonano badania metalograficzne i własności mechaniczne próbnych złącz spawanych z białego żeliwa ciągliwego oraz złącz spawanych tego żeliwa ze stalą niskowęglową. Dobrano optymalne parametry spawania metodą MAG odlewów "złaczek" z białego żeliwa ciągliwego. W zakończeniu artykułu przedstawiono podsumowanie, stwierdzenia i wnioski.

### 1. WPROWADZENIE

Żeliwo ciągliwe białe [1,2] przeznaczone na elementy spawane, o własnościach ujętych w polskiej normie PN-92/H-83221, zgodnej z normą ISO 5922-1981, wymaga stosowania nieco odmiennego procesu jego wytwarzania od innych rodzajów żeliwa ciągliwego. Przede wszystkim winno ono charakteryzować się obniżoną zawartością węgla (do 0,3 % C), krzemu i siarki, a podwyższoną zawartością manganu oraz wysoką czystością struktury [3-6,8]. Poza tym sposób przeprowadzania obróbki cieplnej powinien być tak dobrany, aby po spawaniu nie trzeba było stosować ponownego wyżarzania [6].

Spawalność należy rozpatrywać od strony technologicznej, metalurgicznej i konstrukcyjnej [2-8].

Spawalność technologiczną określają czynniki związane z zastosowaną technologią spawania i ich wpływ na własności złącza, natomiast spawalność metalurgiczna obejmuje zmiany i przeniesienia materiału rodzimego podczas spawania, które z kolei za-

leżą od stopnia zanieczyszczenia, m.in. od wtrąceń niemetalicznych oraz struktury po procesie [1,2-8].

Wpływ konstrukcji elementu spawanego na jego spawalność wiąże się z czynnikami zdolnymi do przystosowania się materiału spawanego do ewentualnych naprężeń, co pozwala na uniknięcie powstawania pęknięć i ich rozprzestrzeniania się [3,5,6].

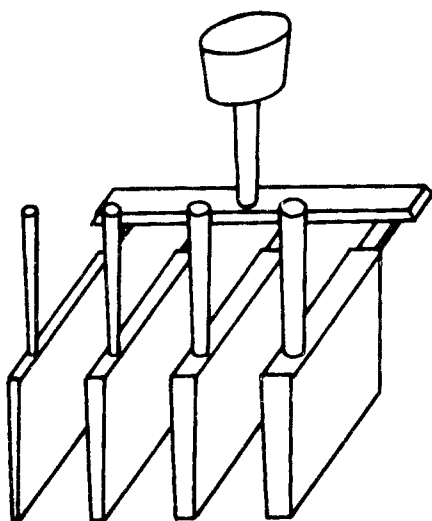
Żeliwo ciągliwe spawalne nie było do tej pory wytwarzane w kraju. W związku z zaistniałym zapotrzebowaniem na odlewy z tego tworzywa w kraju i realizacji zamówień z zagranicy, w Politechnice Krakowskiej, wspólnie z Instytutem Odlewnictwa w Krakowie i AGH w Krakowie, podjęte zostały w tym kierunku prace badawcze, których celem było opracowanie technologii wytwarzania i spawania elementów z tego tworzywa i dostosowanie wyników tych prac do wdrożenia w warunkach przemysłowych. W tym celu została nawiązana współpraca z odlewnią Żeliwa Ciągłego i Wytwórnią Łączników z Zawierciu.

## 2. BADANIA WŁASNE

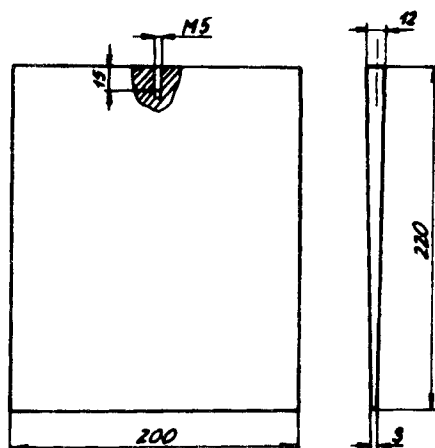
### 2.1. Wytapianie, wyżarzanie, własności i struktura

Próby wytapiania i wyżarzania próbek i odlewów prowadzono w warunkach OŻC i WŁ w Zawierciu [9,10].

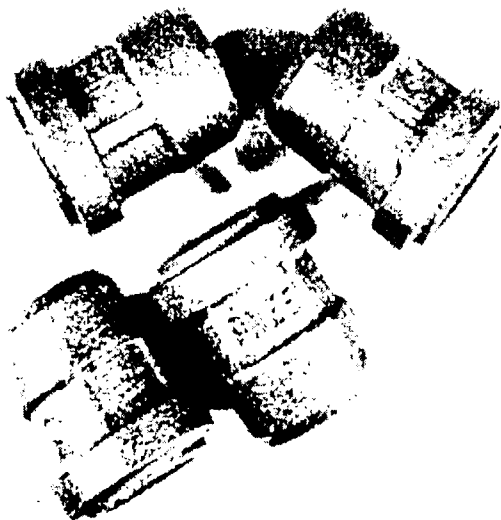
Wytapianie żeliwa wyjściowego (białego) prowadzono w indukcyjnym piecu tyglowym typu PITS o pojemności ok. 4 t, z częściowym wykorzystaniem drugiego pieca indukcyjnego kanałowego typu OOC z którego zalewane były formy próbek, w tym wytrzymałościowych o średnicy 9 i 12 mm, zgodnie z normą PN-92/H-83221 i klinów - rysunki 1, 2, oraz odlewów "złązek" - rysunek 3.



Rys.1. Zestaw klinów nr 1 do prób spawania



Rys.2. Próbkę klinową nr 2 do prób spawania



Rys. 3. Odlewy "złączek"

Wyzarzanie prowadzono natomiast w elektrycznych piecach komorowych typu Birlec, stosując różne długości czasu wytrzymywania próbek i odlewów "złączek" w poszczególnych strefach komory pieca, przy odpowiednim składzie mieszanki CO, CO<sub>2</sub> i pary wodnej.

Skład chemiczny wytapianego żeliwa wyjściowego zestawiono w tabeli 1. Jego struktura składała się z perlitu, cementytu i ledeburytu.

Tabela 1. Skład chemiczny badanego żeliwa

Nr wytopu	Nr kadzi	Skład chemiczny, %							Temperatura zalewania °C
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	
1	1	3,20	0,35	0,70	0,030	0,080	0,030	0,022	1480
	2	3,29	0,27	0,65	0,025	0,045	0,029	0,021	1430
	3	3,14	0,36	0,65	0,030	0,060	0,026	-	1410
2	2	3,03	0,35	0,30	0,030	0,050	0,040	0,022	1450
3	3	3,01	0,56	0,20	0,050	0,010	0,019	0,026	1440
4	4	3,18	0,57	0,12	0,037	0,039	0,017	0,033	1480

Wyzarzane próbki wytrzymałościowe poddano próbie rozciągania i badaniom twardości, a po ich zerwaniu określono strukturę. Wyniki tych badań podaje tabela 2.

## 2.2. Próby spawania i wyniki

Próby obejmowały spawanie: próbek klinowych (rys. 1, 2), odlewów "złączek" - rysunek 3, rozerwanych próbek wytrzymałościowych o średnicy 9 i 12 mm z czterech różnych, wcześniej omówionych wytopów.

Tabela 2. Wyniki badań próbek wytrzymałościowych z żeliwa ciągliwego białego (granice wyników trzech próbek)

Lp. wytopu	Nr wytopu / Nr pieca	Średnica próbki mm	$R_m$ MPa	$A_3$ %	Twardość HB
1.	1/1	12	340 ÷ 558	2,5 ÷ 7,5	131 ÷ 163
	1/1 powt.	12	445 ÷ 504	3,6 ÷ 7,8	121 ÷ 150
2.	2/1	9	519 ÷ 542	5,0 ÷ 6,5	149 ÷ 167
		12	453 ÷ 535	5,8 ÷ 7,3	150 ÷ 165
2.	2/7	9	504 ÷ 527	5,8 ÷ 7,3	150 ÷ 156
		12	441 ÷ 535	3,1 ÷ 7,2	149 ÷ 160
3.	3/7	9	403 ÷ 508	5,9 ÷ 7,4	139 ÷ 165
		12	461 ÷ 512	10,8 ÷ 11,0	-
4.	4/7	12	463 ÷ 513	3,9 ÷ 5,0	-

Dla określenia skłonności żeliwa ciągliwego z poszczególnych wytopów do hartowania podczas spawania obliczono równowaznik węgla, będący miarą tej skłonności [10], który dla badanego żeliwa wynosił  $C_c = 1,16 \pm 56$  %. Znajomość tych wartości wykorzystano dla doboru odpowiedniej metody spawania. Mianowicie, w próbach stosowano spawanie ręczne, acetylenowo-tlenowe, elektrodą otuloną oraz metodą MAG z zastosowaniem niskiej energii liniowej spawania. Podczas prób spawania, chwilowa szybkość chłodzenia ( $W_c$ ) w zakresie najwyższej trwałości austenitu ( $\tau_{800-500}^{\circ C}$ ), w zależności od grubości próbki wynosiła: próbka nr 1 -  $2 \div 6$  °C/s; próbka nr 2 -  $4 \div 6$  °C/s i próbka nr 3 -  $6 \div 10$  °C/s. Stwierdzono, że zastosowane do spawania próbki klinowe pozwoliły na obiektywną ocenę spawalności operatywnej badanego żeliwa, przy zmianie energii liniowej spawania i grubości odlewu w sposób ciągły, w czasie spawania. Uzyskane wyniki badań pozwoliły określić wpływ sztywności elementów spawanych oraz cyklu cieplnego spawania na strukturę SWC, decydujących o jego własnościach mechanicznych [10,11].

Zgodnie z danymi literaturowymi [1,9-11], do oceny podatności żeliwa ciągliwego do spawania i odporności na pękanie przyjęto grubość krytyczną ( $g_{kr}$ ) próby klinowej, przy której pojawiają się pęknięcia i na podstawie co najmniej dwóch wyników próby określono jako:

- $g_{kr} \geq 15$  mm - wysoką (bardzo dobrą),
- $g_{kr} \geq 8$  mm - zadowalającą (dobrą),
- $g_{kr} \geq 5$  mm - niską (dostateczną),
- $g_{kr} < 5$  mm - zerową (niedostateczną).

W metodzie MAG stosowano drut elektrodowy o średnicy 0,8 mm i natężenie prądu spawania  $I_s = 100 \div 110$  A oraz prędkość spawania  $V_s = 10 \div 20$  cm/min.

Dla porównania przeprowadzono również spawanie ręczne, bez podgrzewania wstępnego, łukiem elektrycznym, elektrodami otulonymi o średnicy 2,5 mm, gatunek EZM, przy natężeniu prądu spawania  $I_s = 110 \div 120$  A, napięciu  $U_s = 24 \div 26$  V i prędkości  $V_s = 4 \div 6$  cm/min. W próbach spawania uwzględniono również spawanie próbek z żeliwa ciągliwego białego z próbkami ze stali St3S. Dla każdej z metod przygotowano próbki, które zukosowano na "V", połączono spoinami montażowymi na dwóch płytach wybiegowych, wykonanych z blachy stalowej St0 o grubości 3 mm.



Spawanie prowadzono od strony cieńszej do grubszej klina, przy parametrach spawania ustalonych wcześniej dla danej metody spawania. Po ułożeniu każdego ściegu próbki studzono do temperatury  $50 \div 70$  °C, a następnie wycinano próbki, poprzecznie do spoiny, o szerokości 10 mm i długości ok. 70 mm. Następnie próbki poddano badaniom makroskopowym i metalograficznym oraz twardości HB i udamności KCV, zaś przełomy tych próbek badaniom fraktograficznym. Niezależnie od tego, ze spawanych próbek wykonano po trzy próbki o średnicy 9 mm do określenia wytrzymałości na rozciąganie ( $R_m$ ) i po jednej próbce do badań metalograficznych.

Badania makroskopowe pozwalają na stwierdzenie, że spoiny nie wykazały żadnych pęknięć i innych wad w ciągłości metalowej złącza, przy czym układ ściegów spoin był prawidłowy. Natomiast w wyniku badań mikroskopowych stwierdzono występowanie niewielkich ilości cementytu oraz zwartego węgla żarzenia w próbkach powyżej grubości klina równej 8 mm, a spawanych ręcznie.

Porównując typowe rozkłady twardości złącz spawanych o "g" do 8 mm, w złączach spawanych ręcznie łukiem elektrycznym, elektrodą otuloną, stwierdzono mniejszy udział materiału rodzimego (MR) w spoinie (twardość ok. 160 HB), większą twardość w SWC (ok. 300 HB) i obniżenie twardości MR do ok. 180 HB aniżeli w złączach spawanych metodą MAG.

Próby spawania metodą MAG, wykonano również na serii odlewów "złączek" - rysunek 3. Złącza te poddano próbie rozciągania, w wyniku której stwierdzono, że zerwanie nastąpiło w materiale rodzimym (MR), przy obciążeniu:

- próbka nr 1 -  $F_{max} = 111$  kN,
- próbka nr 2 -  $F_{max} = 100$  kN,
- próbka nr 3 -  $F_{max} = 115$  kN,
- próbka nr 4 -  $F_{max} = 107$  kN.

W miejscu zerwania próbek spawanych "złączek" stwierdzono występowanie w zewnętrznej warstwie wierzchniej ferrytu, perlitu i węgla żarzenia; w środku przekroju - perlitu i węgla żarzenia, a w wewnętrznej warstwie perlitu, ferrytu i węgla żarzenia.

Dodatkowo wykonano metodą MAG złącze: rura ze stali K20 - odlew „złączki” ze zwiększoną energią liniową spawania. Zerwanie nastąpiło w spoinie przy obciążeniu  $F_{max} = 100$  kN.

Zgodnie z przewidywaniami, dobre parametry spawania metodą MAG żeliwa ciągliwego białego są optymalne tak dla złączy żeliwa białego jak również i złączy tego żeliwa ze stalą.

### 3. PODSUMOWANIE

Wyniki badań mechanicznych i strukturalnych próbek wytrzymałościowych, prób klinowych i odlewów "złączek" wskazują, że w OŻCiWŁ w Zawierciu istnieją odpowiednie warunki dla wytwarzania odlewów z żeliwa ciągliwego białego spawalnego.

Przeprowadzane próby spawania i uzyskane wyniki badań pozwoliły na dobór optymalnej metody, zapewniającej powtarzalne własności mechaniczne i strukturę złącz spawanych. Najkorzystniejsze warunki spełnia spawanie metodą MAG, która pozwala na zastosowanie typowego drutu elektrodowego oraz możliwie niskiej energii liniowej spawania.

Uzyskane wyniki badań własności mechanicznych i strukturalnych potwierdzają pełną przydatność metody MAG do spawania odlewów z białego żeliwa ciągliwego.

## LITERATURA

- [1] Rączka J., Lewandowski K., Tabor A.: Żeliwo ciągliwe. Tom I. Podstawy produkcji i własności. Wyd. ZPWO i STOP, Kraków 1976
- [2] Engel A., Kowalke P. i inni: Duktiles Gusseisen: Temperguss Konstruieren-bruieren Giessen 8, Nr 1/21, Zakrgang 1933
- [3] Schweissen von Temperguss. Bericht Nr 4 der Kommission 7.2. des CIATF, Dürick 1961; s.a. Konstruieren-Giessen, Nr 2, s. 10-21, 6 (1961)
- [4] Engel A.: Geschweisste Temperguss-Komponenten in der Grosserienfertigung. Werkstatt u. Betrieb, Nr 4, s. 265-268, 113 (1980)
- [5] Schweissen von Temperguss. VDG - Merkblatt, Nr 70, 2 Ausgabe 1979
- [6] Tölke P.: Konstruktionschweissen mit Gusstücken aus Eisengusswerkstoffen. Giesserei, Nr 5, s. 119-125, 69 (1982)
- [7] Tölke P., Trapp H.G., Walter H.: Tempergusswerkstoffe für Konstruktions-schweisungen. Nr 10, s. 359-365, Nr 11, s. 433-437, ATZ 73 (1971)
- [8] Linkert R.P. i inni: Schweissbarer Temperguss der Werkstoff für Gussverbund und Konstruktionen. Nr 5, s. 27-37, VDY-Z 122 (1980)
- [9] Lewandowski K., Podrzucki C., Rączka J.: Opracowanie nowej technologii wytwarzania spawalnego żeliwa ciągliwego białego. I Etap. Kraków 1994
- [10] Rączka J.: Żeliwo ciągliwe. PWT, Warszawa 1961
- [11] Rączka J., Tabor A., Ptak W., Dziadur W., Kowalski J.: Opracowanie nowej technologii wytwarzania spawalnego żeliwa ciągliwego. Praca PK-M-2/606/94 w ramach Projektu celowego nr 7762394C/1874, Kraków 1995

## MANUFACTURING AND WELDING ELEMENTS FROM WHITEHEARTH MALLEABLE

### Summary

In this paper there is presented the manufacturing technology and the mechanical properties of whiteheart malleable from different melts and after various annealing. Weldability of whiteheart malleable using different methods eg. MAG - welding, manual welding was examined. The properties and structure of whiteheart malleable weldment and welded joint between whiteheart malleable and low-carbon steel were investigated.

## OBRÓBKA CIEPLNO-MECHANICZNA I WŁASNOŚCI STALI PRZEZNACZONEJ NA ELEMENTY WYTWARZANE METODĄ OBRÓBKI PLASTYCZNEJ NA ZIMNO

Tadeusz Maguda

Instytut Odlewnictwa, Zakład Badawczy  
ul. Zakopiańska 73, 30-418 Kraków

W pracy przedstawiono wyniki badań dotyczących wpływu warunków obróbki cieplno-mechanicznej na mikrostrukturę i własności niskostopowej stali 0,1 % C-Mn-Mo-Nb przeznaczonych na elementy wytwarzane metodą przeróbki plastycznej na zimno. Stale tego typu są alternatywą dla tradycyjnie stosowanych stali ulepszanymi cieplnie. Zaletami tej grupy stali są: (a) wyeliminowanie wyżarzania sferoidyzującego przed odkształcaniem na zimno, (b) wyeliminowanie ulepszenia mechanicznego po odkształcaniu, (c) możliwość osiągnięcia odpowiednich własności mechanicznych, wysokiej wytrzymałości zmęczeniowej i odporności na pękanie gotowych wyrobów. Własności tej grupy stali są wynikiem odpowiednio kontrolowanego procesu obróbki cieplno-mechanicznej kształtującego mikrostrukturę austenitu w czasie walcowania i wpływającego bezpośrednio na końcową mikrostrukturę powstającą w wyniku przemian fazowych austenitu.

### 1. WSTĘP

Wytwarzanie elementów o wysokiej wytrzymałości poprzez kształtowanie na zimno przebiega ogólnie w następujący sposób:

- 1) wyżarzanie sferoidyzujące materiału wyjściowego (prętów walcowanych na gorąco),
- 2) ciągnięcie na zimno na wymagany wymiar, 3) kształtowanie na zimno, 4) ulepszenie cieplne, 5) wykańczająca obróbka cieplna.

Do wytwarzania takich elementów stosuje się z reguły niestopowe lub niskostopowe stale o zawartości węgla w granicach  $0,2 \div 0,4$  %.

Własności mechaniczne tych stali po ulepszeniu cieplnym zależą głównie od zawartości węgla, natomiast dodatki stopowe wpływają przede wszystkim na hartowność. W zależności od wymagań, w tym "tradycyjnym" ujęciu, możliwe jest zastosowanie szeregu gatunków nisko- i średniowęglowych stali z dodatkami np. boru, chromu lub niklu. O ile stale te charakteryzują się odpowiednią podatnością do odkształcenia na zimno, odpowiednimi własnościami mechanicznymi i są od lat z powodzeniem stosowane, o

tylę nie można powiedzieć, że jest to rozwiązanie optymalne. Z jednej bowiem strony proces technologiczny wymaga przygotowania materiału do odkształcania na zimno, dużej ilości odkształceń pośrednich w czasie kształtowania wyrobu i szeregu operacji po odkształcaniu, co znajduje swoje odbicie w kosztach produkcji, z drugiej zaś strony, konieczność obróbki cieplnej zapewniającej wysoką wytrzymałość stwarza niebezpieczeństwo pojawienia się niejednorodności, pęknięć hartowniczych, odkształceń po hartowaniu, opóźnionego pęknięcia itp.

Nowy sposób podejścia do zagadnienia technologii wytwarzania elementów o wysokiej wytrzymałości za pomocą obróbki plastycznej na zimno polega na wykorzystaniu mechanizmu umocnienia stali w czasie odkształcania na zimno [1,2]. Wymaga to zastosowania nowego rodzaju stali niskowęglowych o wielofazowej mikrostrukturze, na którą składają się ferryt, bainit i martenzyt. Zaletami takiego podejścia są:

- a) wyeliminowanie wyżarzania sferoidyzującego przed odkształcaniem na zimno,
- b) możliwość wyeliminowania pośrednich odkształceń w czasie kształtowania wyrobu w wyniku dużej podatności do odkształcania na zimno w przypadku stali niskowęglowych,
- c) wyeliminowanie ulepszenia cieplnego.

Prezentowane wyniki badań są potwierdzeniem potencjalnych możliwości wykorzystania wspomnianego wyżej podejścia do procesu wytwarzania części maszyn za pomocą obróbki plastycznej na zimno.

## 2. WYNIKI BADAŃ

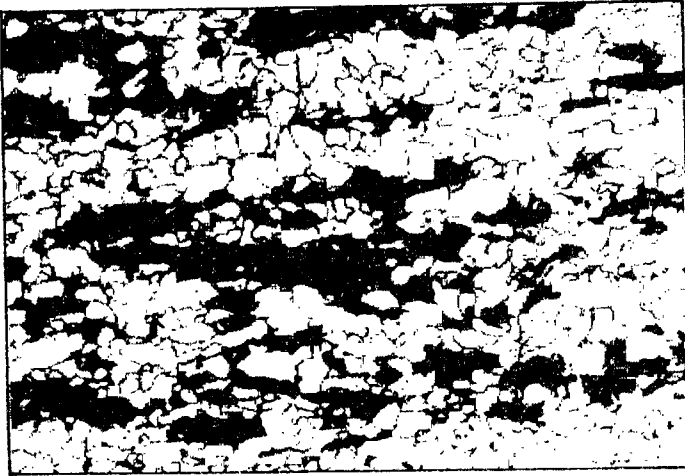
Przedmiotem badań była stal niskowęglowa (ok. 0,1 % C) zawierająca jako dodatki stopowe Mn, Mo i Nb, poddawana procesowi regulowanego walcowania z kontrolowanym chłodzeniem po walcowaniu. Dodatek niobu wprowadzony był w celu kształtowania mikrostruktury austenitu w procesie regulowanego walcowania poprzez oddziaływanie wydzieleni Nb(V,C), natomiast łączne oddziaływanie niobu rozpuszczonego w austenicie oraz Mn i Mo wpływało na końcową mikrostrukturę powstającą w wyniku przemian fazowych w czasie chłodzenia. Własności stali w stanie po regulowanym walcowaniu zależą, co oczywiste, od ilości, wielkości i rozkładu poszczególnych składników mikrostruktury, a to z kolei jest rezultatem składu chemicznego (hartowności), warunków walcowania i prędkości chłodzenia. W przypadku regulowanego walcowania i chłodzenia w powietrzu mikrostruktura stali składała się z ferrytu, bainitu dolnego i niewielkich ilości bainitu górnego. Przykład takiej mikrostruktury pokazuje rysunek 1. Średnia wielkość ziarna ferrytu wynosiła w tym przypadku ok. 5  $\mu\text{m}$ . Na rysunku 2 pokazano wpływ temperatury końca walcowania na własności mechaniczne. Widoczne jest, że obniżanie temperatury końca walcowania oddziałuje na końcową mikrostrukturę powodując:

- 1) zwiększenie ilości ferrytu poligonalnego w strukturze,
- 2) zmniejszenie wielkości ziarna ferrytu.

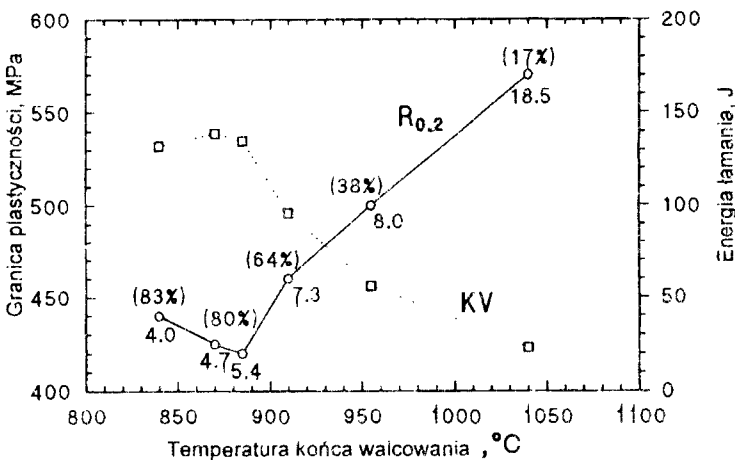
Dla temperatur walcowania powyżej 900 °C zmniejsza się ilość ferrytu poligonalnego w strukturze na rzecz pojawiania coraz większych ilości bainitu górnego. Powoduje to z jednej strony wzrost wytrzymałości, a z drugiej znaczny spadek ciągliwości stali. Na rysunku 3 przedstawiono krzywe przejścia plastycznokruchego w próbie udar-

ności dla przypadków walcowania materiału z różnymi temperaturami końca walcowania.

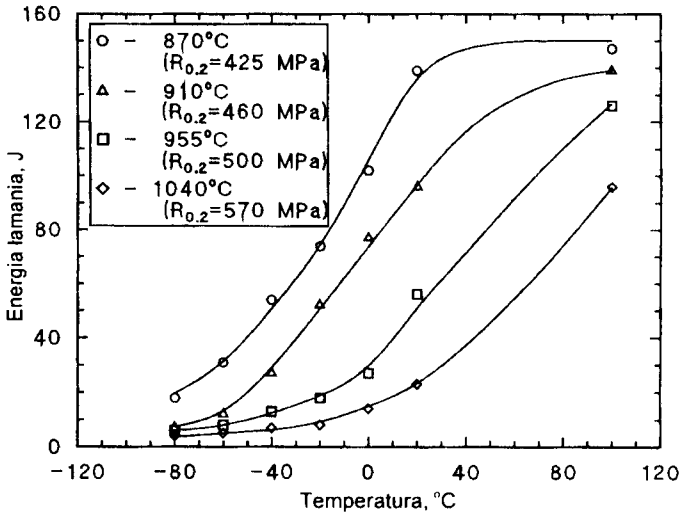
Charakterystykę własności materiału odkształcanego na zimno przedstawiono na rysunkach 4-6. Na rysunku 4 pokazano zależność współczynnika umocnienia odkształceniowego "n" mierzonego w próbie rozciągania od wartości granicy plastyczności, a pośrednio od temperatury końca walcowania.



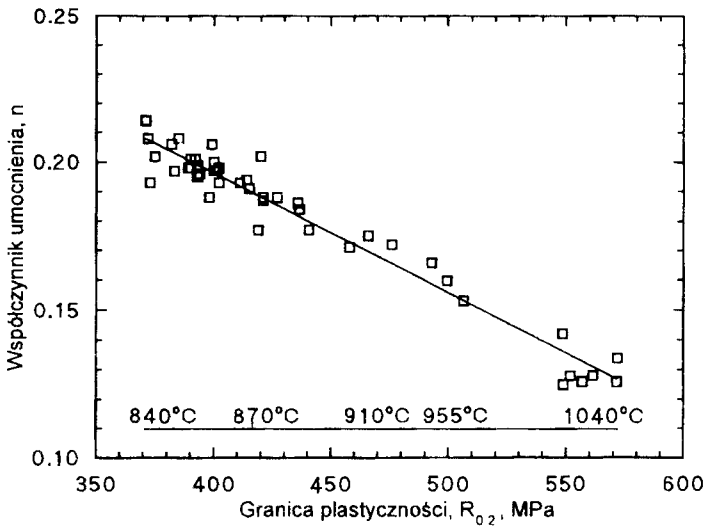
Rys.1. Mikrostruktura stali 0,1 % C-Mn-Mo-Nb (feryt poligonalny, bainit górny, bainit dolny). Traw. HNO<sub>3</sub>. Pow. 500x



Rys.2. Wpływ temperatury końca walcowania na mikrostrukturę i własności mechaniczne stali 0,1 % C-Mn-Mo-Nb (na rysunku podano wielkość ziarna i ilość ferytu poligonalnego w mikrostrukturze)



Rys.3. Wpływ temperatury końca walcowania na udarność stali 0,1 % C-Mn-Mo-Nb

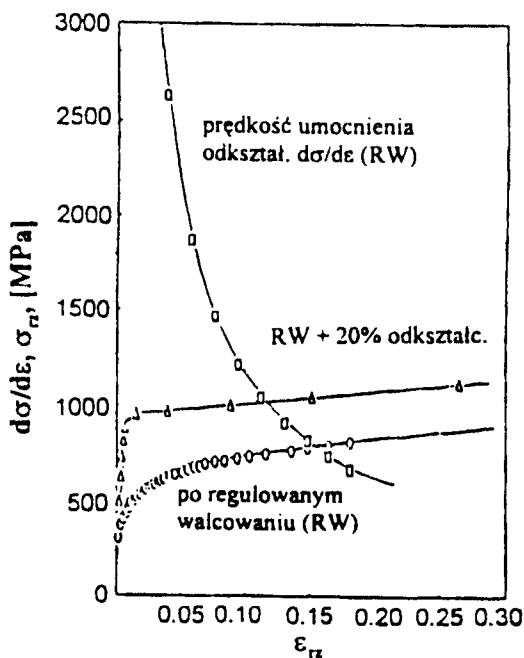


Rys.4. Charakterystyka umocnienia stali 0,1 % C-Mn-Mo-Nb

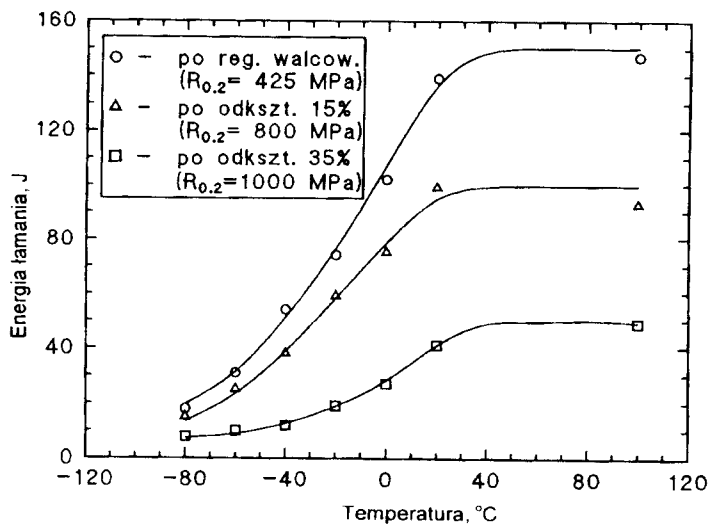
Rysunek 5 przedstawia typowe zachowanie się materiału po regulowanym walcowaniu w czasie próby rozciągania, natomiast rysunek 6 udarność po odkształceniu na zimno wynoszącym 15 i 35 %.

Wysoka prędkość umocnienia odkształceniowego  $d\sigma/d\varepsilon$  jest cechą charakterystyczną dla materiałów wielofazowych, już wykorzystywaną przy produkcji elementów z blach i taśm o strukturze dwoistofazowej (dual-phase) [3]. Efekt ten jest wykorzystywa-

ny zarówno do podniesienia wytrzymałości jak i poprawy tłoczności. Jak można zaobserwować na rysunku 6 badany materiał zachowuje odpowiednią udarność po odkształceniu na zimno.



Rys.5. Prędkość umocnienia odkształceniowego stali 0,1 % C-Mn-Mo-Nb



Rys.6. Udarność stali 0,1 % C-Mn-Mo-Nb po odkształceniu na zimno

Na podstawie przedstawionych powyżej własności badanej stali można sądzić, że materiał ten posiada cechy konieczne przy produkcji wysokowytrzymałych elementów metodą obróbki plastycznej na zimno bez stosowania obróbki cieplnej po procesie kształtowania. Próby przemysłowe wytwarzania takich elementów (np. śrub, elementów zawieszania samochodów) przedstawiono w pracy [2].

## LITERATURA

- [1] Garcia C.I., Palmiere E.J., De Ardo A.J.: An Alternative Approach to the Alloy Design and Thermomechanical Processing of Low-Carbon Microalloyed Bar Products, 29th Mechanical Working and Steel Processing Proc. Iron and Steel Society of AIME, Warrendale, PA, s.79, 1987
- [2] Garcia C.I., Maguda T.M., Lis A.K., De Ardo A.J.: The High Strength Cold Forging Applications of a New Low-Carbon Multi-Phase Steel. The Proc. Of the Intern. Conf. on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels, ISS, Warrendale, PA, s.413, 1992
- [3] Rashid M.S.: GM 980X - A Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability, SAE Paper No. 760206, Feb. 1976

## THE THERMOMECHANICAL PROCESSING AND PROPERTIES OF STEEL FOR COLD FORGING APPLICATION

### Summary

The effect of the austenite conditioning during thermomechanical processing on the properties of a new steel for cold forging application has been investigated. This steel has been developed as an alternative to the conventional QT steels. The benefits of the steel are including:

- a) elimination of spheroidize annealing prior to cold forming,
- b) elimination of QT heat treatment and ,
- c) abilities to achieve proper strength, high fatigue resistance and notch toughness in final component.

The properties of the steel are a result of controlled processing of the austenite during rolling and its direct influence on the final microstructure.



## KINETYKA ROZKŁADU PRZECHŁODZONEGO AUSTENITU W ZAKRESIE BAINITU DOLNEGO W STALACH WYSOKOWĘGLOWYCH PODCZAS HARTOWANIA Z PRZEMIANĄ IZOTERMICZNĄ

Tadeusz Z. Woźniak, Jerzy Jeleńkowski\*

Wyższa Szkoła Pedagogiczna, Zakład Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Chodkiewicza 30, 85-064 Bydgoszcz

\*Politechnika Warszawska, Wydział Inżynierii Materiałowej  
ul. Narbutta 85, 02-524 Warszawa

W pracy przedstawiono wyniki badań kinetyki przemiany bainitycznej w zakresie przyspieszonego początku przemiany w stali N11E. Badania eksperymentalne przeprowadzono na dylatometrze Adamel Lhomargy 04. W celu wykonania wykresów CTPi przeprowadzono badania uzupełniające polegające na pomiarach zawartości austenitu szczątkowego oraz ilościowej analizie obrazów zdjęć metalograficznych. Stwierdzono, że kinetyka przemiany w tym zakresie ulega odwróceniu, a wykres CTPi przyjmuje kształt litery S. Krzywe kinetyczne przemiany austenitu odpowiadające temperaturom przemiany wyższym od 200 °C przebiegają zasadniczo tak samo jak typowe krzywe o kształcie sigmoidalnym. Krzywe kinetyczne odpowiadające temperaturom przemiany niższym lub równym 180 °C przebiegają w dwóch oddzielnych etapach.

### 1. WSTĘP

Powszechnie uważano, że poprawny wykres izotermicznego rozkładu przechłodzonego austenitu ma kształt litery C, a nie S. Wykresy w kształcie litery S, nazwane wykresami S, wykonane zostały po raz pierwszy przez Davenporta i Baina [1]. Taki kształt wykresów był również wielokrotnie potwierdzany w literaturze. Jednak przez wiele lat istniały liczne kontrowersje odnośnie tego zjawiska.

Howard i Cohen [2] również, jako jedni z pierwszych, określili prawidłowy kształt wykresu CTPi dla stali 0,75 % C, przy zastosowaniu metalografii ilościowej. Na wykresie tym przedstawili jednak atermiczną przemianę martenzytyczną w połączeniu z izotermiczną przemianą bainityczną, co uczyniło go mało czytelny. Zjawisko to zostało również zaobserwowane przez Schabera [3], który zastosował do badań me-

tody: dylatometryczną i magnetyczną. Radcliffe i Rollason [4] zastosowali natomiast metodę pomiarów oporu elektrycznego. Badali oni zmiany w kinetyce przemian w stalach o zawartości  $0,65 \div 1,2$  % C, zachodzących w warunkach izotermicznych. Zmiany zachodzące w kinetyce przemiany w niskich temperaturach, zbliżonych do  $M_s$ , Radcliffe i Rollason [4], nazwali "swing back" (zakręt w odwrotną stronę). Stwierdzili oni, że dla stali o składzie zbliżonym do eutektoidalnego (0,65 % C) "swing back" zachodzi w temperaturach poniżej  $M_s$ , podczas gdy dla stali nadeutektoidalnych "swing back" zachodzi powyżej  $M_s$ .

Na podstawie obserwacji przemian: perlitycznej, bainitycznej i martenzytycznej, Kennon [5] zaproponował schematyczny wykres CTPi złożony z oddzielnych krzywych C dla perlitu, bainitu górnego i dolnego oraz dla martenzytu izotermicznego. Taki schemat wykresu CTPi tłumaczy obecność perlitu i bainitu górnego w zakresie temperatur  $400 \div 600$  °C oraz bainitu górnego i dolnego w zakresie temperatur zbliżonych do 350 °C, co zostało potwierdzone eksperymentalnie [6, 7]. Edwards i Kennon [8] przypuszczali, że kształt wykresu CTPi w pobliżu  $M_s$  zdeterminowany jest powstającym wcześniej martenzytem izotermicznym.

W ostatnich latach Okamoto i Oka [9,10] ponownie wykonali badania dylatometryczne na stalach o zawartości  $0,85 \div 1,8$  % C, w zakresie przyspieszonego początku przemiany. Na ich podstawie określono kształt wykresów CTPi dla każdej badanej stali. We wszystkich stalach zaobserwowano przyspieszenie początku przemiany. Z porównania wykresów CTPi dla różnych zawartości węgla w stalach wynika, że wzrost jego zawartości powoduje zwiększenie tego efektu. Przypuszcza się, że zjawisko przyspieszonego początku przemiany spowodowane jest wpływem martenzytu izotermicznego cienkopłytkowego, stanowiącego midrib w płytkach bainitu. Okamoto i Oka [10] przypuszczają, że mechanizm przemiany bainitycznej, w zakresie przyspieszonego początku przemiany, jest zbliżony do przemiany austenitu szczątkowego w bainit, gdzie granice martenzytu atermiczny-austenit szczątkowy są również preferowanymi miejscami zarodkowania bainitu.

## 2. BADANIA WŁASNE

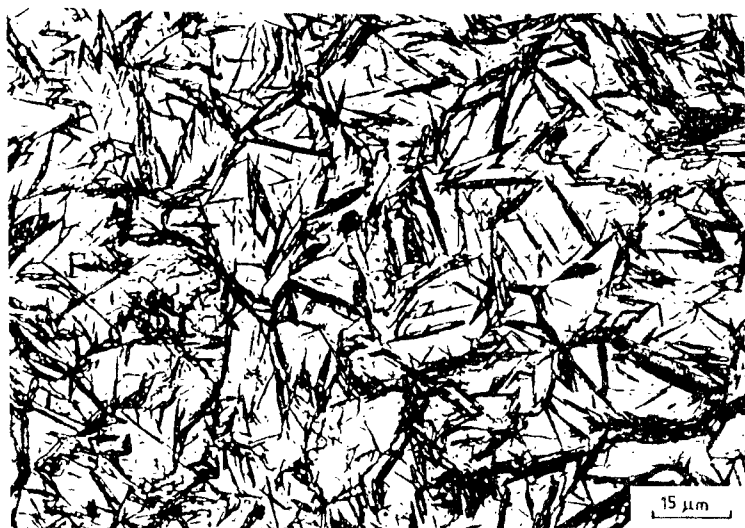
Do badań zastosowano materiał modelowy, stal N11E, w której po hartowaniu zwykłym tworzy się martenzyt płytkowy. Stal została dostarczona w postaci prętów walcowanych o wymiarach 30 x 50 mm w stanie zmiękczonej z jednego wytopu przemysłowego. Analizę składu chemicznego przeprowadzono na urządzeniu Spectrolab. Wyniki analizy składu chemicznego podano w tabeli 1. W obliczeniach statystycznych przyjęto współczynnik ufności 0,95.

Tabela 1. Skład chemiczny stali N11E

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	P	S	$M_s$
%										°C
166,6 ±	0,370 ±	0,209 ±	0,077 ±	0,050 ±	0,0130 ±	0,132 ±	0,00230 ±	0,0039 ±	0,0160 ±	166,6 ±
23,5	0,003	0,001	0,001	0,001	0,0002	0,001	0,00004	0,0001	0,0002	523,5

W celu wykonania krzywych kinetycznych, podczas hartowania z przemianą izotermiczną w zakresie temperatur zbliżonych do  $M_s$  oraz sporządzenia wykresu CTPI obrazującego zakres przyspieszonego początku przemiany przeprowadzono badania dylatometryczne oraz uzupełniające z zakresu analizy ilościowej udziału bainitu oraz austenitu szczątkowego.

Obserwacje mikrostrukturalne wykonywano na próbkach dylatometrycznych. Próbki przeznaczone do mikroskopowych badań metalograficznych wstępnie szlifowano papierami ściernymi do granulacji 1200, następnie polerowano je stosując zawiesinę  $Al_2O_3$ . Trawienie zglądów metalograficznych wykonywano odczynnikami Vilella [11]. Zdjęcia mikrostruktur wykonano na mikroskopie Neophot 2 przy powiększeniach 1000x. Przykładowy obraz mikrostruktury po hartowaniu z przemianą izotermiczną pokazano na rysunku 1.



Rys.1. Mikrostruktura stali N11E po hartowaniu z przemianą izotermiczną w temperaturze 140 °C przez 34930 s

Badania dylatometryczne wykonano na dylatometrze Adamel Lhomargy 04. Elektryczne czujniki zmian wydłużenia i przetworniki LVDT umożliwiły uzyskanie znacznych powiększeń wynoszących 1000x i 2000x. Rejestrację danych przeprowadzono na dwóch rejestratorach y - t, y - T oraz T - t (y - wydłużenie; t - czas; T - temperatura). W zależności od szybkości przemiany bainitycznej stosowano bazy czasowe od 2 s/cm do 20 min/cm. Do badań stosowano próbki o wymiarach 12 x 3 x 0,5 mm.

W celu określenia temperatury  $M_s$  podczas hartowania zwykłego wykonano wykresy temperatura - wydłużenie. Temperaturę  $M_s$  określono na trzech próbkach. Wartość średnią temperatury  $M_s$  podano w tabeli 1 z błędem pomiarowym dla współczynnika ufności 0,95.

Austenitizację próbek dylatometrycznych przeprowadzono w piecu wolframowym dylatometrze w temperaturze 950 °C przez 30 minut z dokładnością rejestracji 5 °C, zakładając całkowite rozpuszczenie węglików w austenicie. Hartowanie z przemianą izotermiczną przeprowadzono w temperaturach: 130, 140, 150, 160, 180, 200,

220, 230, 240, 250 °C. Badania wykonywano na trzech próbkach dla każdego wariantu obróbki cieplnej. Czas wytrzymywania przy temperaturze przemiany izotermicznej uzależniony był od temperatury badania. W temperaturach zbliżonych do  $M_s$  czas ten ograniczony był technicznymi możliwościami aparatury i wynosił do 14 godzin. Próbki nagrzewano z szybkością 10 K/s. Chłodzenie próbek z temperatury austenitizacji do temperatur hartowania z przemianą izotermiczną realizowano poprzez nadmuch helu, którego przepływ regulowany był zaworem elektromagnetycznym sterowanym programatorem. Pomiar temperatury odbywał się za pomocą termopary zgrzanej z próbką. Do określenia udziału objętościowego bainitu zastosowano mikrokomputerowy analizator mikrostruktury VFG-512, w którym zastosowano program wykorzystujący metodę siecznych przypadkowych. Analizie poddano po trzy zdjęcia z każdej próbki. Z każdego zdjęcia wydzielono tyle pól pomiarowych, aby uzyskać w sumie 500-600 cięciw.

Pomiary zawartości austenitu szczątkowego wykonywano na wadze magnetycznej. Błędy pomiarowe austenitu szczątkowego nie obejmują zmian jego zawartości związanych z podziałem próbek dylatometrycznych na mniejsze.

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH DYSKUSJA

Hartowanie z przemianą izotermiczną wykonywane w dylatometrze było, ze względów czasowych, w pewnym momencie przerywane. Właściwą ocenę stopnia przemiany umożliwiły więc dodatkowe badania ilościowe udziału fazy bainitycznej oraz udziału austenitu szczątkowego w próbkach dylatometrycznych. Analizę ilościową stosowano do zdjęć metalograficznych tych próbek dylatometrycznych, w których po przerwaniu hartowania z przemianą izotermiczną wystąpiła przemiana martenzytyczna. Wyniki tych badań podano w tabeli 2. Analiza graficzna wyników badań, przedstawiona w dalszej kolejności, wskazuje, że zastosowane czasy wytrzymywania izotermicznego dla poszczególnych temperatur są wystarczające do zaobserwowania przyspieszonego początku przemiany. Po hartowaniu z przemianą izotermiczną w temperaturze 160 °C po 11,8 godziny stopień przemiany wynosił 0,77; natomiast po hartowaniu w temperaturze 240 °C po 3,3 godziny stopień przemiany wynosił 0,96. Po hartowaniu zwykłym stwierdzono znaczny udział austenitu szczątkowego, który wynosił 23,9 %. Wynik ten zbliżony jest do danych literaturowych [12, 13].

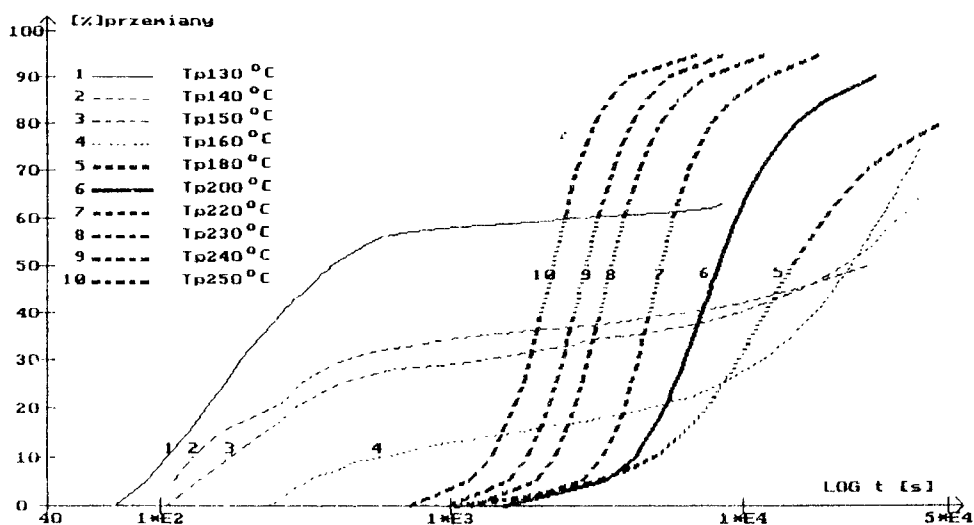
Na podstawie wyników badań dylatometrycznych oraz wyników badań uzupełniających wykonano krzywe kinetyczne przemiany austenitu podczas hartowania z przemianą izotermiczną w zakresie temperatur 130÷250 °C. Krzywe te przedstawiono na rysunku 2. Na krzywych kinetycznych zaznacza się zjawisko przyspieszonego początku przemiany oraz dwustopniowość przemiany w tym zakresie. Czas inkubacji przemiany bainitycznej wzrasta z obniżaniem temperatury od 250 °C do 220 °C, natomiast w miarę dalszego obniżania temperatury od 200 °C do 130 °C (powyżej  $M_s$ ) czas inkubacji maleje. Krzywe kinetyczne powyżej 200 °C mają kształt bardziej złożony.

Krzywe kinetyczne odpowiadające temperaturom powyżej 200 °C mają kształt sigmoidalny. Krzywe kinetyczne odpowiadające temperaturom hartowania poniżej 200 °C wykazują kształt bardziej złożony. Taki kształt krzywych kinetycznych potwierdzony był wcześniej w innych badaniach [9, 3, 10]. Na taki kształt krzywych dylato-

metrycznych zwrócił po raz pierwszy uwagę Schaber [3]. Badając stale  $0,36 \pm 1,08$  % C stwierdził on istnienie dwuetapowej przemiany zachodzącej w pobliżu  $M_s$ .

Tabela 2. Wyniki badań udziału ilościowego bainitu oraz zawartości austenitu szczątkowego w próbkach dylatometrycznych po odpowiednim czasie wytrzymywania w dylatometrze w celu określenia właściwego stopnia przemiany

T °C	Czas s	Udział ilościowy bainitu %
130	8439 ± 60	62,3 ± 2,9
140	34929 ± 60	53,5 ± 2,5
150	41031 ± 120	64,9 ± 2,5
160	42462 ± 120	76,9 ± 1,0
T °C	Czas s	Zawartość austenitu szczątkowego %
180	51671 ± 120	19,1 ± 0,4
200	36691 ± 60	8,9 ± 0,3
220	22628 ± 30	4,7 ± 0,1
230	14616 ± 30	4,4 ± 0,1
240	12065 ± 20	4,1 ± 0,1
250	8394 ± 24	3,9 ± 0,1
Hartowanie zwykłe	-	23,9 ± 0,5

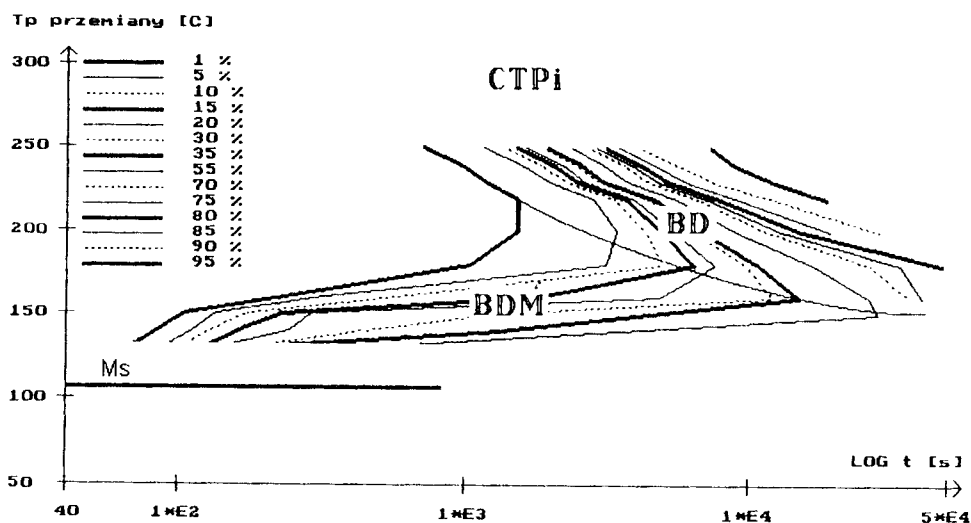


Rys.2. Krzywe kinetyczne przemiany austenitu podczas hartowania z przemianą izotermiczną w zakresie temperatur  $130 \div 250$  °C, z wyraźnym przyśpieszeniem przemiany w zakresie temperatur  $130 \div 180$  °C [14]

Przemiany w tych dwóch etapach zachodziły na siebie. Wyraźne przyspieszenie startu przemiany zaobserwował on także w stali o składzie 0,985 % C i 1,28 % Cr w temperaturze 215 °C. Schaber [3] przypuszczał, że etap pierwszy mógł być związany z tworzeniem martenzytu izotermicznego, który poprzedzał tworzenie izotermicznego bainitu. Na wynikach tych opierali się w swoich badaniach M.Oka i H.Okamoto [9], którzy potwierdzili, że pierwszym elementem płytki jest martenzyt płytkowy tworzący midrib.

Na podstawie krzywych kinetycznych, dla badanej stali N11E, zbudowano fragment wykresu CTPi dla różnych stopni przemiany: 0, 5, 10, 15, 20, 30, 35, 55, 70, 75, 80, 85, 90, 95 %. Wykres ten przedstawiono na rysunku 3. Na wykresie tym zakres przyspieszonego początku przemiany, w sposób bardzo wyraźny, zaznacza się w pobliżu  $M_s$ . Z kształtu krzywych wynika, że w miarę wzrostu temperatury powyżej  $M_s$  maleją efekty świadczące o odmiennej (anormalnej) kinetyce przemiany.

Na wykresie powyższym oznaczona schematycznie linia przerywana oddziela zakres normalnej i anormalnej kinetyki przemiany. Nawet na podstawie przebiegu tych krzywych można wnioskować, że powyżej linii przerywanej zachodzi przemiana bainityczna, której mechanizm zbliżony jest do przemiany bainitycznej zachodzącej w zakresie temperatur 200÷250 °C.



Rys.3. Fragment wykresu CTPi dla stali N11E z zakresem przyspieszonego początku przemiany w temperaturach zbliżonych do  $M_s$

Jest to prawdopodobnie związane również z bardziej złożonym kształtem krzywych kinetycznych w tym zakresie, które przedstawiono na rysunku 2.

Badania elektronowomikroskopowe wykonane przez T.Z.Woźniaka [14] udowodniły, że pierwszy etap przemiany fazowej związany jest z tworzeniem się bainitu dolnego z midribem, a drugi z tworzeniem się bainitu klasycznego. Kształt wykresu

CTPi dla stali N11E w zakresie temperatur zbliżonych do  $M_S$  jest podobny do wykresów podawanych w literaturze [4,9,15,16].

#### 4. WNIOSKI

1. Wykres CTPi dla stali N11E w zakresie temperatur zbliżonych do  $M_S$  wskazuje na występowanie zakresu przyspieszonego początku przemiany.
2. Krzywe kinetyczne odpowiadające zakresowi przyspieszonego początku przemiany mają kształt bardziej złożony niż krzywe kinetyczne o kształcie sigmoidalnym typowym dla przemiany w zakresie bainitu dolnego.
3. Wyniki badań wskazują na dwustopniowy przebieg przemiany. W etapie pierwszym powstaje bainit dolny z midribem BDM, a w drugim bainit dolny "klasyczny" DB, co związane jest bezpośrednio z kształtem wykresu CTPi.
4. W celu prawidłowego określenia wykresu CTPi w zakresie przyspieszonego początku przemiany, wyniki badań dylatometrycznych należy uzupełnić wynikami analizy ilościowej oraz pomiarami zawartości austenitu szcążkowego.

#### LITERATURA

- [1] Davenport E.S., Bain E.C.: Trans. TMS - AIME, v.90, s.117, 1930
- [2] Howard R.T., Cohen M.: Trans. AIME, v.176, s.384, 1949
- [3] Schaber O.: Trans. AIME, v.203, s.559, 1955
- [4] Radcliffe S.V., Rollason E.C.: JISI, v.191, s.56, 1959
- [5] Kennon N.F.: Metall.Trans., v.9, s.57, 1978
- [6] Kennon N.F., Kaye N.A.: Metall.Trans., v.13, s.975, 1982
- [7] Omsen A.: JISI, v.209, s.131, 1971
- [8] Edwards R.T., Kennon N.F.: J Austr. Inst. Met., v.15, s.201, 1970
- [9] Oka M., Okamoto H.: Metall.Trans., v.19, s.447, 1988
- [10] Okamoto H., Oka M.: Metall.Trans., v.117, s.1113, 1986
- [11] Shui C.K., Rynolds W.T., Shiflet Jr.G.J., Aaronson H.I.: Metallography, v.21, s.91, 1988
- [12] Speich G.R., Leslie W.C.: Metall.Trans., v.3, s.1043, 1972
- [13] Brobst R.P., Krauss G.: Metall.Trans., v.5, s.457, 1974
- [14] Woźniak Z.: Rozprawa doktorska, Politechnika Warszawska, Instytut Inżynierii Materiałowej. Warszawa 1993
- [15] Brown P.W., Mack D.: Metall.Trans., v.4, s.2639, 1973
- [16] Praca Naukowo-Badawcza dla FUM Ostrzeszów pod kierunkiem Słomczyńskiego F., Woźniak T.Z. - współautor, WSP, Bydgoszcz 1988

## **THE KINETICS OF REACTION AT SUPERCOOLED AUSTENITE DURING ISOTHERMAL FORMATION OF LOWER BAINITE IN HYPEREUTECTOID STEELS**

### Summary

Specimen steel 1.1 % wt. C in which the range of swing back is very distinct was experimented on. The range of swing back was estimated on the basis of conventional dilatometric method. Metallographic examination for isothermal transformation products were carried out by means of optical microscopy. A two stage process for bainite formation in the range of swing back has been proposed. Lower bainite with midrib BDM is produced at the first stage of bainite reaction in the range of the swing back. The sheaf of lower "classic" bainite BD is produced at the second stage.



## GRAFIT W NISKOSTOPOWYM CHROMOWO-ANTYMONOWYM ŻELIWIE SZARYM

Jerzy St. Kowalski

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

W artykule przedstawiono wyniki badań dotyczących opracowania nowego żeliwa odpornego na ścieranie, na bazie żeliwa antymonowego. Zastosowanie dodatku chromu pozwoliło na uzyskanie znacznie lepszych własności mechanicznych, przy zachowaniu doskonałych własności przeciwciernych. Przedstawione wyniki dotyczą problematyki wpływu obu stosowanych dodatków stopowych na postać i rozłożenie grafitu w opracowanym żeliwie.

### 1. WPROWADZENIE

Jednym z rodzajów niskostopowego żeliwa szarego o specjalnych własnościach przeciwciernych jest niskostopowe żeliwo antymonowe. Zasadniczą wadą tego żeliwa są niskie własności wytrzymałościowe, spowodowane niekorzystną postacią grafitu, którego płatki, pod wpływem antymonu, zniekształcają się poprzez wydłużenie i zaostrenie swoich zakończeń. Dobre własności przeciwcierne związane są najprawdopodobniej ze zmianą charakteru eutektyki fosforowej, w której występuje dodatkowo faza  $\epsilon$ , zawierająca około 65 % Sb. Zwiększenie zawartości Sb w żeliwie powoduje wyraźne obniżenie własności wytrzymałościowych, połączone z jednoczesnym wzrostem twardości, co w rezultacie powoduje utrudnienie obróbki mechanicznej odlewów. Z tych też względów zakres stosowania tego gatunku żeliwa ogranicza się jedynie do wytwarzania elementów nie narażonych na duże obciążenia statyczne czy dynamiczne.

W celu poprawy własności wytrzymałościowych żeliwa antymonowego, przy zachowaniu jego znakomitej odporności na ścieranie, zastosowano dodatek chromu, który tworząc związek chemiczny  $Sb_2Cr_3$  neutralizuje negatywne działanie Sb na postać i rozłożenie grafitu w żeliwie. Dlatego też ilość wprowadzanego chromu determinowana była możliwością powstania w stopie wyżej wzmiankowanego związku chemicznego.

Dane literaturowe [1-9] wskazują na istnienie kilku rozbieżnych hipotez dotyczących wpływu Sb na przebieg procesu krystalizacji żeliwa. Doświadczenia własne skłaniają jednak do zakwalifikowania go do grupy pierwiastków sprzyjających przechłodzeniu stopu, czyli pierwiastków perlitotwórczych. Należy jednak zaznaczyć, że działanie Sb w tym kierunku jest znacznie słabsze niż działanie Cr.

Pierwsze spostrzeżenia poczynione podczas badań wstępnych sugerowały, że przy równoczesnym dodatku Sb i Cr w żeliwie, antymon zmniejsza zabielające działanie chromu, a więc powinien sprzyjać grafityzacji żeliwa. Trudno jest jednak bezspornie stwierdzić, czy obecność Sb w stopie zwiększa ilość zarodków grafitu, czy też tworząc z Cr w/w związek chemiczny, zmniejsza jego aktywny udział w procesie krystalizacji żeliwa.

## 2. BADANIA WŁASNE

Wprowadzenie Cr jako dodatku stopowego do żeliwa antymonowego miało na celu poprawienie własności wytrzymałościowych tego tworzywa, przy zachowaniu dobrej odporności na ścieranie, poprzez zneutralizowanie negatywnego wpływu Sb na postać i rozłożenie grafitu.

Skład chemiczny badanego żeliwa charakteryzował się dwoma czynnikami zmiennymi, a to:

- zmienną zawartością Cr w granicach  $0,05 \div 1,5$  %,
- zmienną zawartością Sb w granicach  $0,08 \div 1,8$  %.

Pozostałe pierwiastki składu podstawowego żeliwa ustalono w granicach:

C =  $2,6 \div 4,2$  %; Si =  $1,6 \div 3,8$  %; Mn = 1,2 %; S = 0,18 %; P = 0,62 %.

Zastosowany statystyczny program planowania doświadczeń PS/DS-P:U przewidywał wykonanie 15 wytopów ze zmienną zawartością Cr i Sb. Skład chemiczny badanego żeliwa przedstawiono w tabeli I.

Przy ustalaniu podstawowego składu chemicznego dla poszczególnych wytopów żeliwa kierowano się wartością równoważnika węgla  $C_e$ , utrzymując go w granicach  $4,0 \div 4,6$ . Ze względu na znaczną rozpiętość przewidywanych dodatków Cr i Sb w poszczególnych wytopach, zdecydowano się przeprowadzić dwie serie wytopów, różniące się zawartością podstawowych składników żeliwa, tj. C i Si. Podwyższona zawartość C i Si w żeliwie wyjściowym, przeznaczonym dla drugiej serii wytopów, miała na celu zredukowanie zabielającego wpływu Cr (i Sb), stosowanych w tych wytopach w ilościach: Cr - powyżej 1 %, Sb - powyżej 0,8 %.

W celu uzyskania jednorodnego wsadu, przeznaczonego do wytopów w piecu laboratoryjnym, przeprowadzono 2 wytopy żeliwa wyjściowego w tyglowym piecu indukcyjnym średniej częstotliwości o wyłożeniu kwaśnym i pojemności 250 kg. Wszystkie wytopy żeliwa z dodatkami Cr i Sb, przeznaczonego do badań, prowadzono w piecu indukcyjnym średniej częstotliwości (10 kHz), o pojemności tygla 12 kg i wyłożeniu magnezytowym.

Podczas wszystkich wytopów odlewano wlewki próbne, przeznaczone m in. również do oceny struktury badanego żeliwa.

Odpowiednio przygotowane zgłady metalograficzne poddano standardowym obserwacjom w stanie nietrawionym, jak i trawionym w 4 % roztworze alkoholowym  $HNO_3$ , przy powiększeniach 100 i 500x, za pomocą skaningowego mikroskopu elektro- nowego.

Tabela 1. Skład chemiczny badanego żeliwa

Nr wytopu	Skład chemiczny, %								Sc	Ce
	Cr	Sb	Sb/Cr	C	Si	Mn	P	S		
1	0,06	0,0	0,0	3,53	2,17	0,72	0,172	0,022	0,82	4,25
2	0,23	0,0	0,0	3,24	2,23	0,69	0,116	0,022	0,81	3,94
3	0,54	0,0	0,0	3,35	2,38	0,70	0,173	0,021	0,79	4,30
4	0,86	0,0	0,0	3,44	2,27	0,70	0,172	0,023	0,78	4,16
5*	1,16	0,0	0,0	3,57	2,46	0,75	0,198	0,027	1,05	4,42
6*	1,33	0,0	0,0	3,72	2,54	0,74	0,220	0,025	1,07	4,56
7*	0,10	0,0	0,0	3,67	2,46	0,76	0,198	0,027	1,07	4,49
8	0,05	0,09	1,8	3,31	2,30	0,70	0,158	0,022	0,74	4,08
9	0,08	0,16	2,0	3,50	2,24	0,68	0,166	0,024	0,79	4,25
10	0,05	0,25	5,0	3,34	2,38	0,69	0,150	0,022	0,74	4,11
11*	0,08	0,71	8,8	3,62	2,60	0,75	0,160	0,028	1,09	4,49
12*	0,10	0,91	9,1	3,45	2,70	0,85	0,175	0,035	1,06	4,35
13	0,23	0,55	2,4	3,50	2,43	0,73	0,151	0,026	0,76	4,31
14	0,44	0,29	0,65	3,64	2,43	0,70	0,157	0,025	0,79	4,45
15	0,84	0,10	0,12	3,60	2,34	0,71	0,168	0,022	0,80	4,38
16*	0,98	0,46	0,46	3,62	2,55	0,75	0,195	0,035	1,06	4,47

\* - żeliwo z II serii wytopów

Uwaga: wytop nr 1 - żeliwo wyjściowe dla I serii wytopów,  
wytop nr 7 - żeliwo wyjściowe dla II serii wytopów

Pomiary cech morfologicznych grafitu przeprowadzono za pomocą telewizyjnego analizatora obrazu Quantimetr 720, stosując próbki wycinane z wlewków próbných, podobnie jak w przypadku badań strukturalnych.

Warunki pomiarów były następujące:

- powiększenie mikroskopowe - 100x,
- pole pomiaru 800 x 625 punktów obrazu,
- wymiar punktu obrazu - 0,00078 x 0,000719 mm,
- liczba pól pomiarowych - 25,
- całkowite pole pomiaru - 6,312 mm<sup>2</sup>.

Określono następujące parametry grafitu:

- liczba wydzieleni -  $N_a$ , 1/mm<sup>2</sup>,
- udział grafitu (wielkość powierzchni zajętej przez grafit na jednostkę powierzchni) -  $A_a$ , %,
- powierzchnia właściwa grafit - osnowa -  $L_a$ , mm<sup>2</sup>/mm<sup>3</sup>.

Wyniki pomiarów uszeregowano w 8 przedziałach klasowych, w zakresie wartości 0,00 ÷ 1,99. W przedziale klasowym 0,00 ÷ 0,03 wyniki pomiarów są nieprecyzyjne, ze względu na duży poziom szumów i zakłóceń.

Zestawienie wyników pomiarów w/w parametrów stereologicznych grafitu przedstawiono w tabeli 2.

Struktura osnowy metalowej żeliwa z wytopu 1 (żeliwo wyjściowe o składzie podeutektycznym) składała się z perlitu oraz dużych ilości ferrytu, usytuowanych wokół wydzieleni grafitu. Grafit w tym żeliwie występował w postaci dużych i grubych płatków o zróżnicowanej długości (rys.1), rozłożonych równomiernie w całej strukturze. Natomiast żeliwo z wytopu 7 (żeliwo wyjściowe o składzie nadeutektycznym) charakteryzowało się perlityczną strukturą osnowy metalowej z niewielką ilością ferrytu wewnątrz ziarn eutektycznych oraz drobnymi wydzieleniami eutektyki fosforowej, występującej w

obszarach peryferyjnych ziarn. W strukturze tego żeliwa występuje drobny grafit płatkowy rozmieszczony równomiernie (rys.2.) oraz częściowo w przestrzeniach międzyden-drytycznych.

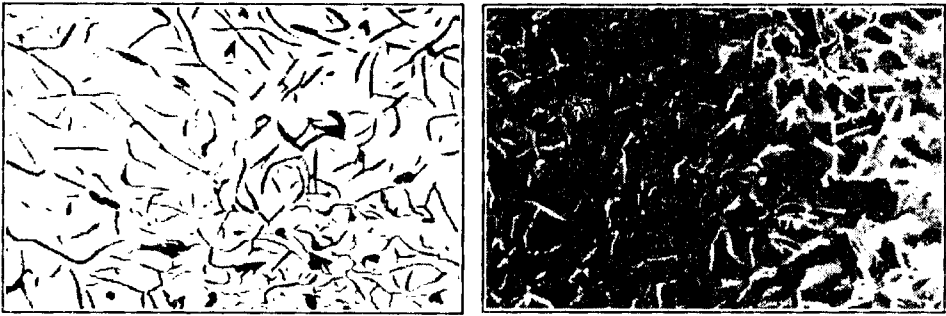
Tabela 2. Zestawienie parametrów stereologicznych grafitu

Nr wytopu	Zawartość %		Udział grafitu $A_a$ %		Powierzchnia wła- ściwa grafit/osnowa $L_a$ , $\text{mm}^2/\text{mm}^3$		Liczba wydzieleni, $N_a$ $1/\text{mm}^2$	
	Cr	Sb	x	S	x	S	x	S
1	0,06	-	15,7	3,8	90,7	17,9	990,7	246,8
2	0,23	-	9,6	1,2	77,1	9,1	1591,4	408,2
3	0,54	-	15,1	4,4	85,2	19,4	814,6	198,6
4	0,86	-	14,4	3,6	88,2	21,1	1157,8	513,6
5	1,16	-	14,1	2,0	124,9	14,0	3602,0	742,0
6	1,33	-	14,1	1,2	120,4	8,9	2713,0	416,0
7	0,10	-	17,6	1,3	162,7	39,5	4864,0	2304,0
8	0,05	0,09	13,1	2,8	90,5	17,6	1344,0	342,0
9	0,08	0,16	12,8	2,8	88,4	13,5	1513,3	404,3
10	0,05	0,25	12,2	2,4	85,4	18,8	1157,4	274,5
11	0,08	0,71	10,0	4,6	49,7	7,7	2253,0	447,0
12	0,10	0,91	9,0	2,0	58,9	6,6	2563,0	361,0
13	0,23	0,55	13,1	2,7	106,2	18,4	2403,6	1065,4
14	0,44	0,29	12,0	2,8	91,1	17,7	1372,3	542,7
15	0,84	0,10	11,2	2,1	88,7	15,2	1512,5	415,3
16	0,98	0,46	8,1	1,4	62,5	6,0	1814,0	379,0

Uwaga: wytop nr 1 - żeliwo wyjściowe do I serii wytopów,  
wytop nr 7 - żeliwo wyjściowe do II serii wytopów

W przypadku żeliwa z dodatkami Cr (wytopy: 2, 3, 4 - żeliwo podutektyczne i 5, 6 - żeliwo nadeutektyczne), wraz ze wzrostem zawartości tego pierwiastka obserwuje się zmniejszenie udziału ferrytu w porównaniu ze strukturą żeliwa wyjściowego (wytopy 1 i 7). Jednocześnie zaobserwować można zwiększenie się stopnia dyspersji perlitu, wraz ze wzrostem zawartości Cr. Powyżej zawartości 1 % Cr pojawiają się drobne wydzielania cementytu stopowego. Wpływ Cr na wydzielania grafitu jest niezauważalny do zawartości 0,54 % (rys.3), powyżej tej zawartości następuje wyraźne rozdrobnienie grafitu, a przy zawartości powyżej 1 % Cr występuje zjawisko jego degeneracji z postaci płatkowej do płatkowej zwichrzonej (rys.4).

Przeprowadzone obserwacje mikroskopowe próbek żeliwa z dodatkiem Sb (wytopy 8, 9, 10, 11, 12) pozwalają stwierdzić, że pierwiastek ten wpływa korzystnie na zmniejszenie się ilości ferrytu w strukturze osnowy żeliwa, zmniejszając jednocześnie dyspersję perlitu, a po przekroczeniu zawartości 0,5 % powoduje pojawienie się w niewielkich ilościach cementytu oraz eutektyki antymonowo-fosforowej. Wzrost zawartości Sb w żeliwie powoduje zmiany postaci grafitu i to zarówno pod względem kształtu, jak i rozłożenia. Do zawartości 0,25 % zmiany te są niezauważalne (rys.5), lecz po jej przekroczeniu następuje początkowo powiększenie długości i grubości płatków, szczególnie na końcach wydzieleni, a następnie powstawanie grafitu zwichrzonego, płatkowego i grafitu nadeutektycznego w postaci jam grafitowych (ocena na podstawie zglądu klasycznego) - żeliwo nadeutektyczne (rys.6).

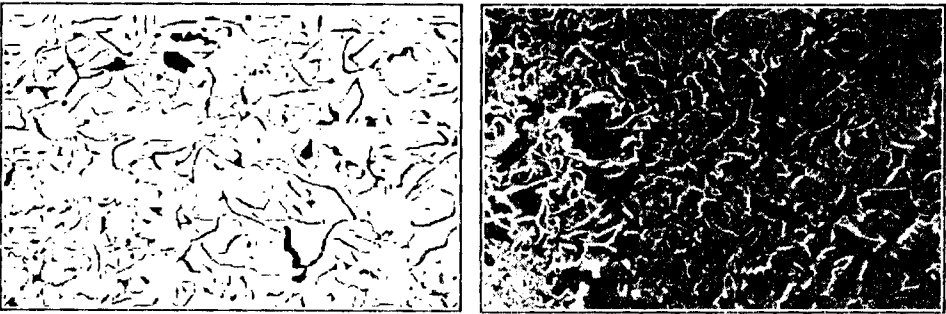


a)

b)

Rys. 1. Wytop 1 - żeliwo wyjściowe, podutektyczne, 0,06 % Cr:

- a) grafit płatkowy - nietrawione, pow. 100x,  
 b) grafit płatkowy - głębokie trawienie, pow. 100x

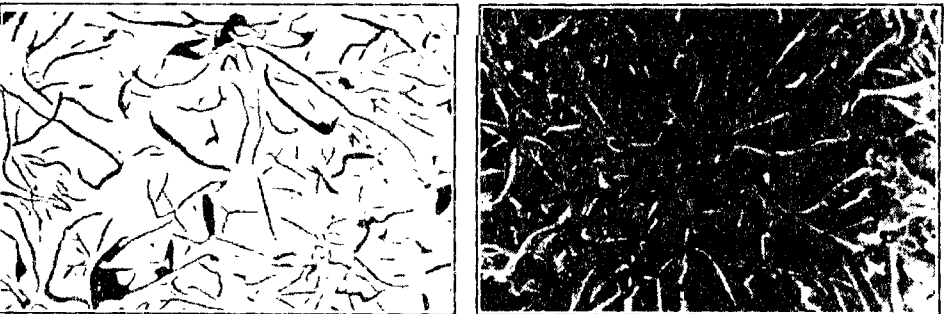


a)

b)

Rys. 2. Wytop 7 - żeliwo wyjściowe, nadeutektyczne, 0,10 % Cr:

- a) grafit płatkowy, międzydendrytyczny - nietrawione, pow. 100x,  
 b) grafit płatkowy, międzydendrytyczny - głębokie trawienie, pow. 100x

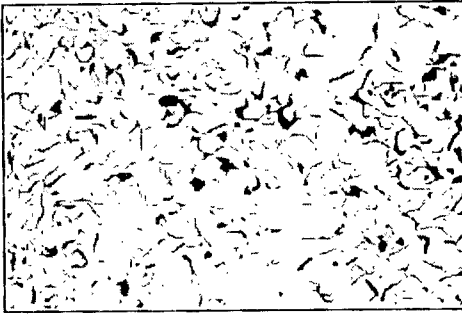


a)

b)

Rys. 3. Wytop 3 - żeliwo podutektyczne, 0,54 % Cr:

- a) grafit płatkowy - nietrawione, pow. 100x,  
 b) grafit płatkowy - głębokie trawienie, pow. 100x



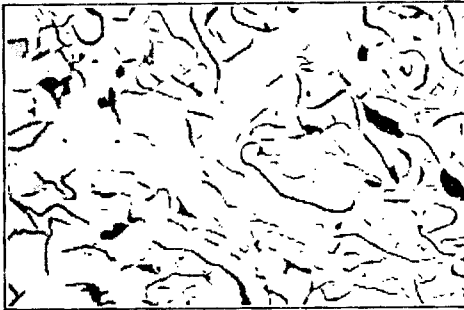
a)

b)

Rys. 4. Wytop 5 - żeliwo nadeutektyczne, 1,16 % Cr:

a) grafit płatkowy, międzydendrytyczny - nietrawione, pow. 100x,

b) grafit płatkowy, międzydendrytyczny - głębokie trawienie, pow. 100x



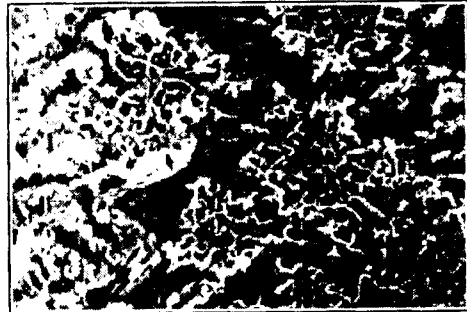
a)

b)

Rys. 5. Wytop 10 - żeliwo podutektyczne, 0,05 % Cr, 0,25 % Sb:

a) grafit płatkowy - nietrawione, pow. 100x,

b) grafit płatkowy - głębokie trawienie, pow. 100x



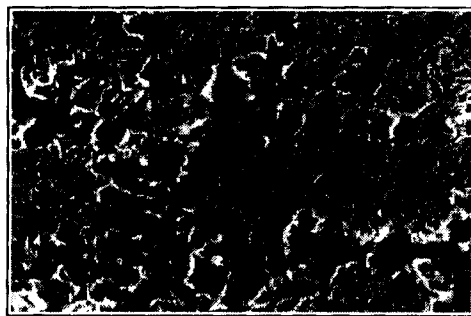
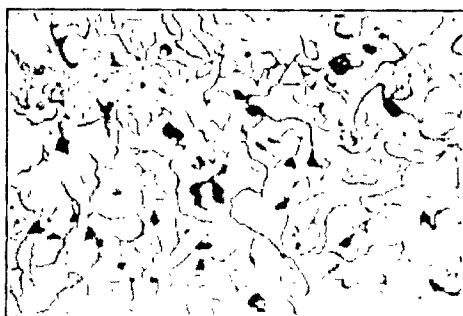
a)

b)

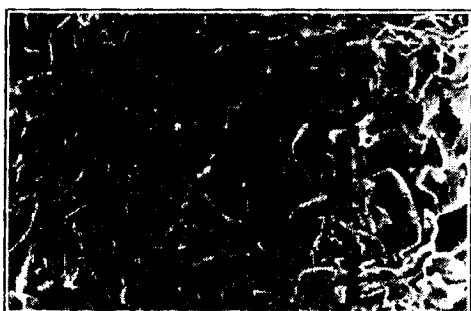
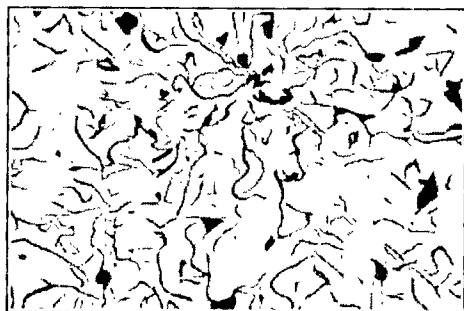
Rys. 6. Wytop 11 - żeliwo nadeutektyczne, 0,08 % Cr, 0,71 % Sb:

a) grafit płatkowy zwichrzony + nadeutektyczny - nietrawione, pow. 100x,

b) grafit płatkowy zwichrzony + nadeutektyczny - głębokie trawienie, pow. 100x



a) b)  
 Rys. 7. Wytop 13 - żeliwo podeutektyczne, 0,23 % Cr, 0,55 % Sb:  
 a) grafit płatkowy, międzidendrytyczny - nietrawione, pow. 100x,  
 b) grafit płatkowy, międzidendrytyczny - głęboko trawione pow. 100x



a) b)  
 Rys. 8. Wytop 14 - żeliwo podeutektyczne, 0,44 % Cr, 0,29 % Sb:  
 a) grafit płatkowy - nietrawione, pow. 100x,  
 b) grafit płatkowy - głębokie trawienie, pow. 100x

Wprowadzenie do żeliwa szarego równoczesnego dodatku Cr i Sb spowodowało wyeliminowanie ferrytu ze struktury osnowy metalowej. Pojawiający się cementyt występował w postaci węglików złożonych, mających układ siatkowy (rys. 7 i 8). Wydzielenia grafitu płatkowego mają różny stopień dyspersji, w zależności od zawartości obu tych pierwiastków, z tym, że jego rozłożenie nie jest tak równomierne, jak w przypadku żeliwa wyjściowego lub z dodatkiem samego chromu. Wydzielenia grafitu, szczególnie przy wyższych zawartościach Cr, tworzą pewnego rodzaju skupiska (rys.7). Najbardziej korzystną postać grafitu stwierdzono w żeliwie z wytopu 14, o zawartości 0,44 % Cr i 0,29 % Sb (rys.8).

### 3. WNIOSKI

Przeprowadzone badania oraz uzyskane wyniki pozwalają na przedstawienie następujących wniosków:

- obecność chromu w żeliwie powoduje zmniejszenie udziału powierzchniowego grafitu, przy jednoczesnym zwiększeniu ilości wydzieleni; spowodowane jest to równoczesnym

- zabielającym i zarodkotwórczym działaniem tego pierwiastka,
- zaobserwowany wzrost liczby wydzielań grafitu pod wpływem antymonu, zarejestrowany na klasycznym zglądzie metalograficznym, nietrawionym, jest pozorny. Po wykonaniu bowiem mikrofotografii tych samych zglądów za pomocą mikroskopu skaningowego, poddanych głębokiemu (selektywnemu) trawieniu, stwierdzono istnienie grafitu płatkowego zwichrzonego, co na klasycznym zglądzie metalograficznym powodowało rejestrowanie zwiększonych ilości wydzielań grafitu. Obserwacje te wskazują na odmienne niż chrom działanie antymonu, nie powodującego rozdrobnienia grafitu,
  - równoczesne wprowadzenie chromu i antymonu do żeliwa powoduje zwiększenie udziału powierzchniowego grafitu w strukturze żeliwa, przy równoczesnym zmniejszeniu jego obwodu; wskazuje to na wzajemne kompensowanie działań tych pierwiastków podczas procesu krzepnięcia żeliwa,
  - zaobserwowany, korzystny wpływ antymonu i chromu, wprowadzanych w proporcji 2:3 do stopu (wytop 14), odpowiada ilościom tych pierwiastków łączących się całkowicie w związek chemiczny  $Sb_2Cr_3$ . Potwierdzają ten fakt obserwacje zmiany właściwości strukturalnych i mechanicznych żeliwa.

## LITERATURA

- [1] Fraś E.: Krystalizacja żeliwa. AGH, Kraków 1981
- [2] Podrucki Cz., Kalata Cz.: Metalurgia i odlewnictwo żeliwa. Wyd. 2, Wyd. "Śląsk", Katowice
- [3] Pelleg J.: Antimony treated cast iron. Modern Casting, t. 42, nr 2, s. 76, 1962
- [4] Rohring K., Wolters D.: Legiertes Gusseisen. Band 1, Gusseisen mit Lamellengraphit und karbidisches Gusseisen, Giesserei Verlag, Düsseldorf 1970
- [5] Boyes J., W.: Influence of chromium content on chill and mottle formation. B.C.I.R.A., t. 9, s. 161, Journal 1961
- [6] Sękowski K., Machynia E.: Struktura żeliwa antymonowego. Prace Instytutu Odlewnictwa nr 2, s. 149, 1970
- [7] Określenie wpływu pierwiastków stopowych na graniczną wartość stopnia przechłodzenia żeliwa szarego. Etap II i III (praca zbiorowa). Symbol Z-2085, Instytut Odlewnictwa, Kraków 1977-1978
- [8] Kowalski J.: Rola chromu i antymonu w kształtowaniu struktury i właściwości żeliwa szarego. Rozprawa doktorska, Politechnika Krakowska, Kraków 1987
- [9] Rączka J., Kowalski J., Tabor A.: Analiza różniczkowa krzywych stygnięcia żeliwa w zastosowaniu do oceny przebiegu wydzielenia i cech stereologicznych grafitu. Przegląd Odlewnictwa, t. 32, nr 4, s. 85-88, 1982

## GRAPHITE IN LOW-ALLOY CHROMIC-ANTIMONIC GREY CAST IRON

### Summary

In the paper results of the research of abrasion-resisting chromic-antimonic cast iron are presented. The influence of Cr and Sb on the form and distribution of the graphite is determined.



## WPLYW WARUNKÓW KRYSTALIZACJI PIERWOTNEJ ŻELIWA NA ANIZOTERMICZNĄ PRZEMIANĘ EUTEKTOIDALNĄ

Tadeusz Szykowny

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

Wykonano wykresy CTPc dla żeliwa pochodzącego z jednego wytopu, odlanego w postaci próbek YII i YIV z żeliwa sferoidalnego oraz w postaci próbek YII z żeliwa szarego z grafitem płatkowym. W pracy przeanalizowano wpływ struktury otrzymanej w wyniku krystalizacji pierwotnej żeliwa na kinetykę i mechanizm przemiany eutektoidalnej podczas ciągłego chłodzenia.

### 1. WSTĘP

Oddziaływanie pomiędzy grafitem a osnową żeliwa ma zasadnicze znaczenie w przypadku przemiany eutektoidalnej austenitu, która jest przemianą dyfuzyjną. Podczas austenitizacji osnowa jest nawęglana poprzez powierzchnię międzyfazową austenit - grafit. K. Herfurth i E. Gansauge [1] stwierdzili, że austenit żeliwa z silnie rozwiniętą powierzchnią austenit - grafit (żeliwo z grafitem płatkowym) nawęglą się do stanu nasycenia szybciej, aniżeli austenit żeliwa o mniejszej powierzchni właściwej grafitu (żeliwo sferoidalne).

Przemianę eutektoidalną podczas chłodzenia poprzedza wydzielanie grafitu przedeutektoidalnego na istniejących wydzieleniach grafitowych. Przemiana eutektoidalna w układzie stabilnym polega na tworzeniu mieszaniny grafit - ferryt, przy czym grafit eutektoidalny odkłada się również na istniejących wydzieleniach grafitu, a ferryt będący składową eutektoidu wzrasta najczęściej od granicy grafit - austenit [2]. Parametry stereologiczne grafitu, takie jak powierzchnia właściwa, średnia odległość pomiędzy wydzieleniami, kształt geometryczny, udział objętościowy, będą zatem w znaczącym stopniu wpływać na przemianę eutektoidalną. Można założyć, że im większa będzie dyspersja grafitu (większa powierzchnia właściwa grafitu), tym większa będzie skłonność żeliwa do przemiany w układzie stabilnym.

G.G. Bojko [3] badał przemianę eutektoidalną przy chłodzeniu ciągłym jednego

gatunku niestopowego żeliwa szarego odlewane do kokil lub do form piaskowych. W przypadku odlewów kokilowych wystąpił grafit o dużej dyspersji i rozłożeniu międzydendrytycznym, natomiast w odlewach z form piaskowych uzyskano grafit w postaci izolowanych płatków o małym rozdrobnieniu. W strukturze końcowej po chłodzeniu ciągłym w całym zakresie prędkości chłodzenia żeliwo z grafitem międzydendrytycznym ma zdecydowanie więcej ferrytu aniżeli żeliwo z grafitem płatkowym. Ferryt nie występuje już w strukturze żeliwa płatkowego chłodzonego z prędkością ok. 8 K/s, podczas gdy w żeliwie z grafitem międzydendrytycznym prędkość ok. 25 K/s jest niewystarczająca dla zapobieżenia wystąpieniu ferrytu.

W. Orłowicz [4] opracował metodą dylatometryczną wykresy CTPc żeliwa sferoidalnego odlanego w postaci płyt o grubości 25 lub 110 mm. Autor stwierdził, iż z porównania wpływu struktury pierwotnej na temperatury przemiany eutektoidalnej wynika, że temperatury te są wyższe dla próbek pobranych z płyty cienkiej.

Warunki krystalizacji pierwotnej nie tylko kształtują cechy stereologiczne grafitu, rozmiar ziarn eutektycznych, lecz również strukturę osnowy, stopień niejednorodności strukturalnej i mikroniejednorodności chemicznej. W grubościennych odlewach na granicach dużych i nielicznych ziarn eutektycznych wydzielają się węgliki z powodu wzbogacenia krzepnącej na końcu ciecicy w pierwiastki węglilotwórcze (Cr, Mn, V) [5]. W trakcie austenitizacji węgliki te trudno rozpuszczają się i podczas przemiany eutektoidalnej mogą stanowić "zarodki" przemiany w układzie metastabilnym.

Przegląd literatury wskazuje, że brak jest odpowiedzi na pytanie - jak warunki krystalizacji pierwotnej wpływają na mechanizm i kinetykę przemiany eutektoidalnej w układzie stabilnym lub metastabilnym? Takiej odpowiedzi nie mogą udzielić wyniki badań polegających na ciągłym śledzeniu przemiany (badania dylatometryczne, magnetyczne), jak również analiza struktury końcowej po przemianie. Dlatego podstawowym celem prezentowanej pracy jest opracowanie i zinterpretowanie wykresów CTPc żeliwa krzepnącego w różnych warunkach, wykonanych metodą metalograficzną, dającą wgląd w strukturę na poszczególnych etapach przemiany. Praktyczny cel pracy zawiera się w poszukiwaniu maksymalnej prędkości chłodzenia gwarantującej całkowitą grafityzację bezpośrednią żeliwa.

## 2. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Podstawowym założeniem badań jest przyjęcie żeliwa o różnej dyspersji i postaci grafitu, uzyskanej poprzez odmienne warunki krystalizacji pierwotnej, z zachowaniem jednakowego składu chemicznego. Dla zrealizowania założonego celu pracy zaplanowano wykonanie metodą metalograficzną trzech wykresów CTPc: żeliwa z grafitem kulkowym drobnym, żeliwa z grafitem kulkowym grubym oraz żeliwa z grafitem płatkowym o tym samym składzie chemicznym, przy jednakowych warunkach austenitizacji i chłodzenia ciągłego.

Do badań przyjęto żeliwo o następującym składzie chemicznym: C - 3,82 %; Mn - 0,19 %; Si - 3,41 %; P - 0,057 %; S - 0,02 %; Cr - 0,04 %; Cu - 0,04 %; Ti - 0,019 %; Mg - 0,05 %. Żeliwo wytopiono w indukcyjnym piecu tyglowym sieciowej częstotliwości o pojemności 3,5 t, ze wsadu składającego się z surówki Sorel F1 i złomu obiegowego żeliwa sferoidalnego gatunku 400-12. Sferoidyzowanie ciekłego żeliwa zaprawą FeMgSi i modyfikowanie żelazokrzemem FeSi75 przeprowadzono w kadzi odlewniczej. Żeliwo odlano do form wilgotnych w postaci próbek Y. W pierwszej

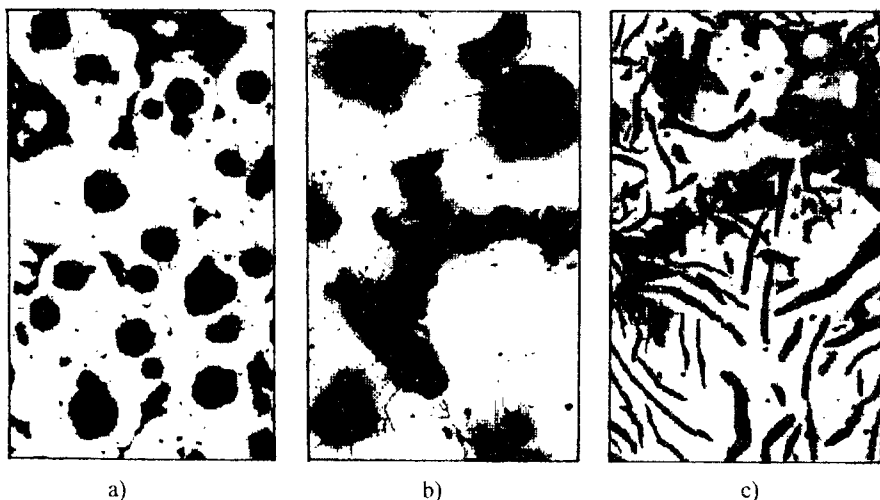
kolejności odlano 15 próbek YIV (grubość prostopadłościenną części klina 75 mm), a następnie z tej samej kadzi 150 próbek YII (25 mm).

Pomiary twardości wykazały, że końcowa partia próbek YII (ok. 20 % partii) posiada wyraźnie zaniżoną twardość wynoszącą średnio 140 HB wobec 180 HB dla pozostałych odlewów. Badania metalograficzne ujawniły, że ta część partii odlewów posiada grafit płatkowy. Przyczyny pojawienia się tej postaci grafitu można upatrywać w zaniku efektu sferoidyzacji.

W dalszej części pracy przyjęto następujące oznaczenia:

- żeliwo A - z drobnym grafitem kulkowym (próbka YII),
- żeliwo B - z grubym grafitem kulkowym (próbka YIV),
- żeliwo C - z grafitem płatkowym (próbka YII).

Mikrostrukturę żeliwa w stanie lanym przedstawia rysunek 1.



Rys.1. Mikrostruktura żeliwa: a) A, b) B, c) C; traw. 2 % HNO<sub>3</sub>. Pow. 100x

Wyniki analizy metalograficznej i badania własności mechanicznych żeliwa przedstawia tabela 1.

Pomiaru powierzchni właściwej  $S_{v(i)}$  grafitu dokonano metodą siecznych przypadkowych w kombinacji z metodą punktową. Wielkość  $S_{v(i)}$  może być uważana za uniwersalny wskaźnik dyspersji cząstek, którym można się posługiwać przy dowolnym ich kształcie [6]. Próbki metalograficzne wzięte do sporządzenia wykresów C1Pc (plasterki  $\phi$  20 x 3 mm) podlegały selekcji na podstawie mikrostruktury. Kryterium przyjęcia próbki było występowanie w strukturze nie więcej niż 10% innych od podstawowej postaci grafitu.

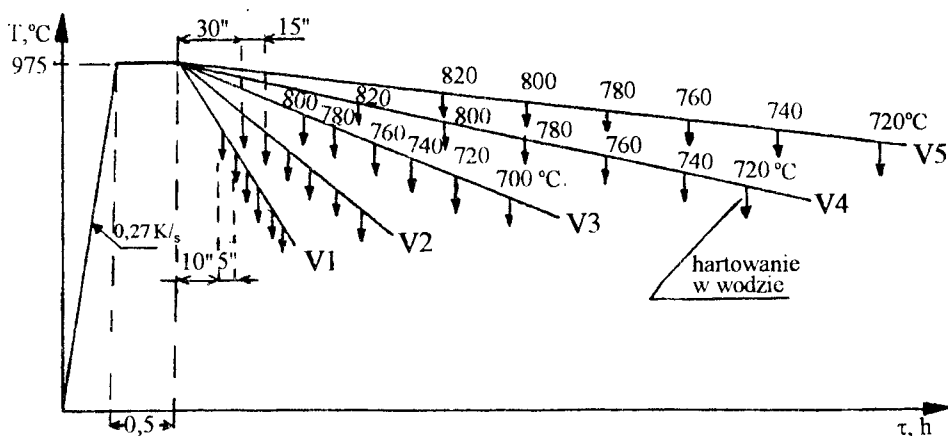
Wyselekcjonowane próbki obrobiono cieplnie według programu jak na rysunku 2 korzystając z pieców dylatometru produkcji IMZ.

Chłodzenie z poszczególnymi prędkościami realizowano następująco:

- V1 - chłodzenie w spokojnym powietrzu,
- V2 - chłodzenie w piecu II o temperaturze 550°C,
- V3 - chłodzenie w otwartym piecu I,
- V4 - chłodzenie z piecem I zamkniętym,
- V5 - chłodzenie z piecem I zamkniętym, zasilanym prądem 5A.

Tabela 1. Wyniki analizy metalograficznej i badania własności mechanicznych

Zelwo	Grafit					Osnowa			Twardość HB	$R_m$ MPa	$A_5$ %
	Liczba wydzieliń na 1 mm <sup>2</sup> zglądu $N_A$ , mm <sup>-2</sup>	Objętość względna $V_G$ , %	Powierzchnia właściwa $S_{V(G)}$ , mm <sup>2</sup> / mm <sup>3</sup>	Powierzchnia względna $S_{V(G)}$ , mm <sup>2</sup> / mm <sup>3</sup>	Średnia odległość między wydzieleni- ami grafitu, $\mu m$	Skład strukturalny, % objętości					
						feryt	perlit	cementyt wtór- ny + eutektyka fosforowa			
A	97,5	11,5	120,9	13,9	73	86,8	13,1	0,1	180,1	513	18,6
B	35,4	11,2	75,5	8,5	126	87,5	12,1	0,4	171,2	471	12,9
C	288,3	12,7	331,8	42,1	41	88,2	11,7	0,1	140,0	-	-



Rys.2. Schemat obróbki cieplnej żelwa

Wykonanie próby miało następujący przebieg: komplet siedmiu próbek zawieszonych na specjalnym uchwycie nagrzewano z piecem dylatometru ze średnią prędkością 0,27 K/s do temperatury austenitacji tj. 975 °C i wygrzewano przez 0,5 h. Następnie komplet próbek podchładzano w sposób pozwalający uzyskać określoną prędkość chłodzenia. Po osiągnięciu przez próbki zadanej temperatury (dla V3, V4, V5) lub po upływie zadanego czasu chłodzenia (dla V1, V2), próbki dochładzano kolejno w wodzie. Dla danej prędkości chłodzenia wykonywano jedną próbę. Pomiar temperatury odbywał się za pomocą termoelementu NiCr - Ni zgrzanego z jedną z próbek. Krzywą chłodzenia rejestrowano na wykresie kompensatora.

Tabela 2 zawiera średnie prędkości chłodzenia zmierzone z wykresu kompensatora w zakresie temperatur 800 ÷ 650 °C.

Z próbek wykonano trawione zglądy metalograficzne, na których określono skład strukturalny. Na podstawie interpolowanych wyników ilościowej analizy metalograficznej wyznaczono dla poszczególnych prędkości chłodzenia wartości temperatury odpowiadającej zaistnieniu przemiany austenitu w stopniu 1, 50 i 99 %. Znajomość tych temperatur i krzywych chłodzenia pozwoliła sporządzić wykresy CTPc.

Tabela 2. Prędkość chłodzenia w K/s w zakresie 800 ÷ 650 °C

Żeliwo	Prędkość				
	V1	V2	V3	V4	V5
A	5,8	1,5	0,54	0,33	0,02
B	5,4	1,6	0,51	0,33	0,02
C	5,4	1,4	0,55	0,34	0,02

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

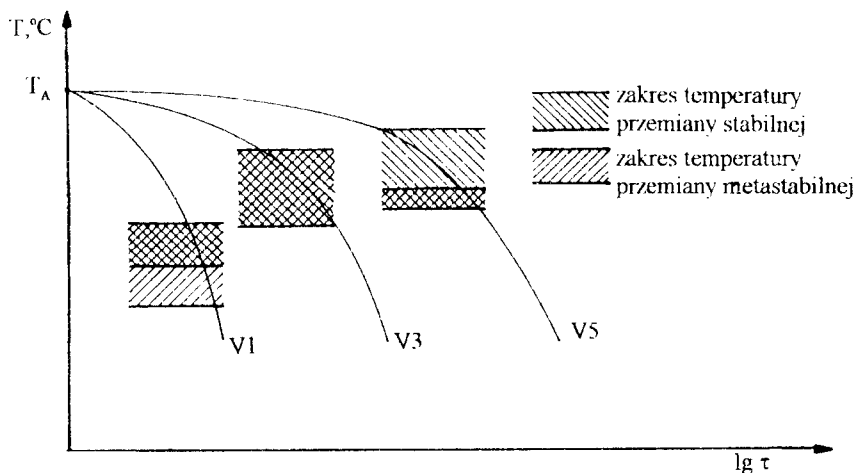
W przypadku dużej prędkości chłodzenia (1,4÷5,8 K/s, prędkość V1 i V2), niezależnie od warunków krystalizacji pierwotnej żeliwa, przemianę eutektoidalną rozpoczyna jednoczesne pojawienie się ferrytu i perlitu. Ferryt krystalizuje wyłącznie od granicy grafit - austenit. Perlit w żeliwie A krystalizuje zarówno od granicy grafit - austenit, austenit - ferryt, jak i w samym austenicie. W żeliwie B początkowy perlit krystalizuje w zdecydowanej przewadze w oddaleniu od grafitu, w kontakcie z liczniej występującymi w tym żeliwie ziarnami cementytu lub eutektyki fosforowej. Ze spadkiem temperatury przybywa niewielka ilość ferrytu, który formuje cienkie, nieciągłe otoczki wokół grafitu. Równocześnie rozwija się przemiana perlityczna. Front tej przemiany postępuje od granic austenit - ferryt, austenit - grafit jak również od granic ziarn eutektycznych. Począwszy od pewnej temperatury następuje gwałtowna ekspansja przemiany perlitycznej. Poniżej tej temperatury zawartość ferrytu pozostaje na stałym poziomie. Po zakończeniu przemiany eutektoidalnej osnowa żeliwa A i C jest perlityczno-ferrytyczna. W żeliwie B chłodzonym z prędkością V1 po zakończeniu przemiany eutektoidalnej pozostaje obok perlitu i ferrytu pewna ilość nieprzemienionego austenitu, który podczas chłodzenia do temperatury pokojowej przemienia się w martenzyt. Oznacza to, że prędkość V1 dla wybranych mikroobszarów austenitu żeliwa B jest już większa od krytycznej prędkości hartowania.

Zmniejszenie prędkości chłodzenia do 0,51 ÷ 0,55 K/s (prędkość V3) powoduje to, że pierwszymi produktami przemiany eutektoidalnej w żeliwie A i B są jednocześnie ferryt i perlit, natomiast w żeliwie C wyłącznie ferryt. Ferryt tworzy otoczkę przy graficie, perlit krystalizuje wyłącznie w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. W żeliwie C, perlit pojawia się i wzrasta na tle austenitu, lub częściej od granicy ferryt - austenit, gdy przemiana według układu stabilnego jest już silnie zaawansowana. Kontynuacja przemiany eutektoidalnej w żeliwie A i B prowadzi do ukształtowania się pełnych, regularnych otoczek ferrytycznych. Po ich ukształtowaniu, od granic ferryt - austenit postępuje intensywnie przemiana perlityczna ogarniając większość nieprzemienionego austenitu. Ostatecznie osnowa żeliwa A i B pozostaje perlityczno-ferrytyczną z charakterystyczną strukturą "wolicz oczu".

W żeliwie A i C chłodzonym z prędkością V4 (0,33 ÷ 0,34 K/s) przemiana eutektoidalna rozpoczyna się wyłącznie według układu stabilnego. W żeliwie B, równocześnie z ferrytem, krystalizuje niewielka ilość perlitu w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. Intensywny postęp przemiany perlitycznej następuje dopiero po uprzednim uformowaniu się grubych, regularnych otoczek ferrytu. Struktura końcowa żeliwa A i C jest ferrytyczno-perlityczna, natomiast żeliwa B perlityczno-ferrytyczna.

Zmniejszenie prędkości chłodzenia do 0,02 K/s (V5) powoduje, że przemiana eutektoidalna rozpoczyna się wyłącznie według układu stabilnego we wszystkich rodzajach żeliwa. W żeliwie C przemiana całkowicie zachodzi do końca w układzie stabilnym, czego skutkiem jest w pełni ferrytyczna osnowa. Z praktycznego punktu widzenia również żeliwo A należy uznać za ferrytyczne. Zawartość perlitu grubopłytkowego wynosi w nim zaledwie 0,2 %. W strukturze żeliwa B obok ferrytu pozostaje 6,2 % perlitu grubopłytkowego.

Na podstawie powyższych jakościowych ustaleń, wpływ prędkości chłodzenia na położenie temperatur krytycznych w układzie stabilnym i metastabilnym dla przypadku, gdy osnowa żeliwa w wyniku przemiany eutektoidalnej składa się z ferrytu i perlitu, można przedstawić następującym ogólnym schematem (rys 3).



Rys.3. Wpływ prędkości chłodzenia na położenie zakresów temperaturowych przemiany eutektoidalnej według układu stabilnego i metastabilnego - schemat

Warunki krystalizacji pierwotnej żeliwa mają wyraźny wpływ na skład strukturalny osnowy po zakończeniu przemiany eutektoidalnej (rys.4).

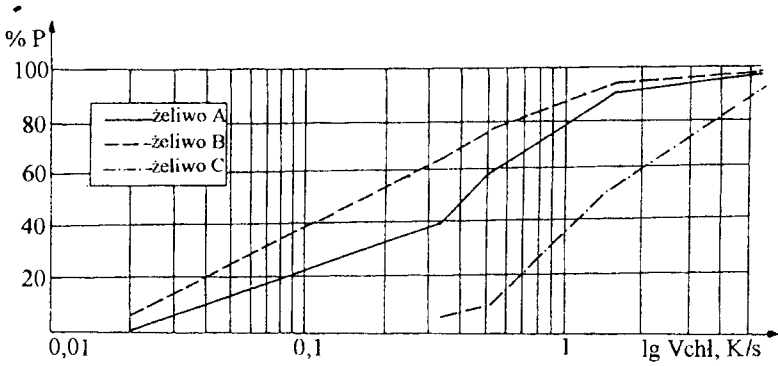
Największą zawartość perlitu otrzymuje się w żeliwie o najmniejszej powierzchni właściwej (żeliwo B), najmniejszą zaś w żeliwie o największej powierzchni właściwej (żeliwo C). Wynik ten można wytłumaczyć warunkami dyfuzji i krystalizacji węgla na wydzieleniach grafitu. Ze wzrastającą wartością powierzchni właściwej grafitu i malejącą odległością pomiędzy jego wydzieleniami (tab. 1) korzystniejsze stają się warunki odwęglania osnowy żeliwa, co ułatwia przemianę wg układu stabilnego.

Na podstawie wyników metalograficznej analizy ilościowej i znajomości krzywych chłodzenia sporządzono wykres CTPC żeliwa A (rys. 5), żeliwa B (rys.6), żeliwa C (rys.7).

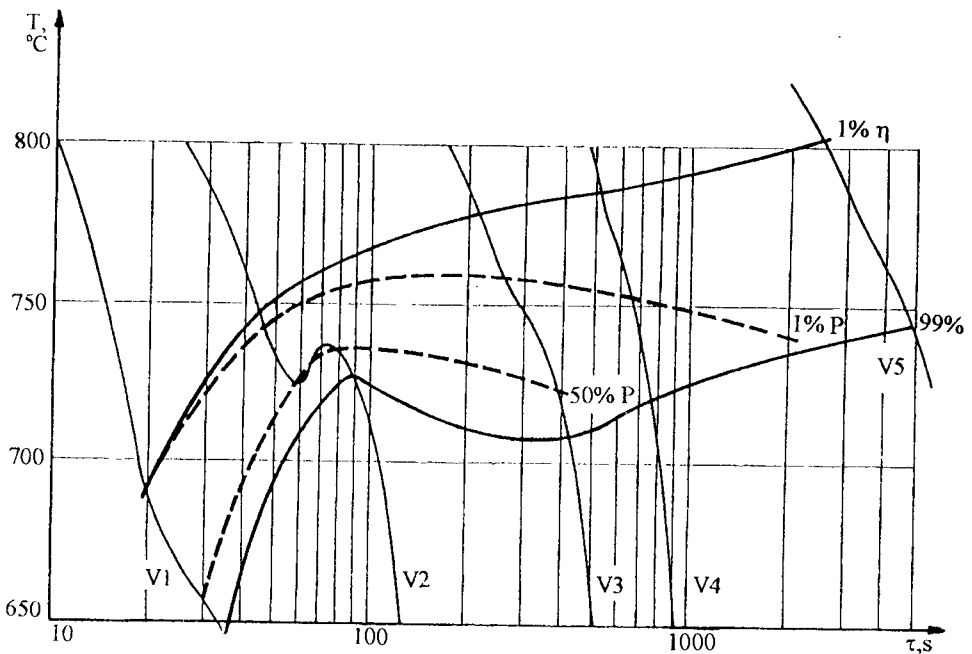
Z przedstawionych wykresów CTPC wynika, że linia początku przemiany austenitu (1 % przemiany) wykazuje ciągły spadek wraz ze wzrostem prędkości chłodzenia, natomiast linia końca przemiany (99 %) wykazuje wyraźne maksimum w okolicach prędkości V2 dla wszystkich rodzajów żeliwa.

Przedział temperaturowy przemiany eutektoidalnej jest dla tej prędkości chłodzenia największy. Takiego przebiegu linii końca przemiany nie napotkano wśród

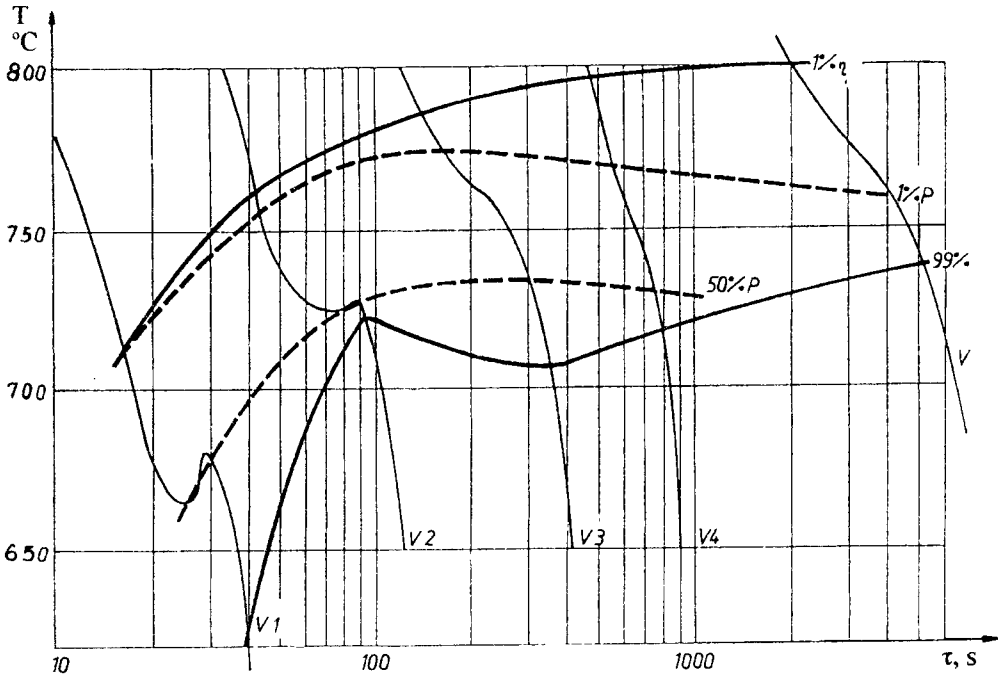
wykresów CTPc żeliwa publikowanych w literaturze. Można przyjąć, że lokalne maksimum temperatury końca przemiany eutektoidalnej jest skutkiem wydzielania się ciepła przemiany. Wyraźnie obserwuje się to zjawisko szczególnie na krzywych chłodzenia żeliwa A i B (rys. 5 i 6).



Rys.4. Zawartość perlitu w żeliwie po zakończeniu przemiany eutektoidalnej, jako funkcja prędkości chłodzenia



Rys. 5. Wykres CTPc żeliwa A



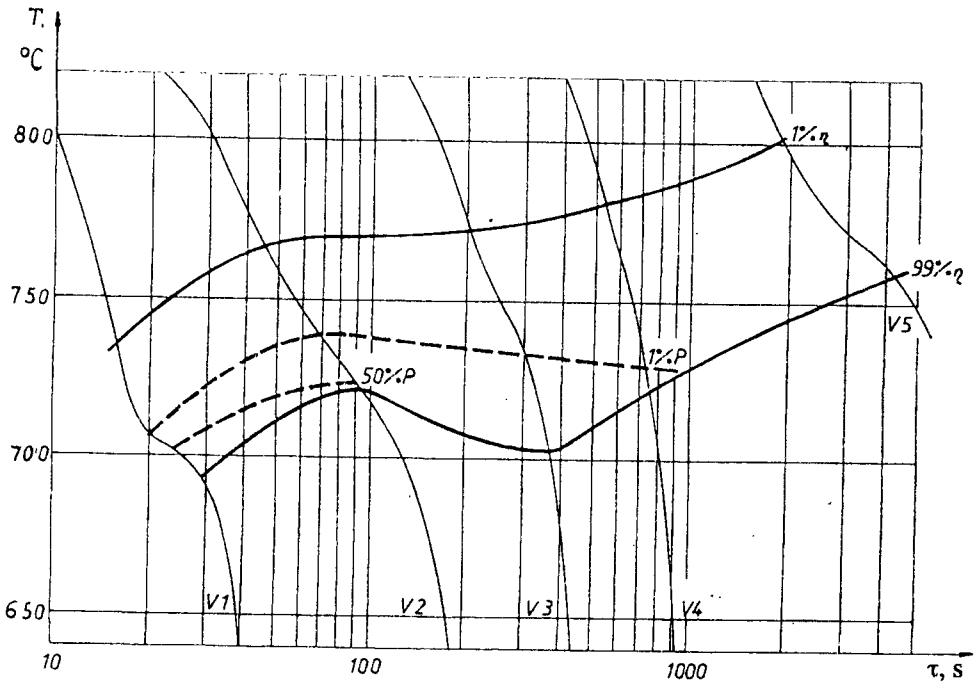
Rys. 6. Wykres CTPc żeliwa B

Krzywe odpowiadające 1 i 50 % przemiany perlitycznej wykazują wyraźne maksimum temperatury dla pośrednich wartości prędkości chłodzenia (rys. 5, 6 i 7). Na większości wykresów CTPc przedstawionych w literaturze krzywe te mają przebieg monotoniczny [3,4,10,11]. Opisany w niniejszej pracy mechanizm przemiany eutektoidalnej oraz schemat wpływu prędkości chłodzenia na położenie temperatur krytycznych (rys. 3), wyjaśniają w pewnym stopniu występowanie maksimum temperatury na izoliniach przemiany perlitycznej.

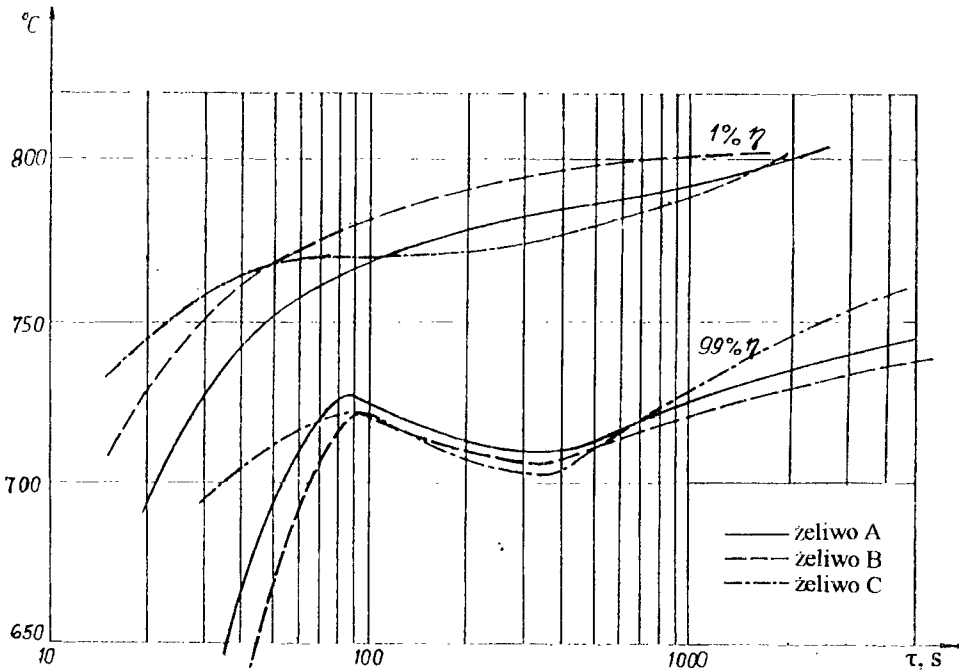
Na rysunku 8 zestawiono krzywe początku przemiany (1 %) i końca przemiany (99 %) dla trzech rodzajów żeliwa.

Z porównania przebiegu izoliny żeliwa A i B wynika, że przemiana eutektoidalna w żelwie B zachodzi w szerszym przedziale temperaturowym dla całego zakresu prędkości chłodzenia. Krzywa obrazująca początek przemiany w żelwie B leży powyżej tej krzywej dla żeliwa A, natomiast krzywa końca przemiany leży poniżej tej krzywej dla żeliwa A. Otrzymany wynik można wytłumaczyć oddziaływaniem silniej zaznaczonej mikrosegregacji chemicznej i niejednorodności strukturalnej osnowy żeliwa B. Autorzy prac [7,8,9] łączą bezpośrednio szerokość przedziału temperaturowego przemiany eutektoidalnej ze stopniem mikrosegregacji osnowy, w szczególności z mikrosegregacją krzemu i manganu. Im ta segregacja jest silniej zaznaczona, tym przedział temperaturowy przemiany eutektoidalnej jest szerszy. O silniejszej mikrosegregacji w żelwie B świadczy dodatkowo fakt wystąpienia mikroobszarów martenzytu w próbce chłodzonej w powietrzu (prędkość V1), podczas gdy osnowa żeliwa A nie zawierała nieeutektoidalnych produktów przemiany.

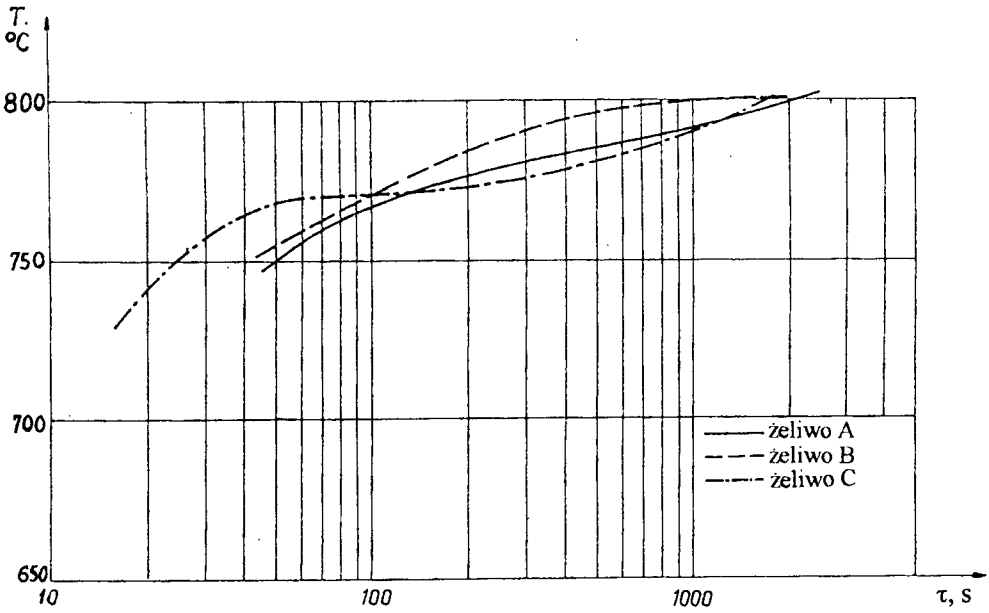




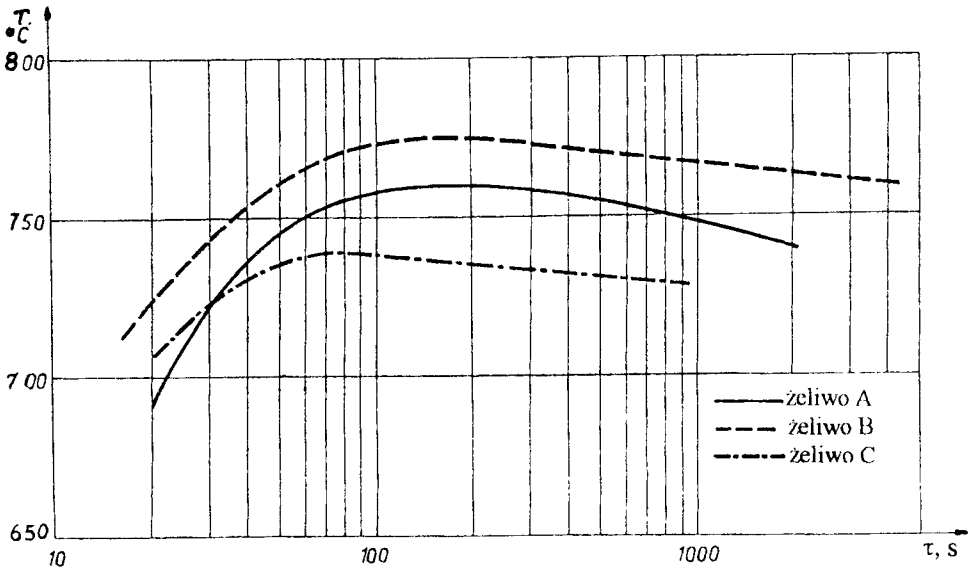
Rys.7. Wykres CTPc żeliwa C



Rys.8. Krzywe początku i końca przemiany eutektoidalnej żeliwa A, B i C



Rys.9. Izolinie przemiany austenitu w 1 % ferrytu



Rys.10. Izolinie przemiany austenitu w 1 % perlitu

Z porównania przebiegu izolinii odpowiadających przemianie 1 % austenitu w ferryt (rys.9) wynika, że krzywa ta dla żeliwa B leży powyżej krzywej dla żeliwa A. Przypuszczać można było, że w żeliwie A, o większej dyspersji grafitu i krótszych drogach dyfuzji, zarodkowanie i wzrost ferrytu przebiegać będzie przy mniejszych przechłodzeniach, aniżeli w żeliwie B. Tymczasem, na skutek silniejszej mikrosegregacji, ferryt w ilości 1 % pojawia się w żeliwie B w wyższych temperaturach. Silniejszą mikrosegregacją manganu, chromu, a także obecnością nierozpuszczonego cementytu i eutektyki fosforowej należy wytłumaczyć najwyższą temperaturę tworzenia się 1 % perlitu w żeliwie B (rys.10). W tym przypadku również cechy stereologiczne grafitu żeliwa B sprzyjają przemianie perlitycznej.

#### 4. WNIOSKI

1. Warunki krystalizacji pierwotnej żeliwa znacząco wpływają na mechanizm i kinetykę przemiany eutektoidalnej.
2. Wzrost powierzchni właściwej grafitu i zmniejszenie średniej odległości pomiędzy wydzieleniami sprzyja zachodzeniu przemiany wg układu stabilnego oraz zwiększa prędkość chłodzenia pozwalającą na uzyskanie w wyniku bezpośredniej przemiany całkowicie ferrytycznej osnowy.
3. Temperatura początku tworzenia się perlitu i jego zawartość po zakończeniu przemiany eutektoidalnej są najwyższe w żeliwie o najmniejszej powierzchni właściwej grafitu (żeliwo B).
4. Na kinetykę i efekty przemiany eutektoidalnej oprócz cech stereologicznych grafitu wpływa znacząco stan mikrosegregacji chemicznej i niejednorodności strukturalnej.
5. Z praktycznego punktu widzenia żeliwo A chłodzone z prędkością 0,02 K/s jest ferrytyczne. Przypuszczać należy, że pełną ferrytyzację w odlewie grubościennym (żeliwo B) osiągnąć można poprzez dalsze zmniejszenie prędkości chłodzenia, lub prowadzenie austenitizacji w warunkach gwarantujących pełniejsze ujednorodnienie żeliwa.

#### LITERATURA

- [1] Herfurth K., Gansauge E.: FFH, seria B, nr 163, s.77, 1971
- [2] Bunin K.P., Taran J.N.: Strojienie żuguna. Izd. Metallurgia, Moskwa 1971
- [3] Bojko G.G.: MiTOM, nr 2, s. 77, 1975
- [4] Orłowicz W.: Z.N. Politechniki Rzeszowskiej, Mechanika 25, z.8, 1985
- [5] Mayer H., Hammerli F.: Przegląd Odlewnictwa, nr 2, s.56, 1972
- [6] Ryś J.: Metalografia ilościowa. Skrypty AGH, nr 922, Kraków 1983
- [7] Bunin K.P., i inni: Lit.Proizv., nr 4, s. 23, 1966
- [8] Oleszycki H.: Rola zabiegów cieplnych w kształtowaniu struktury i właściwości mechanicznych niestopowego żeliwa sferoidalnego. Rozprawy nr 7, ATR, Bydgoszcz 1982
- [9] Okumoto T., i inni.: AFS Transactions, vol 79, s. 473, 1971
- [10] Cias W.W.: Phase transformation kinetics of selected cast steels and irons. Climax Molybdenum Co, 1975
- [11] Vörösné L., i inni.: Öntöde, Évf. 35, nr 1, s. 1 - 6, 1984

## **IMPACT OF PRIMARY CAST IRON CRYSTALLIZATION ON CONTINUOUS EUTECTOIDAL TRANSFORMATION**

### **Summary**

A continuous TTT diagram has been plotted for cast iron originating from a single melt cast in the form of Y- blocks II and IV type from spheroidal cast iron and of Y - blocks II type from gray cast iron with flake graphite. The study analyses the impact of the structure retained as a result of primary crystallisation of cast iron on the kinetics and the eutectoidal transformation process during continuous cooling.

## BADANIA PROCESU UTWARDZANIA DYSPERSYJNEGO NISKOMIEDZIOWEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO

Tadeusz Szykowny

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

W pracy podjęto próbę utwardzania dyspersyjnego niskomiedziowego (0,48% Cu) żeliwa sferoidalnego o wejściowej strukturze ferrytycznej, uzyskanej w wyniku dwustopniowego wyżarzania ferrytyzującego. Żeliwo przesycono z temperatury 720 °C, po czym starzono w temperaturze 350, 450 i 550 °C w czasie do 72 h oraz naturalnie. Charakterystyczne dla procesu utwardzania dyspersyjnego zmiany twardości uzyskano po starzeniu w temperaturze 450 °C. Maksymalny wzrost twardości względem stanu ferrytyzowanego wyniósł 15 %.

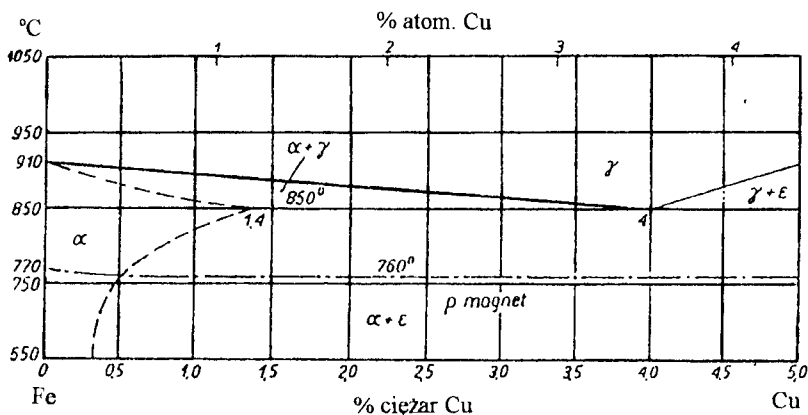
### 1. WSTĘP

Układ równowagi fazowej Fe-Cu posiada rozszerzone pole austenitu [1] (rys.1). W temperaturze 835 °C zachodzi przemiana eutektoidalna, podczas której austenit zawierający 4 % Cu przemienia się w ferryt zawierający 1,4 % Cu i fazę  $\epsilon$  (roztwór stały żelaza w miedzi o zawartości 96 % Cu). Rozpuszczalność miedzi w ferrycie szybko maleje ze spadkiem temperatury.

Zmienna rozpuszczalność miedzi w ferrycie i przemiana eutektoidalna stwarzają możliwość dwóch rodzajów obróbki cieplnej:

- szybkiego ochładzania z zakresu temperatury 800 ÷ 850 °C, w celu otrzymania przesyconego ferrytu i następnego starzenia, co wywołuje utwardzanie dyspersyjne fazą  $\epsilon$ ,
- hartowanie od temperatury stabilności austenitu z następnym odpuszczaniem, po którym otrzymuje się wydzielenia fazy  $\epsilon$  o różnym stopniu dyspersji [2].

Pierwsze badania nad możliwością poprawy własności mechanicznych żeliwa poprzez utwardzanie dyspersyjne zostały wykonane na ferrytycznym żeliwie ciągliwym [3]. Żeliwo wygrzewane w temperaturze 715÷748 °C, z następnym oziębianiem w wodzie i starzeniem przez 4 dni w temperaturze pokojowej, wykazuje wzrost wskaźników własności wytrzymałościowych rzędu 20÷40 % przy równoczesnym niewielkim obniżeniu wydłużenia.



Rys. 1. Fragment układu Fe-Cu [1]

Według T. Malkiewicza [2] w stali o zawartości 0,08 % C i 1 % Cu, przesycaanej z temperatury 850 °C i starzonej w temperaturze 450 °C przez 10 godzin, można uzyskać aż 80-procentowy wzrost twardości. Równolegle z twardością wzrasta wytrzymałość na rozciąganie i granica plastyczności, a maleje ciągliwość.

Utwardzaniu dyspersyjnemu miedziowego żeliwa sferoidalnego nie poświęcono dotychczas takiej uwagi, na jaką obróbka ta prawdopodobnie zasługuje. Przykładem jest całkowite jej nieuwzględnienie w klasyfikacji obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego [4].

Biorąc pod uwagę brak informacji na temat utwardzania dyspersyjnego oraz przesłanki mówiące o znaczących efektach tej obróbki w stopach Fe - Cu - C, postanowiono w niniejszej pracy zbadać efekty utwardzania dyspersyjnego niskomiedziowego żeliwa sferoidalnego.

## 2. MATERIAŁ, PROGRAM I METODYKA BADAŃ

Do badań przyjęto jeden gatunek niskomiedziowego żeliwa sferoidalnego o zawartości 0,48 % Cu, o osnowie perlityczno-ferrytycznej. Żeliwo wytopiono w piecu indukcyjnym tyglowym o pojemności 3,5 t, z wsadu składającego się z surówki Purofex M11 oraz złomu żeliwa 600-3. Żeliwo modyfikowano żelazokrzemem Si75, a sferoidyzowano zaprawami MgSi (0,8 %) i MgCuCe (0,6 %). Odlano próbki klinowe YII zgodnie z normą PN-92/H-83124. Otrzymano żeliwo sferoidalne o następującym składzie chemicznym: C - 3,76 %; Si - 3,07 %; Mn - 0,35 %; P - 0,07%; S - 0,04 %; Cr - 0,04 %; Cu - 0,48 %; Ti - 0,024%; Mg - 0,06 %. Twardość w stanie surowym wynosi 257 HB, wytrzymałość na rozciąganie  $R_m = 670$  MPa, wydłużenie  $A_5 = 3$  %. Osnowa zawiera 19 % ferrytu i 81 % perlitu.

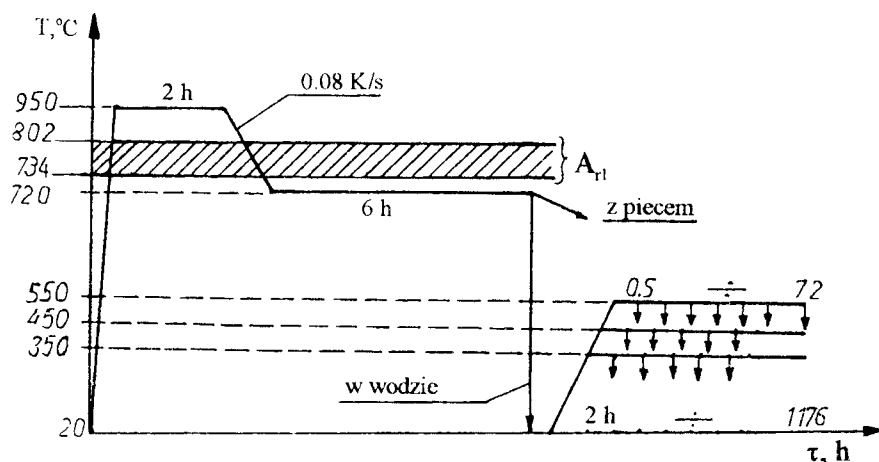
Temperatury krytyczne żeliwa wyznaczono na dylatometrze UBD-Leitz Wetzlar podczas ciągłego nagrzewania i chłodzenia z prędkością 2 K/min. otrzymując:  $A_1^r = 835$  °C,  $A_1^k = 892$  °C,  $A_n^r = 802$  °C,  $A_n^k = 734$  °C,  $T_{rr} = 702$  °C.

Przy doborze parametrów przesycaenia postawiono zasadniczy wymóg, aby osnowa żeliwa przed zabiegiem dochładzania w wodzie lub z piecem była w pełni ferry-

tyczną. Na podstawie znajomości temperatur krytycznych i przeprowadzonych wcześniej badań ferrytyzacji dwustopniowej ustalono program obróbki cieplnej żeliwa jak na rysunku 2.

Pierwszej operacji, na którą składa się dwustopniowe wyżarzanie ferrytyzujące zakończone oziębianiem w wodzie, zwane dalej przesycaaniem, poddano płytki żeliwa o wymiarach 200 x 45 x 8 mm. Po przesycaeniu płytki rozcięto na kostki o wymiarach 20 x 20 x 8 mm i starzono sztucznie w temperaturze 350, 450 i 550 °C w czasie 0,5; 1; 2; 3; 4; 8; 16; 32; 64 i 72 h. Czas starzenia naturalnego przyjęto: 2 h, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 tygodni.

Na próbkach wykonano metalograficzne zglądy trawione nitałem. Dla każdego stanu obróbczego wykonano po 5 pomiarów twardości metodą Brinella (kulka 2,5 mm, obciążenie 187,5 kG). Wybrane próbki poddano ilościowej analizie metalograficznej (zawartość wtrąceń w obszarach międzyziarnowych, zawartość perlitu szczątkowego) oraz badaniom dyfrakcyjnym rentgenowskim (określenie parametru sieciowego  $a_{\alpha}$  ferrytu i szerokość linii dyfrakcyjnej  $b_{1/2}$  110 $\alpha$ ).



Rys. 2. Program obróbki cieplnej

### 3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Badania mikroskopowe wykazały, że zastosowany cykl cieplny w pierwszej operacji praktycznie gwarantuje otrzymanie czysto-ferrytycznej struktury osnowy (zawartość perlitu szczątkowego - 0,5 %).

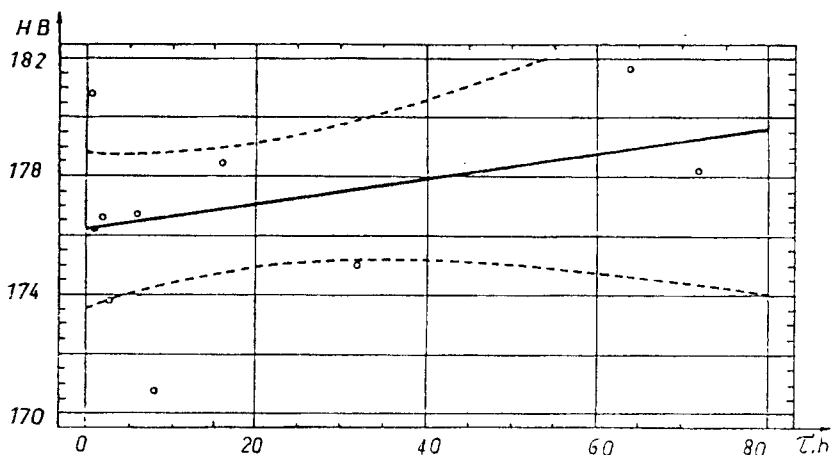
Twardość żeliwa ferrytyzowanego, tzn. dochładzanego z piecem z temperatury 720 °C jest najniższa spośród wszystkich zbadanych próbek i wynosi 163 HB. Żeliwo dochładzane w wodzie z temperatury 720 °C (przesycone) ma twardość 175 HB. Wzrost twardości żeliwa przesyconego względem ferrytyzowanego należy przypisać naprężeniom w sieci ferrytu, wywołanym statystycznym rozmieszczeniem atomów składników oraz zamrożeniem defektów sieci. Świadczy o tym wzrost szerokości półówkowej  $b_{1/2}$  linii (110)  $\alpha$  oraz parametru sieciowego ferrytu (tab.1).

Starzenie w każdym przypadku przyczynia się do zmniejszenia wartości parametru sieciowego ferrytu oraz szerokości połówkowej  $b_{1/2}$  linii (110) względem stanu przesyconego.

Twardość żeliwa poddanego starzeniu w temperaturze 350 °C zwiększa się z upływem czasu starzenia (rys.3).

Tabela 1. Wyniki rentgenowskich badań dyfrakcyjnych

Stan obróbczy	$b_{1/2}$ mm	$a_{\alpha}$ °A
surowy	17,0	2,8649
ferrytyzowany	13,0	2,8615
przesycony	17,5	2,8655
starzony naturalnie 1 tydzień	15,0	2,8642
starzony naturalnie 3 tygodnie	13,5	2,8646
starzony naturalnie 7 tygodni	13,5	2,8648
starzony 0,5 h w 350 °C	17,0	2,8643
starzony 0,5 h w 450 °C	15,5	2,8641
starzony 0,5 h w 550 °C	15,0	2,8639
starzony 16 h w 350 °C	15,5	2,8632
starzony 16 h w 450 °C	16,0	2,8635
starzony 16 h w 550 °C	15,5	2,8635



Rys.3. Twardość żeliwa starzonego w temperaturze 350 °C w funkcji czasu

Zależność korelacyjna ujęta funkcją liniową jest w tym przypadku bardzo słaba, gdyż współczynnik korelacji wynosi 0,35. Aproksymowanie innymi funkcjami (potęgowa, eksponencjalna, hiperboliczna) nie poprawia współczynnika korelacji. Można jednakże przypuszczać, że ujawniona tendencja wzrostu twardości świadczy o zainicjowaniu procesów charakterystycznych dla starzenia.

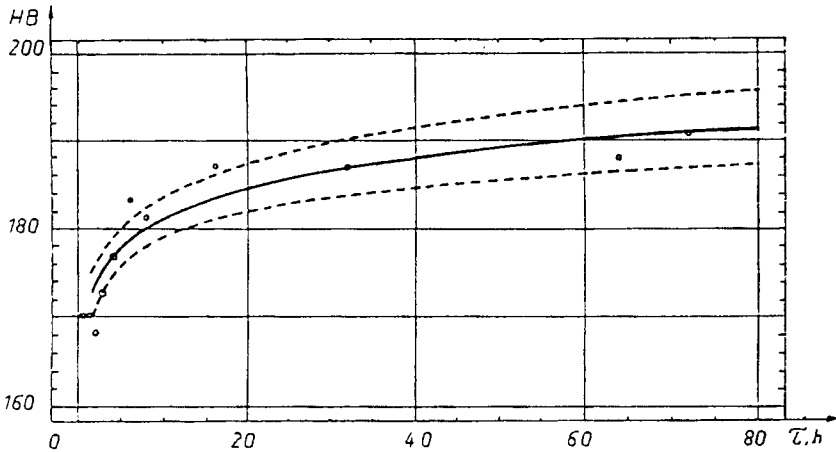
Zmiany twardości żeliwa starzonego w temperaturze 450 °C, aproksymowane funkcją potęgową typu  $HB = a \cdot t^b$  i przedstawione na rysunku 4 wykazują charaktery-



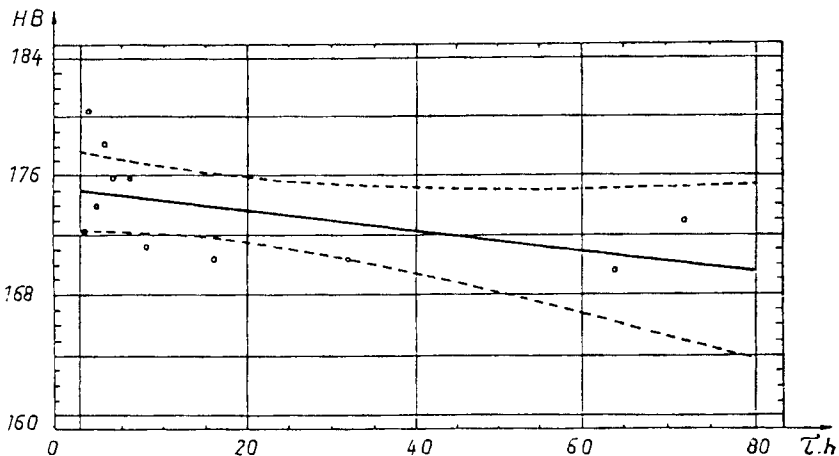
styczne dla procesu starzenia zwiększenie twardości ze wzrostem czasu starzenia. Współczynnik korelacji jest tu szczególnie duży i wynosi 0,93.

Twardość żeliwa starzonego w temperaturze 550 °C w funkcji czasu, aproksymowana funkcją liniową i przedstawiona na rysunku 5, wykazuje spadek. Współczynnik korelacji wynosi 0,5. Związek czasu starzenia z twardością żeliwa jest słaby. Taki przebieg twardości można by zinterpretować jako wynik przestarzenia, wywołany zbyt wysoką temperaturą.

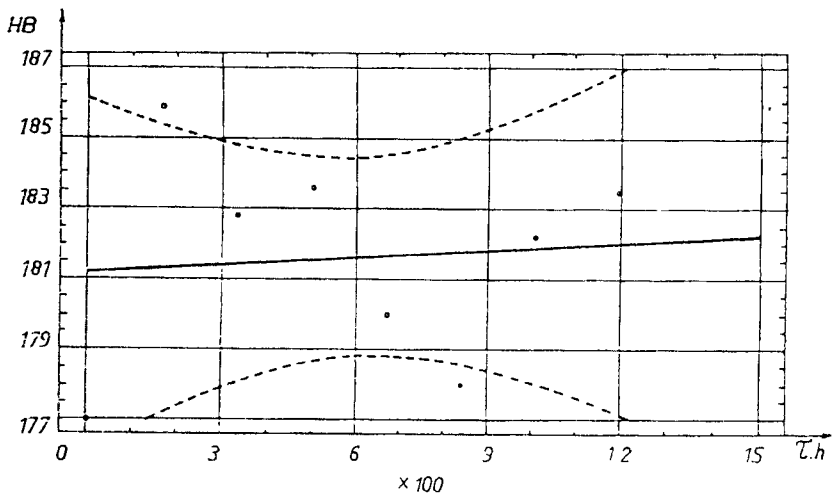
Twardość żeliwa starzonego naturalnie, aproksymowana funkcją liniową i przedstawiona na rysunku 6, nie wykazuje z upływem czasu tendencji do zmian. Współczynnik korelacji wynosi zaledwie 0,1, a przedział ufności ma duży zakres.



Rys.4. Twardość żeliwa starzonego w temperaturze 450 °C w funkcji czasu



Rys.5. Twardość żeliwa starzonego w temperaturze 550 °C w funkcji czasu



Rys.6. Twardość żeliwa starzonego naturalnie w funkcji czasu

## 4. WNIOSKI

### 4.1. Wnioski poznawcze

1. Starzenie przesyconego żeliwa niskomiedziowego w temperaturze 450 °C wywołuje skutki charakterystyczne dla utwardzania dyspersyjnego, objawiające się znacznym wzrostem twardości.
2. Starzenie naturalne oraz starzenie w temperaturze 350 °C nie są efektywne w świetle celu utwardzania dyspersyjnego.
3. Starzenie w temperaturze 550 °C wywołuje efekt typowy dla przestarzenia objawiający się spadkiem twardości z upływem czasu starzenia.

### 4.2. Wnioski użytkowe

1. Uzyskanie 15-procentowego zwiększenia twardości po starzeniu w temperaturze 450 °C należy uznać za obiecujący wynik.
2. Można przypuszczać, że znacznie większe zwiększenie twardości zostanie uzyskane w żeliwie o większej zawartości miedzi.

### 4.3. Wnioski prognozujące

Dalsze badania nad utwardzaniem dyspersyjnym żeliwa sferoidalnego należałoby skoncentrować na:

- doborze optymalnej zawartości miedzi w żeliwie,
- optymalizacji procesu wyżarzania ferrytyzującego,
- określeniu maksymalnej grubości ścian odlewu, pozwalającej na skuteczne przesykanie,

**LITERATURA**

- [1] Łoskiewicz W., Orman M.: Układy równowagi podwójnych stopów metali. PWN, Kraków 1955
- [2] Malkiewicz T.: Metaloznawstwo stopów żelaza. T.2, PWN, Warszawa - Kraków 1971
- [3] Burgess P.B.: Casting, t. 56, nr 3, 1969
- [4] Pachowski M.: Metaloznawstwo i obróbka cieplna, IMP, Warszawa 1981, nr 53-54, s.19

**ANALYSIS OF DISPERSIVE HARDENING OF THE LOW  
Cu - CONTENT SPHEROIDAL CAST IRON**

## Summary

An attempt has been made to harden dispersively the low Cu-content spheroidal cast iron of introductory ferritic structure retained as a result of two-stage ferritizing annealing.

The cast iron was solution heat treated from the temperature of 720 °C and then aged in the temperatures of 350, 450 and 550 °C over a period of 72 hours as well as in ambient room temperature. The changes in hardness, characteristic for the dispersive hardening process, were achieved following the ageing in the temperature of 450 °C. The maximum increase in hardness in relation to the ferritizing conditions amounted to 15 %.



## **PIERWSZE STADIUM GRAFITYZOWANIA ZABIELONEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO**

Małgorzata Trepczyńska-Lent

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

Przeprowadzono badania na czterech gatunkach częściowo zabilonego żeliwa sferoidalnego. Żeliwo charakteryzowało się różną zdolnością do grafityzacji i różnym stopniem zabilenia. Obróbkę cieplną polegającą na wyżarzaniu grafityzującym połączonym z chłodzeniem w powietrzu (normalizowaniu) przeprowadzono w temperaturach 975 °C i 1050 °C w czasie 4, 8 i 32 godzin. Wykonano ilościową analizę strukturalną.

### **1. WPROWADZENIE**

Żeliwo sferoidalne jest jednym z materiałów konstrukcyjnych niezmiennie stosowanych w przemyśle. Przyczynia się do tego rozpiętość właściwości mechanicznych (głównie wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  oraz wydłużenia  $A_5$ ), przy równoczesnej taniej technologii produkcji. Z pewnością wadą żeliwa sferoidalnego jest wrażliwość jego mikrostruktury i właściwości mechanicznych na grubość ścianki odlewu. Cecha ta jest mniejsza w porównaniu z żeliwem szarym o graficie płatkowym. Zastąpienie żeliwa szarego żeliwem sferoidalnym umożliwiło znaczne zmniejszenie przekroju odlewu, nie zlikwidowało jednak skłonności do zabielen odlewów przy dużej szybkości chłodzenia.

Obecność cementytu w strukturze żeliwa można usunąć stosując wyżarzanie grafityzujące. Ma ono na celu rozkład cementytu na grafit (węgiel żarzenia) i austenit, jeżeli temperatura procesu leży powyżej  $A_{C_1}$ , lub na grafit i ferryt, jeżeli temperatura procesu leży poniżej  $A_{C_1}$ . Stosowane jest najczęściej do niektórych gatunków żeliwa białego w celu uzyskania żeliwa ciągliwego [1]. Stosując następnie wyżarzanie sferoidyzujące zwykłego perlitycznego żeliwa ciągliwego można uzyskać strukturę, w której cementyt występuje w postaci drobnych kuleczek równomiernie rozłożonych w osnowie ferrytu [2]. Posiada ona wysoką wytrzymałość oraz wydłużenie.

W badaniach nad procesem sferoidyzacji cementytu w żeliwie sferoidalnym nie spotkano się z taką równomiernością rozkładu cementytu kulkowego, jak w żeliwie

ciągliwym [3,4]. W celu uzyskania wyżej opisanej struktury można by przeprowadzić analogiczną obróbkę cieplną dla żeliwa sferoidalnego, którego struktura w stanie surowym byłaby zabilona, tak jak ma to miejsce w żeliwie ciągliwym. Aby uzyskać osnowę perlityczną, najkorzystniejszą strukturę wejściową dla wyżarzania sferoidyzującego, należy przeprowadzić wyżarzanie grafityzujące. W pracy postanowiono określić najkorzystniejsze warunki tego zabiegu.

Można wnosić, że obecność cementytu wywołująca odmienną mikrosegregację, w istotny sposób przyczynia się do uzyskania równomierności rozłożenia cementytu w osnowie ferrytu. Należy zatem bliżej zapoznać się z mikrosegregacją i jej różnicami w żeliwie o strukturze białej i szarej.

### 1.1. Mikrosegregacja w żeliwie

Struktura powstała w wyniku krzepnięcia charakteryzuje się niejednorodnością składu chemicznego. Stężenie pierwiastków chemicznych w mikroobszarach osnowy metalowej przybiera różne wartości w zależności od tego, czy te obszary krzepły na początku, czy na końcu procesu krzepnięcia. Niejednorodność stężenia pierwiastków w obszarze dendrytów i ziarna eutektycznego określa się jako mikrosegregację [5].

Pierwiastki, które obniżają temperaturę solidusu i przesuwają punkt eutektyczny układu żelazo - węgiel do wyższych zawartości węgla wykazują mikrosegregację zwykłą. Są to pierwiastki węglilotwórcze takie jak: Ti, V, Cr, Mn, Mo, W. Poza tym mikrosegregację zwykłą wykazują pierwiastki niskotopliwe: P, Sn, Sb. Pierwiastki podwyższające temperaturę solidusu i przesuwające punkt eutektyczny do niższych zawartości węgla wykazują mikrosegregację odwrotną. Są to pierwiastki działające grafityzująco np. Al, Si, Ni, Co, Cu.

Mikrosegregacja ma istotny wpływ na własności mechaniczne stopu, ponieważ równoległe z niejednorodnością składu chemicznego występuje niejednorodność własności mechanicznych ułatwiająca powstawanie i rozprzestrzenianie się zarodków niszczenia materiałów [5].

Mikrosegregacja ma także wpływ na warunki i wyniki obróbki cieplnej. W żeliwie, które charakteryzuje się strukturą wielofazową z dużym udziałem eutektyki, zjawisko to ma złożoną naturę.

### 1.2. Mikrosegregacja w żeliwie o strukturze szarej i zabilonej

J.Charbonnier i J.C.Margerie [6] prześledzili mikrosegregację pierwiastków w żeliwie szarym i białym. Podczas badań zawartość pierwiastka określano, według możliwości, na osi ziarn i w miejscach zetknięcia tych ziarn, które można było wytrawić. Zawartości nie określano na samej granicy, gdyż segregacja była tam niewątpliwie wyrażona silniej. Badaniom poddano zawartość pierwiastka w cementycie i perlicie, przy czym segregacja w obu składnikach miała jednakowy charakter. Na podstawie danych wykazano, że charakter mikrosegregacji takich pierwiastków jak: Ti, V, Cr oraz Si, Co, Ni, Cu jest odmienny w żeliwie o strukturze białej i szarej.

V.D.Šifrin i inni [7] wykorzystali sposób kokilowego otrzymywania odlewów, który zapewnił w pełni lub częściowo zabiloną strukturę żeliwa manganowego. Żeliwo to przed obróbką mechaniczną poddano wyżarzaniu grafityzującemu. Badanie mikrosegregacji krzemu w żeliwie lanym do kokil wykazało istnienie zasadniczej różnicy od mikrosegregacji żeliwa odlanego do form piaskowo-gliniastych. Stwierdzono także

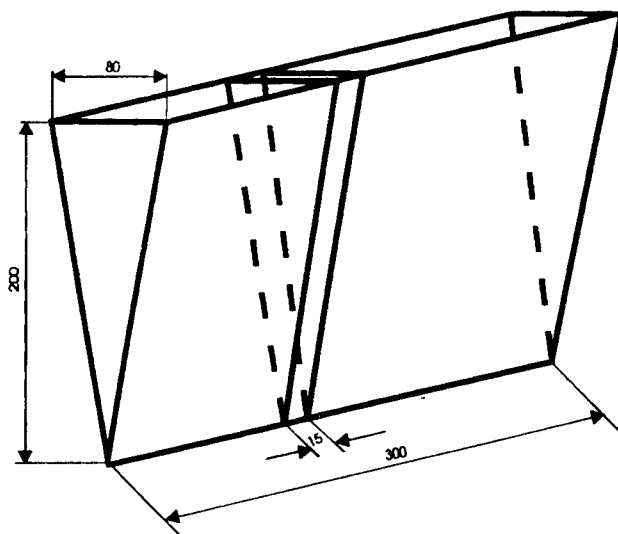
zróznicowanie mikrosegregacji w żeliwie połowicznym i zabilonym na wskroś. Ujawniono wpływ wyżarzania grafityzującego na przegrupowanie krzemu.

Cz. Podrzucki, Z. Maj i A. Wojtysiak [8] badali żeliwo na odlewy wałków rozrządu zabilonych powierzchniowo. Badania rozmieszczenia pierwiastków w poszczególnych składnikach struktury żeliwa niskostopowego zawierającego Cr, Cu i Mo wykazały, że pierwiastki węglilotwórcze (Cr, Mn, Mo) skupione są, zgodnie z oczekiwaniem, głównie w cementycie, przy czym ich zawartość w tej fazie zwiększa się stopniowo w miarę oddalania się od powierzchni ochładzalników, tzn. w miarę zmniejszania się szybkości chłodzenia. Miedź segreguje odwrotnie niż pierwiastki węglilotwórcze, podobnie jak krzem, który wykazuje jednak bardzo małą rozpuszczalność w cementycie. Stężenie pierwiastków w poszczególnych składnikach struktury zależy nie tylko od szybkości chłodzenia żeliwa, lecz również od udziału składników struktury i rodzaju zastosowanego modyfikatora [8].

## 2. MATERIAŁ DO BADAŃ

Do badań wykorzystano cztery gatunki częściowo zabilonego żeliwa sferoidalnego. Trzy gatunki nr nr 1, 2 i 3 wytopiono w piecu elektrycznym i odlano w postaci klinów przedstawionych na rysunku 1. Żeliwo nr 2 nie było poddane modyfikacji. Żeliwo nr 4 wytopiono w żeliwiaku z gorącym dmuchem i odlano w postaci wlewków o kształcie klina Y2 zgodnie z PN-76/H-83124.

Skład chemiczny, stopień nasycenia eutektycznego  $S_C$  oraz współczynnik izografityzacji eutektycznej  $K_{gr}$  żeliwa przedstawia tabela 1.



Rys.1. Kliny odlane z żeliwa 1, 2 i 4

Tabela 1. Skład chemiczny, stopień nasycenia eutektycznego i współczynnik izografityzacji eutektycznej badanego żeliwa

	Żeliwo nr			
	1	2	3	4
<b>C %</b>	3,34	3,91	3,12	3,58
<b>Si %</b>	2,13	1,79	2,68	1,76
<b>Mn %</b>	0,45	0,27	1,07	1,17
<b>P %</b>	0,059	0,025	0,093	0,048
<b>S %</b>	0,010	0,008	0,013	0,013
<b>Cr %</b>	0,047	0,053	0,071	0,045
<b>Ni %</b>	0,172	0,029	0,061	0,023
<b>Mo %</b>	0,009	0,009	0,011	0,009
<b>Cu %</b>	0,128	0,006	0,072	0,000
<b>Mg %</b>	0,046	0,000	0,048	0,017
<b>Al %</b>	0,018	0,011	0,023	0,016
<b>Sn %</b>	0,003	0,004	0,006	0,003
<b>Ti %</b>	0,015	0,014	0,009	0,035
<b>Kgr</b>	5,95	8,87	6,58	5,10
<b>Sc</b>	0,931	1,102	0,912	0,961

Skład chemiczny żeliwa oraz kształt klinów dobrano w ten sposób, aby na przekroju pionowym klinów otrzymać różny stopień zabielenia. Rysunek 2 przedstawia graficzne wyniki ilościowej analizy mikroskopowej żeliwa w stanie surowym określone metodą siatki punktów [9], wykonane dla perlitu oraz cementytu (eutektycznego i wtórnego).

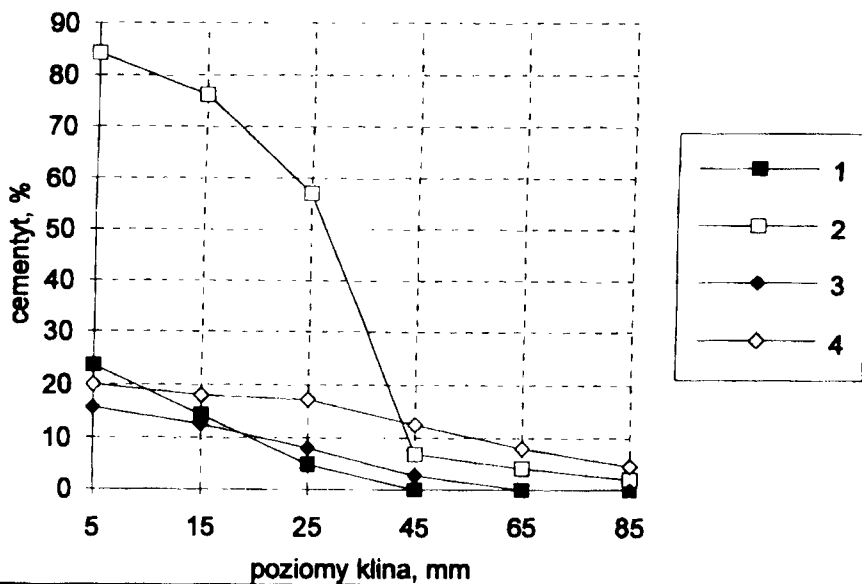
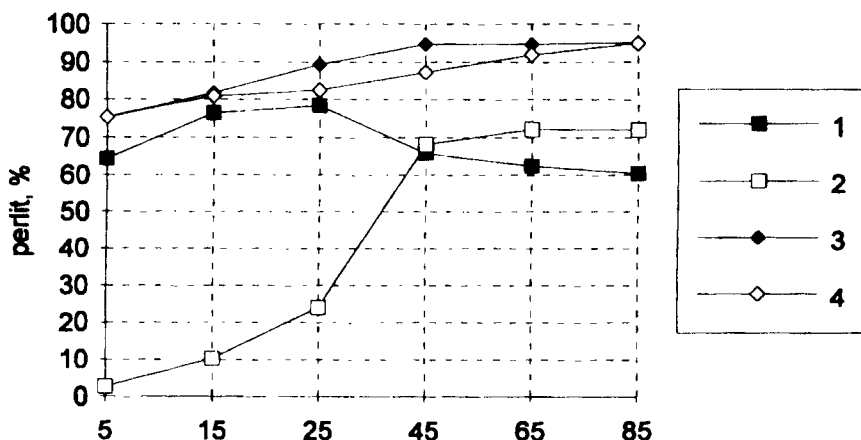
### 3. PROGRAM I METODYKA BADAŃ

Przyjęte do badań żeliwo sferoidalne poddano pierwszemu stadium wyżarzania grafityzującego. W tym celu kliny i wlewki pocięto w poprzek (rys.1), wycinając z nich płytki o grubości 15 mm i odrzucając płytki skrajne o grubości 20 mm.

Obróbkę cieplną przeprowadzono w temperaturze 975 °C w czasie 4, 8 i 32 godzin dla żeliwa 1 i 2, a dla żeliwa 3 i 4 w czasie 8 i 32 godzin. Wszystkie gatunki żeliwa wyżarzono także w temperaturze 1050 °C w czasie 4 godzin (podczas omawiania wyników posługiwano się schematycznym zapisem wariantów wyżarzania grafityzującego: 975/4, 975/8, 975/32 i 1050/4). Próbkę ładowano do pojemników prostopadłościennych i zabezpieczano je wiórkami żeliwnymi przed odwęglaniem i utlenianiem. Po zakończeniu austenitzacji pojemniki wyładowano z pieca, wyjmowano z nich płytki i chłodzono w powietrzu. Czas austenitzacji mierzono po 2 godzinach od momentu załadowania pojemników do pieca nagrzanego do założonej temperatury. Obróbkę cieplną przeprowadzono w piecu sylitowym PSK-7 przy współpracy z przys-tawką sprzężoną zwrotnego M-14. Dzięki temu uzyskano wahania temperatury w granicach  $\pm 2$  °C.

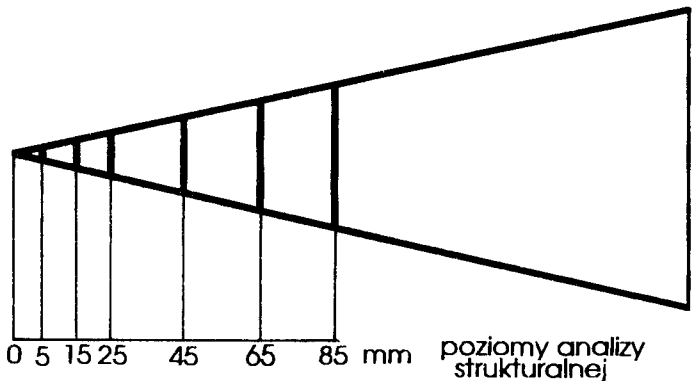


## Stan surowy



Rys.2. Wyniki ilościowej analizy strukturalnej dla żeliwa 1, 2, 3, 4 w stanie surowym

Po wyładowaniu z pojemników płytki poddano odpowiedniej obróbce mechanicznej, po czym zglądy trawiono gorącym pikrynianem sodowym oraz nitałem. Badania mikroskopowe z wykonaniem ilościowej analizy strukturalnej przeprowadzono metodą siatki punktów dla perlitu i cementytu (wtórnego i ewentualnie eutektycznego). Analizowano następujące obszary na przekroju kłosa: 0 ÷ 5, 5 ÷ 15, 15 ÷ 25, 25 ÷ 45, 45 ÷ 65, 65 ÷ 85 mm, co pokazano na rysunku 3.



Rys. 3. Obszary dokonanej ilościowej analizy strukturalnej

#### 4. WYNIKI BADAŃ

Wyniki ilościowej analizy strukturalnej płytek z żeliwa sferoidalnego po wyżarzaniu grafityzującym przedstawiono graficznie na rysunkach 4 - 11.

Rysunki 4 - 7 ukazują procentową zawartość perlitu i cementytu uzyskaną w żeliwie po wszystkich wariantach wyżarzania grafityzującego. Ponadto określono procentową wielkość zmian zawartości perlitu i cementytu po wyżarzaniu grafityzującym według wzoru:

$$\% \text{ zmian} = \frac{F_w - F_s}{F_s} 100$$

gdzie:

$F_w$  - procentowa zawartość danego składnika w osnowie żeliwa po wyżarzaniu grafityzującym,

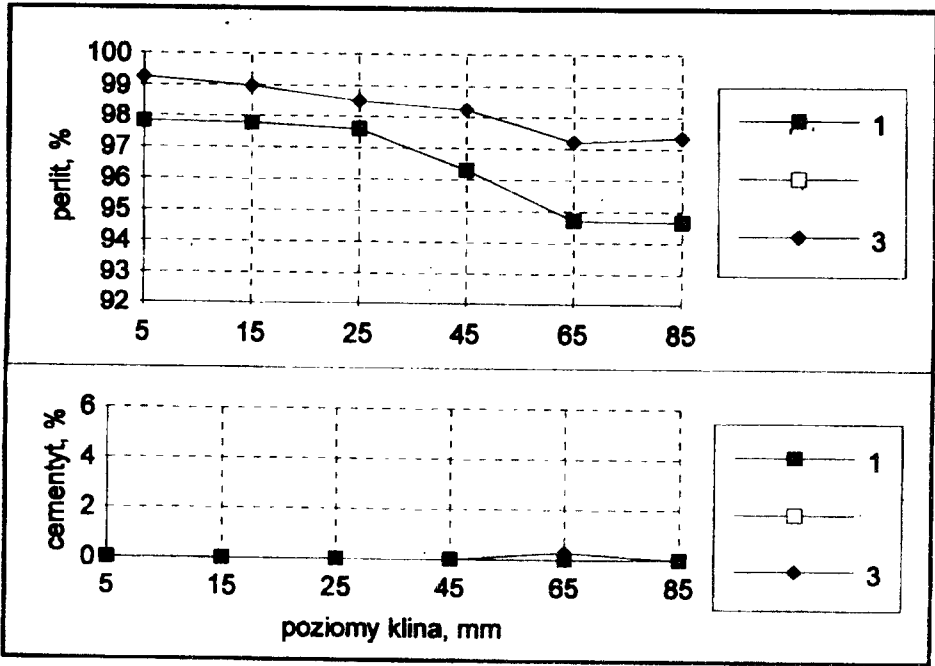
$F_s$  - procentowa zawartość danego składnika w osnowie żeliwa w stanie surowym.

Tak obliczoną procentową wielkość zmian zawartości perlitu i cementytu przedstawiono graficznie na rysunkach 8 - 11.

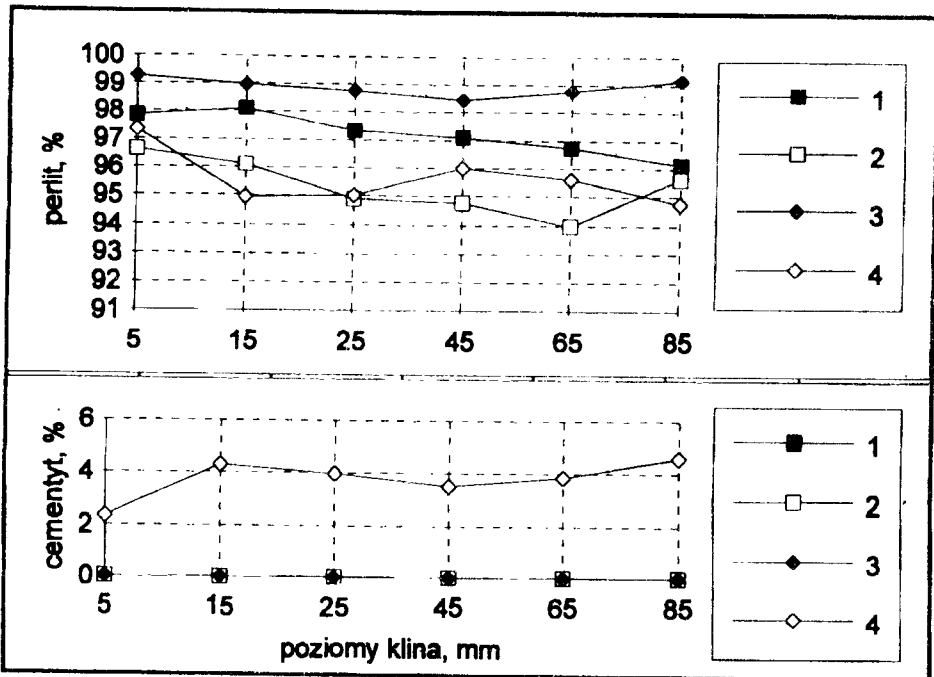
#### 5. ANALIZA WYNIKÓW

Analizując żeliwo według zawartości perlitu w stanie surowym (rys.2) stwierdzono, że największa zawartość tego składnika występuje w żeliwie nr 3, a coraz mniejsze zawartości kolejno w żeliwach nr 4 i nr 2. Zawartość perlitu dla żeliwa nr 2, nr 3 i nr 4 zwiększa się wraz ze zwiększeniem poziomu klina, szczególnie intensywnie dla żeliwa nr 2 (o 70% na poziomie 85 mm). Dla żeliwa nr 1 zawartość perlitu zwiększa się do poziomu 25 mm, a następnie maleje.

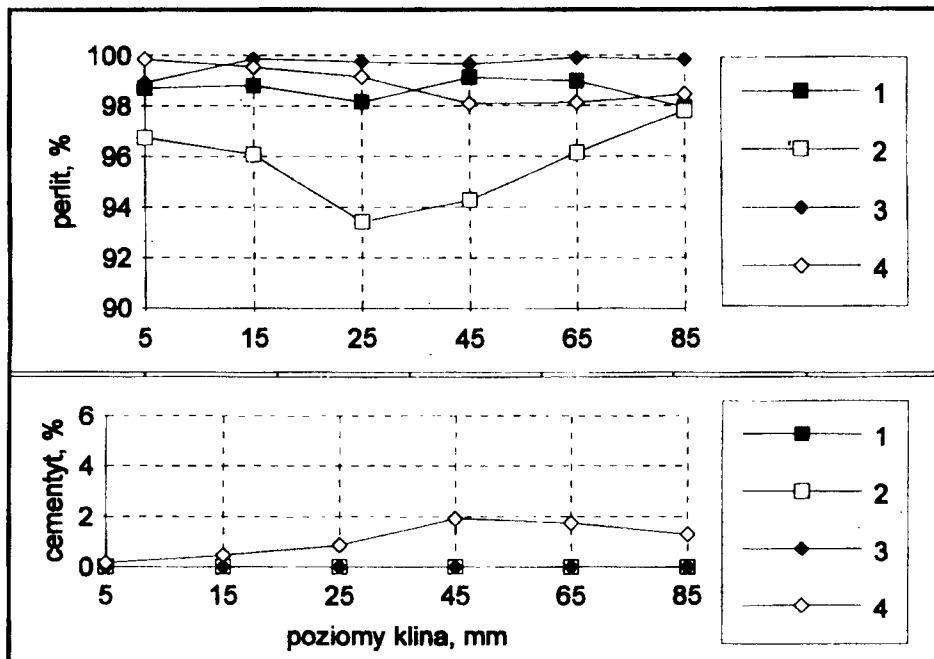
W stanie surowym zawartość cementytu (rys.2) dla wszystkich gatunków żeliwa maleje wraz ze zwiększeniem poziomu klina, bardzo wyraźnie zaś dla żeliwa nr 2



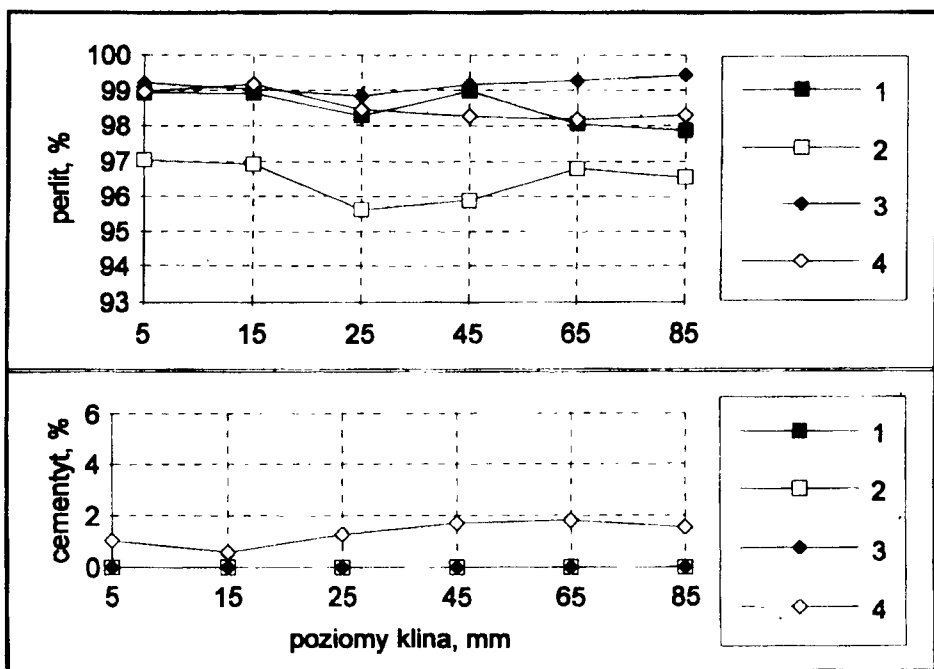
Rys.4. Zawartość perlitu i cementytu w żeliwie po wyżarzaniu grafityzującym 975°C/4h



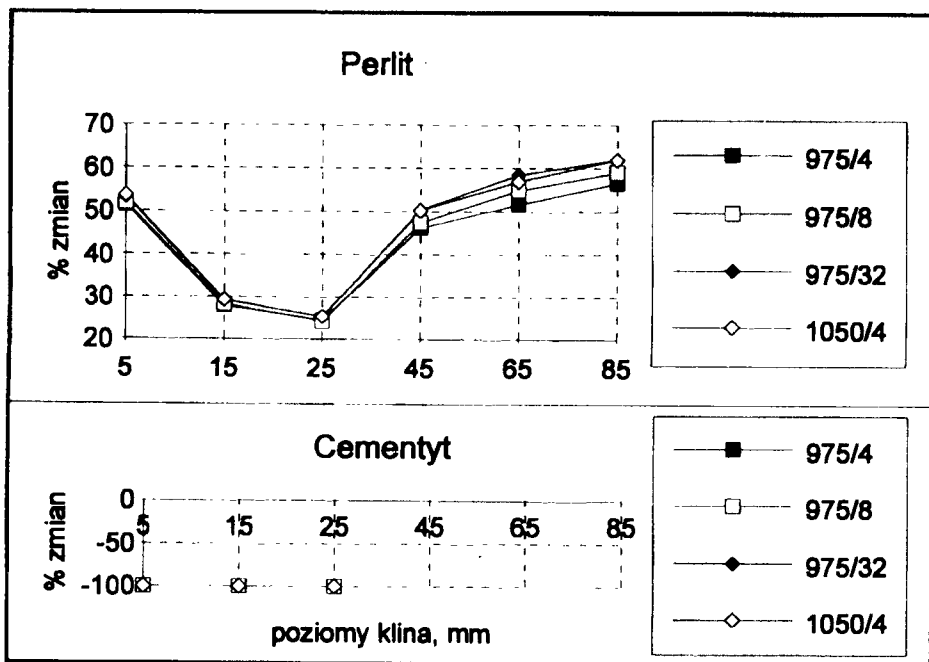
Rys.5. Zawartość perlitu i cementytu w żeliwie po wyżarzaniu grafityzującym 975°C/8h



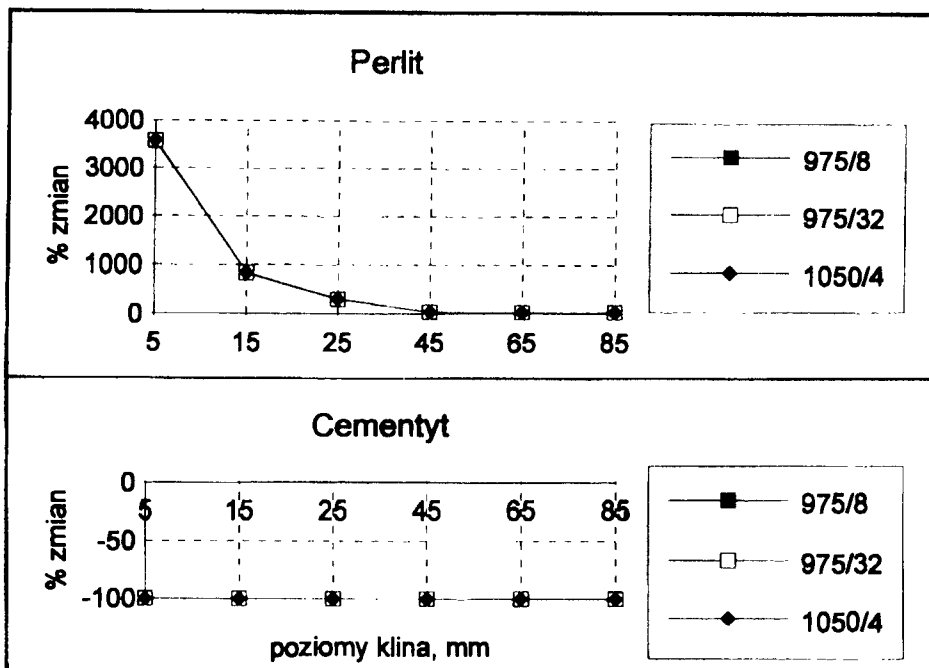
Rys.6. Zawartość perlitu i cementytu w żelazie po wyżarzaniu grafityzującym 975°C/32h



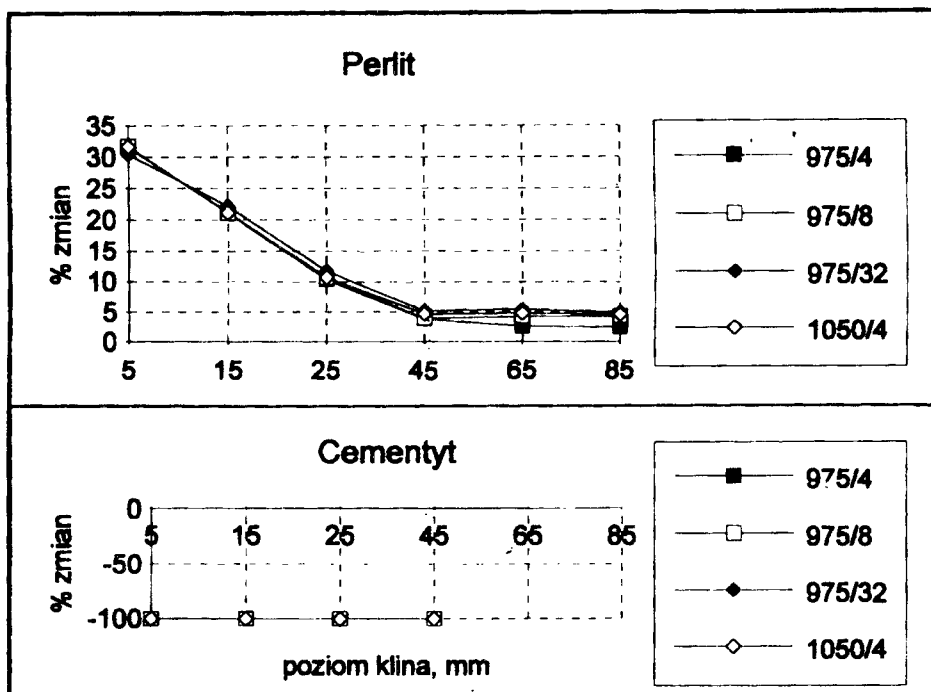
Rys.7. Zawartość perlitu i cementytu w żelazie po wyżarzaniu grafityzującym 1050°C/4h



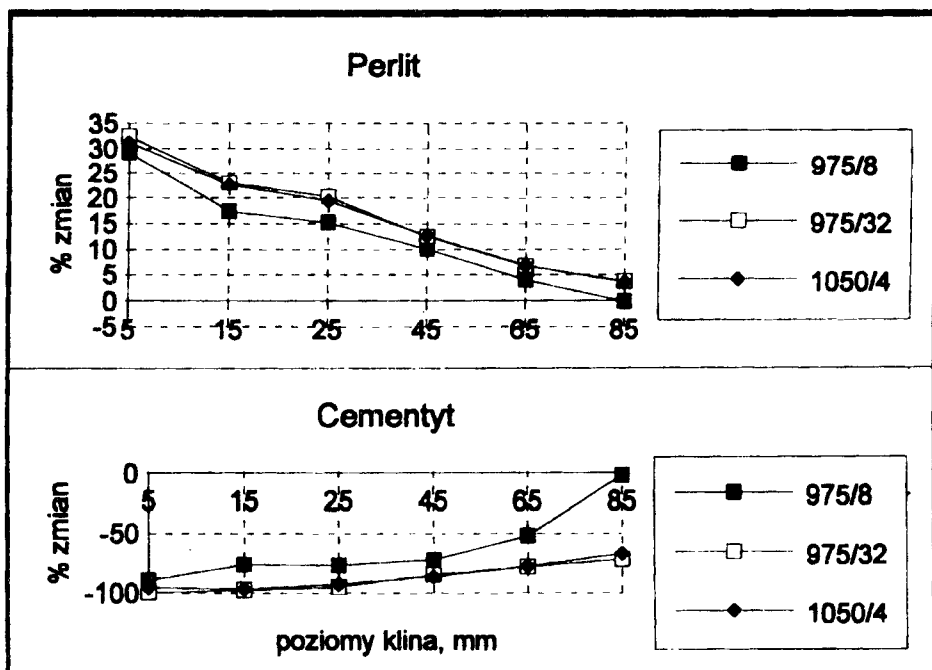
Rys.8. Zmiany zawartości perlitu i cementytu w żeliewie nr 1 po wyżarzaniu grafityzującym



Rys. 9. Zmiany zawartości perlitu i cementytu w żeliewie nr 2 po wyżarzaniu grafityzującym



Rys.10. Zmiany zawartości perlitu i cementytu w żelowie nr 3 po wywarzaniu grafityzującym



Rys.11. Zmiany zawartości perlitu i cementytu w żelowie nr 4 po wywarzaniu grafityzującym

(nie poddanego modyfikacji), w którym do poziomu 45 mm spadek wynosi prawie 80 %. Najmniej trwałe cementyt występuje w żeliwie nr 1, bardziej trwałe w żeliwie nr 3, a następnie w żeliwie nr 4.

Po wszystkich wariantach wyżarzania grafityzującego (rys.8-11) zawartość perlitu dla żeliwa nr 2, nr 3 i nr 4 wzrasta w stosunku do stanu surowego na każdym poziomie klina. Najbardziej uwidacznia się to dla żeliwa nr 2 (rys. 9) poniżej poziomu 45 mm, gdzie w stanie surowym występowała duża zawartość cementytu (do 85%) i mała zawartość perlitu (2,5 %). Zawartość perlitu w tym żeliwie jest najmniejsza po wszystkich wariantach wyżarzania w porównaniu do pozostałych gatunków (rys.5-7).

Zmiana zawartości perlitu dla żeliwa nr 2, nr 3 i nr 4 (rys.9-11) jest coraz mniejsza w miarę zwiększania poziomu klina. Dla żeliwa nr 1 (rys.8) poniżej poziomu klina 25 mm zmiany zawartości perlitu są takie same jak dla pozostałych gatunków żeliwa, a powyżej tego poziomu powiększają się, co jest spowodowane spadkiem zawartości perlitu w stanie surowym powyżej poziomu klina 25 mm (rys.2).

Po wszystkich wariantach wyżarzania grafityzującego zawartość perlitu, rysunki 4-7, jest największa dla żeliwa nr 3 w stosunku do pozostałych gatunków. Jednak i w stanie surowym była ona największa.

Dla żeliwa nr 2 nie zaobserwowano wpływu wariantów wyżarzania grafityzującego na zmiany zawartości perlitu (rys.9). Dla żeliwa nr 1 (rys.8) i nr 3 (rys.10) wpływ ten uwidacznia się dla poziomu klina 45 mm i wyższych. Największe zmiany wystąpiły po wariacie obróbki 975/32, a najmniejsze po 975/4. Dla żeliwa nr 4 (rys.11) warianty wyżarzania 975/32 i 1050/4 na wszystkich poziomach klina wywołują jednakowe zmiany i są one zdecydowanie większe od zmian wywołanych wariantem 975/8.

Jednak żaden z nich nie usuwa cementytu ze struktury osnowy w żeliwie nr 4 (rys.4-7). Warianty 975/32 i 1050/4 (rys.11) wywołują jednakowe zmiany zawartości cementytu i są one większe niż dla wariantu 975/8. Dla pozostałych gatunków żeliwa wszystkie warianty obróbki całkowicie usuwają cementyt ze struktury osnowy (rys.4-7).

## 6. WNIOSKI

Rezultaty wyżarzania grafityzującego skłaniają do wniosku, że lepszą strukturę o większej zawartości perlitu otrzymuje się po wariantach 975/32 lub 1050/4. Ze względu na czas wyżarzania korzystniejsze wydaje się podniesienie temperatury do 1050 °C, a nie wydłużanie czasu do 32 godzin w temperaturze 975 °C.

## LITERATURA

- [1] Rudnik S.: Metaloznawstwo. PWN, Warszawa 1994
- [2] Rączka J.: Żeliwo ciągliwe. PWT, Warszawa 1961
- [3] Oleszycki H.: Badanie mechanizmu sferoidyzacji cementytu eutektoidalnego w żeliwie sferoidalnym. PAN, Metalurgia 19, s. 83-132, 1972

- [4] Oleszycki H.: Sprawozdanie z III etapu pracy pt. " Optymalizacja procesów obróbki cieplnej żeliwa i staliwa sferoidalnego " wykonanej w Zakładzie Materiałoznawstwa i Technologii Metali ATR na zamówienie IMP Warszawa. 1976-1980
- [5] Sękowski K.: Niejednorodność składu chemicznego osnowy metalowej żeliwa sferoidalnego. Przegląd Odlewnictwa, nr 8-9, s. 250-255, 1973
- [6] 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. 314 - 333, 1967
- [7] Šifrin V.D. i inni: Mikrolikvacija kremnija v magnijevych vysokoprocnych cugunach otli-tych v kokil. Izvestija Vyssych Ucebnych Zavedenij. Černaja Metallurgija, nr 2, s. 58-61, 1993
- [8] Podrzucki Cz. i inni: Odlewy części motoryzacyjnych z żeliwa utwardzonego o zwiększonej odporności na ścieranie. Przegląd Odlewnictwa, nr 11, s. 124-129, 1989
- [9] Ryś J. : Wstęp do metalografii ilościowej. "Śląsk", Katowice 1970

### **THE FIRS STAGE IN THE GRAPHITIZING THE HARD SPOTS SPHEROIDAL CAST IRON**

#### Summary

The results of graphitizing of four grade spheroidal cast iron are described. The spheroidal cast iron was characterized by the different degree of the hard spots and by the different capacity for the graphitizing. The specimens were austenitized at 975 °C and 1050 °C for 4, 8 and 32 hr., joint with air cooling. There were made quantative metallographic measurements.



## OCENA DYNAMICZNEJ ODPORNOŚCI NA PĘKANIE ZŁĄCZA ZGRZEWANEGO N9E-45 W PRÓBIE UDAROWEGO ZGINANIA

Jan Sadowski, Tadeusz Szykowny \*

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Mechaniki Stosowanej

\* Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

W pracy podjęto problem oceny dynamicznej odporności na pękanie złącza zgrzewanego tarciowo, wykonanego ze stali N9E-45 o silnej niejednorodności mechanicznej, w aspekcie wykorzystania próby udarowego zginania. Podano charakterystyczne wskaźniki odporności na pękanie jak  $K_{I_d}$ ,  $J_{I_d}$ , dopuszczalną wielkość wady w złączu  $a_d$ , a także wielkość pracy  $K$  niezbędnej do zniszczenia poszczególnych stref złącza. Rozważania poparto badaniami strukturalnymi i rentgenograficznymi otrzymanych przełomów.

### I. WPROWADZENIE

Intensywny rozwój mechaniki pękania doprowadził do udoskonalenia metod projektowania elementów konstrukcyjnych jak i ich połączeń, od których wymaga się dużej niezawodności i prawidłowej pracy w trudnych warunkach eksploatacyjnych.

Kryteria projektowe wynikające z mechaniki pękania wymagają określenia nowych charakterystyk materiałowych uwzględniających obecność wad w materiale. Taką nową charakterystyką materiałową jest odporność na pękanie. Za miarę odporności na kruche pękanie przyjmuje się krytyczną wartość współczynnika intensywności naprężeń  $K_{I_c}$  lub krytyczną wartość całki  $J_{I_c}$ , które umożliwiają określenie długości dopuszczalnej wady w projektowanym elemencie konstrukcyjnym. Obie te wielkości wyznacza się w próbach statycznych, tzn. takich, w których prędkość narastania obciążenia jest bardzo mała, według procedur opisanych literaturą [1,2].

W przypadku gdy siły oddziałujące na urządzenie lub w samym urządzeniu zmieniają swoje wartości w czasie bardzo krótkim, to konstrukcja lub jej elementy doznają znacznych przyspieszeń, którym towarzyszą odpowiednio duże siły bezwładności oraz związane z nimi zmienne w czasie stany naprężenia i odkształcenia konstrukcji. W danym przypadku wystąpią znaczne obciążenia udarowe.

Do tej pory jedyną znormalizowaną w Polsce próbą oceny odporności materiału na obciążenia udarowe jest próba udarowego zginania zwana próbą udarności

PN-79/H-04370. Istota tej próby polega na złamaniu jednokrotnym uderzeniem młota wahadłowego próbki z karbem podpartej swobodnie obydwoma końcami na podporach młota i pomiarze pracy uderzenia, która odpowiada energii zużytej na złamanie próbki. Udarność KC określa się według zależności:

$$KC = K \cdot S_0^{-1} [J / cm^2] \quad (1)$$

gdzie:

$K$  - praca uderzenia,  $J$ ,

$S_0$  - powierzchnia początkowa przekroju próbki w miejscu karbu,  $cm^2$ .

Udarność nie jest jednak własnością charakteryzującą materiał w sposób bezwzględny. Określa jego zachowanie się w ściśle określonych warunkach, zwykle znacząco odbiegających od warunków pracy części lub urządzeń wykonanych z danego materiału. Zasadniczą wadą próby udarności jest zależność wyników od sposobu jej przeprowadzenia, a głównie od kształtu i wymiarów zastosowanych próbek. Oznacza to, że ten sam materiał może mieć różną udarność w zależności od tego, na jakich próbkach ją określano.

Określenie udarności jest uzasadnione dla oceny kruchości materiału i jego wrażliwości na działanie karbu, mając jednak charakter jakościowy. Nie może stanowić ono ilościowego wskaźnika własności szczególnych materiału w takim sensie, jak twardość czy wytrzymałość na rozciąganie, to znaczy wyniki tych badań nie mogą być bezpośrednio wykorzystane przy projektowaniu elementów konstrukcyjnych [5].

Obecnie próbie tej usiłuje się nadać bardziej uniwersalny charakter wykorzystując ją do wyznaczania wielkości charakteryzujących odporność na pękanie przy obciążeniach udarowych takich jak  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$ .

Właściwa ocena dynamicznej odporności na pękanie staje się zagadnieniem o istotnym znaczeniu praktycznym. Jest ona jeszcze daleka od ostatecznych rozwiązań, czego dowodem może być fakt, że nie stanowi przedmiotu norm nawet w Japonii i w krajach, w których mechanika pękania rozwija się najbardziej intensywnie, a w USA oraz Wielkiej Brytanii istnieją jedynie projekty norm [3,4]. Również ilość publikacji dotyczących wyznaczania dynamicznej odporności materiału na pękanie jest znikomo mała w stosunku do ogólnej liczby prac z dziedziny mechaniki pękania.

Dla wyznaczenia parametrów dynamicznej odporności na pękanie materiałów  $K_{Id}$ ,  $J_{Id}$  niezbędne jest wyposażenie standardowego młota udarowego w urządzenia i układy umożliwiające pomiar i analizę szybkozmiennych przebiegów dynamicznych w procesie dekohezji zginanego udarowo materiału, tj. siły łamiącej próbkę w funkcji czasu  $F(t)$  lub ugięcia  $F(f)$ , a w dalszej konsekwencji podziału pracy  $K$  uwzględniającej etapy łamania próbki [5]. Obecnie procesowi temu sprzyja ogólny postęp w rozwoju elektroniki i zwiększone możliwości w zakresie pomiarów dynamicznych z jednoczesnym wspomaganiami komputerowym.

Procedura oceny tychże parametrów i ich praktycznego wykorzystania jest w dalszym ciągu przedmiotem prac naukowo-badawczych przeprowadzanych zarówno w kraju [6] jak i zagranicą [5,7].

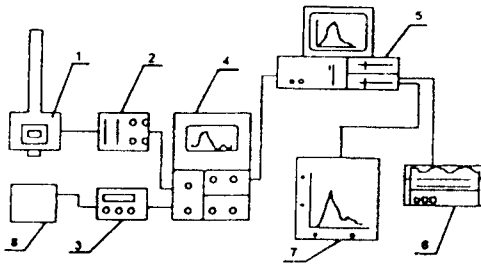
Pewnym uzupełnieniem badań oceny dynamicznej odporności na pękanie materiału mogą być badania rentgenograficzne i strukturalne otrzymanych w próbie udarowej przelomów [8].

W niniejszym opracowaniu podjęto próbę oceny dynamicznej odporności na pękanie materiału o dużej niejednorodności mechanicznej połączenia zgrzewanego tarcio-

wo ze stali N9E-45 przy zginaniu udarowym z uzupełniającymi badaniami strukturalnymi i rentgenograficznymi otrzymanych przełomów.

## 2. STANOWISKO DO BADAŃ DYNAMICZNEJ ODPORNOŚCI NA PĘKANIE

Badania dynamicznej odporności na pękanie realizowano na stanowisku badawczym zmontowanym w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie. Schemat stanowiska pokazano na rysunku 1.



Rys.1. Schemat montażowy stanowiska do badań dynamicznej odporności na pękanie materiałów:  
 1 - młot udarowy PSd 150/300 o zakresie energii 300 J wyposażony w przetwornik obciążenia i przetwornik ugięcia próbki, 2 - mostek tensometryczny do pomiarów dynamicznych o częstotliwości nośnej 100 kHz, 3 - wzmacniacz sygnałów z przetwornika przemieszczenia, 4 - oscyloskop z pamięcią firmy Tektronix o zakresie częstotliwości 60 MHz z interfejsem RS 232 C, 5 - mikrokomputer IBM /AT, 6 - drukarka firmy Epson , 7 - ploter firmy Roland, 8 - czujnik przemieszczenia

Badania polegały na wyznaczeniu krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń  $K$  oraz krytycznej wartości całki  $J$  przy obciążeniu dynamicznym. Obie wielkości odpowiadają początkowi przyrostu pęknięcia w próbce i uważane są za wielkości charakteryzujące odporność materiału na pękanie, przy obciążeniu o charakterze udarowym.

Sygnaly wyjściowe z przetwornika obciążenia oraz przetwornika ugięcia (przemieszczenia) wzmocnione przez odpowiedni wzmacniacz były rejestrowane na oscyloskopie z pamięcią i w ten sposób otrzymywano przebiegi obciążenia w funkcji czasu ( $F - t$ ) oraz ugięcia próbki w funkcji czasu ( $f - t$ ). Dzięki wbudowanemu do oscyloskopu interfejsowi RS 232C, zapis przebiegów rejestrowany i zapamiętany w oscyloskopie odtwarzany był na monitorze komputera i zapisywany na ploterze .

Zapisy przebiegów obciążenia i ugięcia w funkcji czasu zarejestrowane w pamięci komputera były wykorzystywane do obliczenia wielkości charakteryzujących odporność na pękanie.

Maksymalne obciążenie zostało wykorzystane do obliczenia krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń  $K_{IId}$ , a pole pod krzywą obciążenia w funkcji ugięcia aż do momentu osiągnięcia maksymalnej wartości obciążenia wykorzystano do obliczenia krytycznej wartości całki  $J - J_{IId}$ .

Do obliczenia krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń  $K_{I_d}$  został zastosowany wzór podany w następującej postaci [3]:

$$K_{I_d} = \frac{F_m \cdot S}{B \cdot W^2} \cdot \left[ 2,9 \left( \frac{a}{W} \right)^2 - 4,6 \left( \frac{a}{W} \right)^3 - 21,8 \left( \frac{a}{W} \right)^5 + 37,6 \left( \frac{a}{W} \right)^7 + 38,7 \left( \frac{a}{W} \right)^9 \right] \quad (2)$$

w którym:

- $F_m$  - maksymalne obciążenie, N,
- $S$  - odległość podpór na młocie, mm,
- $B$  - grubość próbki, mm,
- $W$  - szerokość próbki, mm,
- $a$  - długość szczeliny w próbce, mm.

Do obliczenia krytycznej wartości całki  $J$  wykorzystano wzór podany w [7] mający postać:

$$J_{I_d} = \frac{2U}{B(W-a)} \quad (3)$$

w którym:

- $U$  - energia odkształcenia odpowiadająca polu pod krzywą obciążenie - ugięcie próbki aż do uzyskania maksymalnego obciążenia,  $J$ ,
- $B$  - grubość próbki, mm,
- $W$  - szerokość próbki, mm,
- $a$  - długość szczeliny w próbce, mm.

Wartość dopuszczalnej długości wady  $a_d$  w warunkach dynamicznego zginania oceniano wzorem [7]:

$$a_d = \frac{J_{I_d} \cdot E}{(1 - \nu^2) \cdot \pi \cdot \sigma^2 \cdot Y} \quad (4)$$

w którym:

- $J_{I_d}$  - krytyczna wartość całki  $J$ ,
- $E$  - moduł Younga,
- $\nu$  - współczynnik Poissona,
- $\sigma$  - naprężenie przyjmowane jako równe granicy plastyczności,  $\sigma = R_{0,2}$ ,
- $Y$  - współczynnik uwzględniający kształt elementu badanego, dla walca  $Y=1$ .

Całkowitą pracę  $K$  uderzenia, niszczącą próbkę, liczone wzorem:

$$K = \int_0^{f_k} F(f) df \quad (5)$$

gdzie:

- $f_k$  - całkowite ugięcie próbki mierzone w próbie udarowej w chwili złamania.

Obliczenia powyższych wartości charakteryzujących dynamiczną odporność na pękanie, były wykonywane w oparciu o program komputerowy FRACDYNA [9]. Program ten składający się z szeregu modułów programowych pozwalał na pobieranie sygnału z oscyloskopu, sporządzanie wykresów  $F-t$ ,  $F-f$  i  $f-t$ , na wygładzanie tych

wykresów metodą uśredniania, skalowanie i obliczanie odpowiednich parametrów odporności na pękanie.

Wartości obciążeń maksymalnych i energii odkształcenia program odczytywał z otrzymywanych wykresów, natomiast długości szczelin konieczne do obliczeń we wzorach (2) i (3) były mierzone na przelomach za pomocą mikroskopu optycznego z podziałką. Pomiaru długości szczeliny dokonywano w pięciu miejscach na przelomie każdej próbki, tj. na krawędzi lewej, 1/4, 1/2, 3/4 i krawędzi prawej grubości próbki. Jako wynik ostateczny (wstawiany do programu) przyjmowano średnią arytmetyczną  $a_{\Sigma}$ .

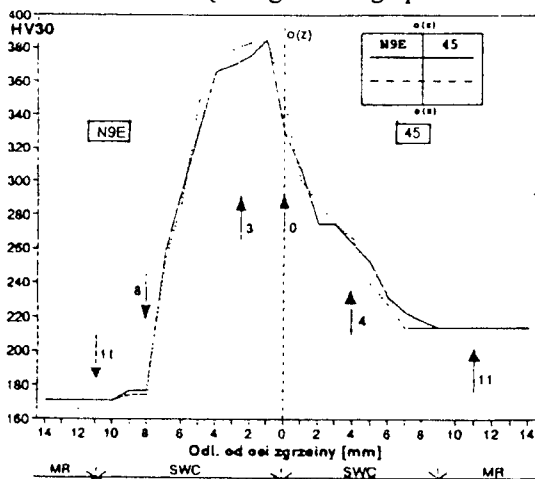
### 3. MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Badaniom poddano złącze zgrzewane tarciovo, wykonane ze stali N9E-45. Wałki  $\phi 30 \times 120$  ze stali N9E-45 zgrzewano tarciovo na zgrzewarce ZT4-13 stosując następujące parametry zgrzewania: prędkość obrotowa - 152 rad/s, siła tarcia - 40000 N, czas tarcia - 25 s, siła spęczania - 45000 N, czas spęczania - 3,0 s.

Parametry zgrzewania tarciovo zostały ustalone na podstawie dostępnej literatury oraz wstępnych badań własnych.

Z zgrzanych wałków wycięto cztery pręty kwadratowe o wymiarze 10,5 mm. Przed przystąpieniem do badań udarowych dokonano na kilku wybranych losowo prętach pomiarów twardości metodą Vickersa w obszarze zgrzewania zarówno po stronie stali N9E jak i 45.

Rozkład twardości w strefie złącza zgrzewanego pokazano na rysunku 2.



Rys.2. Rozkład twardości w złączu zgrzewanym tarciovo N9E-45.(strzałkami zaznaczono miejsce nacięcia karbu)

Następnie w punktach charakterystycznych odpowiadających gwałtownym wzrostom lub spadkom twardości w poszczególnych strefach złącza (zaznaczonych strzałką na rys.2) nacinano karb dwojakiego rodzaju:

- typowy V wg PN-79/H-04370,
- karb V z pogłębioną szczeliną zmęczeniową, w którym  $a/W = 0,45 \div 0,55$  według ASTM [3],

i wykonano próbki udarowościowe.

Z każdego punktu charakterystycznego strefy złącza brano do badań po 3 próbki z karbem V i 3 próbki z karbem V pogłębionym szczeliną zmęczeniową. Próbki z karbem V posłużyły do oceny globalnej pracy niszczącej  $K$  w poszczególnych strefach złącza zgrzewanego, natomiast próbki z karbem V z pogłębioną szczeliną zmęczeniową służyły do określenia parametrów odporności na pękanie  $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$  oraz dopuszczalnej wielkości wady  $a_d$ . Badania zrealizowano na młocie udarowym PSD wg metodyki opisanej w poprzednim punkcie.

Poszczególne przełomy z różnych stref połączenia zgrzewanego po próbach udarowych poddano badaniom strukturalnym i rentgenograficznym.

Badania mikrostrukturalne wykonano na wzdłużnych zgładach mikroskopowych połączenia zgrzewanego. Zgłady trawiono 4 % roztworem  $HNO_3$  i obserwowano na mikroskopie Epityp 2 przy powiększeniu 500x.

Jakościowo oceniano mikrostrukturę w charakterystycznych odległościach od powierzchni zgrzewania.

Badaniom rentgenograficznym na dyfraktometrze DRON 1,5 poddano przełomy próbek wykonane w odpowiednich odległościach (jak na rysunku 2) oraz szlify tych przełomów. Stosując promieniowanie lampy kobaltowej dokonywano zapisów linii (110) ferrytu. Analizie poddano szerokość połówkową  $b_{1/2}$  oraz wartość parametru sieciowego fazy  $\alpha$  wyliczoną z położenia kąтового linii (110) wg wzoru [10]:

$$a_\alpha = \frac{\lambda}{2 \sin \Theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (6)$$

gdzie:

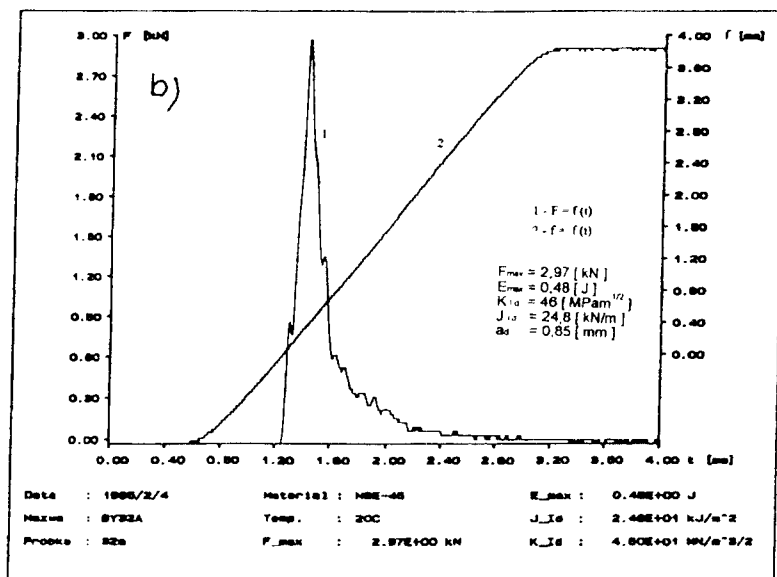
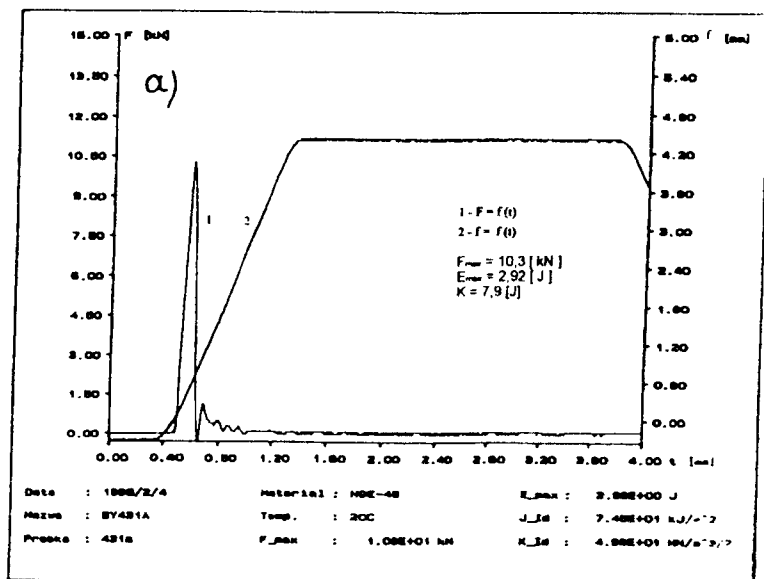
- $\lambda$  - długość fali promieniowania  $K_\alpha$  kobaltu,
- $\Theta$  - kąt dyfrakcji,
- $h, k, l$  - wskaźniki płaszczyzn wg Millera.

#### 4. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Na rysunku 3 pokazano przykładowo zarejestrowane przebiegi zginania udarowego próbek wziętych z osi zgrzeiny (punkt 0 na rysunku 2), przy czym rysunek 3a odnosi się do próbek zginanych z karbem V, na którym podano maksymalną siłę niszczącą złącze  $F_{max}$  i odpowiadającą jej energię  $E_{max}$  oraz globalną pracę  $K$  niszczącą środek złącza zgrzewanego.

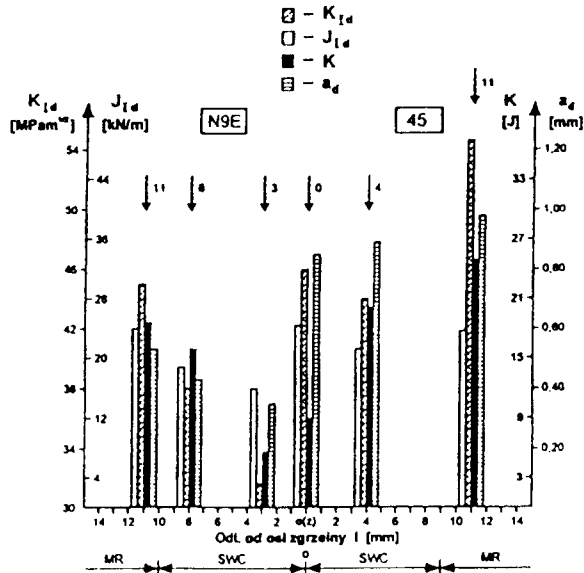
Na rysunku 3b dla próbek zginanych z karbem V pogłębionych szczeliną zmęczeniową podano również wartość siły  $F_{max}$  i odpowiadającą jej energię  $E_{max}$ , oraz obliczone wartości  $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$ ,  $a_d$ .

Dane pokazane na rysunku 3 pochodzą z uśrednienia i wygładzenia (oczyszczenia z zakłóceń) 3 wykresów, z których każdy był zdejmowany z jednej próbki zginanej udarowo. Podobne przebiegi zdejmowano z dalszych punktów (rys.2) zarówno po stronie stali N9E jak i 45. Otrzymane wyniki badań dla złącza zgrzewanego tarciovo N9E-45 przedstawiono na rysunku 4.



Rys.3. Wyniki badań dynamicznej odporności na pęknięcie złącza zgrzewanego N9E-45: a) przebiegi  $F(t)$  i  $f(t)$  dla próbki z karbem V, b) przebiegi  $F(t)$  i  $f(t)$  dla próbki z karbem V z pogłębioną szczeliną zmęczeniową

Otrzymane wyniki badań dynamicznej odporności na pęknięcie  $K_{1d}$ ,  $J_{1d}$ , oraz pracy niszczenia  $K$  i dopuszczalnej wielkości wady  $a_d$  świadczą o tym, że połączenie zgrzewane tarciovo wykonane ze stali N9E-45 charakteryzuje się generalnie niską odpornością na pęknięcie. Wartości  $J_{1d}$  nie przekraczają 25 kJ/m<sup>2</sup>, a wartości pracy niszczonej złącze  $K$  są niskie i nie przekraczają 25 J.



Rys.4. Graficzne przedstawienie wyników badań dynamicznej odporności na pękanie w złączu zgrzewanym tarciovo N9E-45

Z rysunku 4 wynika również, że poszczególne strefy złącza charakteryzują się wyraźnie zróżnicowaną odpornością na dynamiczne pękanie.

Najmniejszą odpornością na pękanie, której odpowiadają najniższe wartości  $K_{Ic}$ ,  $J_{Id}$  pracy zniszczenia  $K$ , obserwuje się w strefie wpływu ciepła SWC w odległości 3 mm od zgrzewiny po stronie stali N9E. Odpowiada tej strefie również najmniejsza wartość dopuszczalnej długości wady  $a_d$ , którą ta strefa może przyjąć. W miarę przechodzenia do strefy materiału rodzimego MR wszystkie te wartości wzrastają. Środek zgrzewiny wykazuje natomiast nieco wyższą odporność na pękanie w stosunku do SWC po stronie stali N9E, niemniej praca niszcząca  $K$  w tym miejscu jest prawie dwukrotnie mniejsza od pracy potrzebnej do zniszczenia strefy MR. Stal 45 po zgrzewaniu tarciowym wykazuje w całej swojej rozciągłości SWC oraz MR zbliżoną odporność na pękanie; świadczą o tym podobne wartości  $J_{Id}$ , i pracy łamania  $K$ , a także wartości  $a_d$ .

Zróżnicowanie zmian odporności na dynamiczne pękanie w złączu N9E-45 jest wynikiem zmian strukturalnych zachodzących w procesie zgrzewania tarciowego, które są następstwem różnicy składu chemicznego spajanych elementów, a także zmian szybkości chłodzenia silnie nagranych warstw po zgrzewaniu tarciowym.

Przeprowadzone badania strukturalne złącza w miejscach charakterystycznych (rys.2) wykazały, że w osi zgrzewiny występuje drobnopłytkowy perlit o stosunkowo dużych koloniach. W odległości 3 mm po stronie stali N9E obserwuje się drobnopłytkowy perlit drobnopłytkowy, jak również jasne ziarna będące najprawdopodobniej produktem przemiany nieeutektoidalnej. W odległości 8 mm od osi zgrzewiny po stronie N9E występuje cementyt kulkowy na tle ferrytycznym oraz gniazda perlitu płytkowego pochodzącego z częściowej przemiany eutektoidalnej. Struktura stali N9E w odległości 11 mm



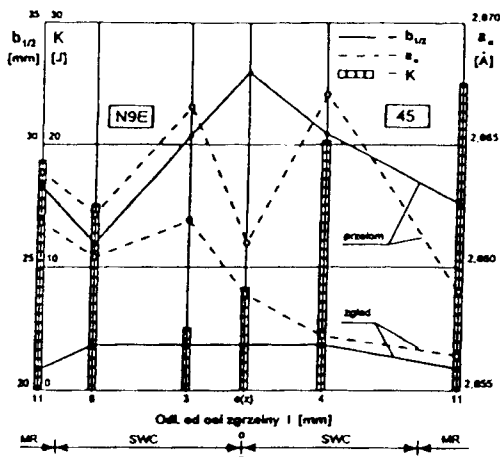
jest tożsama z materiałem rodzimym i stanowi ją cementyt kulkowy na tle drobnoziarnistego ferrytu.

W stali 45 w odległości 4 mm od osi zgrzeiny obserwuje się ścisły perlit (drobno-płytkowy) z niewielką ilością ferrytu tworzącego nieciągłą siatkę wzdłuż granic ziarn tego perlitu. Strefa ta w trakcie zgrzewania uległa przekształceniu. W odległości 11 mm od osi zgrzeiny po stronie stali 45 mamy do czynienia ze strukturą perlityczno-ferytyczną, odpowiadającą stanowi materiału rodzimego.

Wyniki badań rentgenograficznych przedstawiono na rysunku 5.

Badania rentgenograficzne przełomów wykazały, iż szerokość połowkowa linii dyfrakcyjnej  $b_{1/2}$  osiąga najwyższą wartość w próbce łamanej w osi zgrzeiny, wykazując spadek z odległością od osi zgrzeiny zarówno po stronie stali 45 jak i N9E. Wartości parametru sieciowego ferrytu  $a_\alpha$  osiągają lokalne minimum w osi zgrzeiny, natomiast maksimum w odległości odpowiednio 4 mm po stronie stali 45 i 3 mm po stronie N9E.

Szerokość połowkowa  $b_{1/2}$  jak i parametr sieciowy ferrytu zmierzony na zglądach (rys.5) jest w każdym przypadku niższy aniżeli uzyskany z przełomów.



Rys.5. Wyniki badań rentgenograficznych przełomów oraz zglądów z przełomów złącza zgrzewanego N9E-45

Otrzymane zależności można interpretować następująco: materiał w osi zgrzeiny poddany jest działaniu najwyższych temperatur, a skutkiem mechanicznego oddziaływania trących materiałów jest również największa fragmentacja ziarn. Znajduje to swoje odbicie w największej wartości szerokości połowkowej  $b_{1/2}$ .

Maksima parametru sieciowego  $a_\alpha$  otrzymano dla przełomów wykonanych w SWC (3 mm po stronie N9E i 4 mm po stronie 45). O wartości parametru sieciowego decyduje w tym przypadku stopień nasycenia ferrytu węglem. Z uwagi na rozkład gradientów temperatury w obrębie złącza, największe przesylenia (a więc największy parametr sieciowy) uzyskano w tych przełomach ze SCW. Przesycenie węglem ferrytu w SWC może tłumaczyć uzyskanie dla tych obszarów niższych wartości parametrów odporności na pękanie  $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$ ,  $a_d$ .

Sądząc z przebiegu zależności  $b_{1/2}$  i  $a_\alpha$  w funkcji odległości od osi zgrzeiny (rys.5) należy przypuszczać, że powierzchnia pęknięcia przebiegała poprzez mikro-

obszary o podwyższonej zawartości węgla w roztworze oraz wyższym zdefektowaniu mikrostruktury. Świadectwem tego jest ogólnie wyższa wartość szerokości połówkowej  $b_{1/2}$  jak i parametru sieciowego  $a_{\alpha}$  otrzymanego z dyfrakcji na powierzchniach przelomów niż z powierzchni zglądów.

## 5. PODSUMOWANIE

Otrzymane wyniki badań upoważniają do stwierdzenia, iż próba udarowego zginania może być wykorzystywana dla oceny dynamicznej odporności na pękanie nie tylko dla jednorodnych materiałów, ale również dla oceny połączeń spajanych, charakteryzujących się dużą niejednorodnością mechaniczną. Badania strukturalne i rentgenograficzne przelomów i zglądów z przelomów otrzymane podczas badań udarowych mogą być cennym uzupełnieniem przy badaniu odporności na dynamiczne pękania.

Badane złącze zgrzewane tarciowo ze stali N9E-45 charakteryzowało się ogólnie niską odpornością na dynamiczne pękanie, a szczególnie w SWC po stronie stali N9E. Poszczególne strefy złącza wykazują duże zróżnicowanie zmian odporności na dynamiczne pękanie. Zróżnicowanie to, jak wykazały badania strukturalne i rentgenograficzne, jest efektem zmian strukturalnych zachodzących w procesie zgrzewania tarciowego.

Analiza rentgenograficzna przelomów i zglądów z przelomów w poszczególnych strefach złącza N9E-45 wykazała, że pęknięcie przebiega wzdłuż powierzchni, której dyfraktogram informuje o wyższej zawartości węgla w roztworze oraz wyższym zdefektowaniu mikrostruktury.

Najniższe wartości charakteryzujące dynamiczną odporność na pękanie  $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$ ,  $a_d$  otrzymane w SCW 3 mm od osi zgrzewania po stronie stali N9E należy przypisać największym wartościom przesylenia roztworu węglem, jak i wysokiemu stopniowi zdefektowania mikrostruktury.

## LITERATURA

- [1] Norma ASTM E: 813 - 89 - A Measure of Fracture Toughness of Metallic Materials
- [2] Norma PN-88-H-04336: Metoda badania odporności na pękanie przez wyznaczenie krytycznej wartości całki  $J_{Ic}$
- [3] ASTM E 24.03.03: Proposed Standard Method of test for Instrumented Impact Testing of Precracked Charpy Specimens of Metallic Materials. Philadelphia
- [4] BS 67 29: British Standard Method for determination of the dynamic fracture Toughness of metallic materials. London BSI, 1987
- [5] Wolpert: Dynamic Materials Testing - Amsler Otto Wolpert -Werke GmbH - 1990
- [6] Biel-Gołaska M.: Badania dynamicznej odporności na pękanie kilku gatunków staliwa w temperaturze otoczenia oraz obniżonych. Praca badawcza Instytutu Odlewnictwa, Kraków 1991
- [7] Kobayashi T.: Introduction of a New Dynamic Fracture Toughness Evaluation Systeme. Journal of Testing and Evaluation. Vol 21, No 3, p.145, 1993

- [8] Klevcov G.W., Botvina L.R.: Rentgenovskij metod ocenki lokalnogo sostojanija materiala u viersziny treszcziny pri odnokratnych vidach nagrużdženija. Problemy Procnosti, Nr 11, s.25, 1991
- [9] Ranatowski E., Sadowski J., Strzelecki R.: Ocena procesu pękania w próbie udarowego zginania ze wspomaganiami komputerowym. Przegląd Mechaniczny (w druku)
- [10] Rusakov A.A.: Rentgenografija metallov. Atomizdat, Moskva 1977

## **AN ASSESSMENT OF THE DYNAMIC FRACTURE RESISTANCE OF THE PRESSURE WELD JOINTS OF N9E-45 STEEL BY IMPACT BEND TEST**

### Summary

The paper presents an assessment of the dynamic fracture resistance of the mismatched friction weld joints of N9E-45 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. The additional investigations by make use X-ray phase analysis and tests of the structure of fracture surface can to get more information in influencing the structural inhomogenities on actual fracture toughness.



## **POWŁOKI NIKLOWO-FOSFOROWE W ZASTOSOWANIU DO REGENERACJI WYBRANYCH CZĘŚCI MASZYN**

Wiesław Dziadur

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

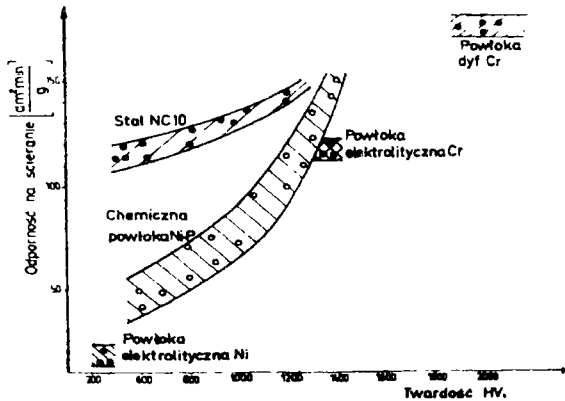
W niniejszej pracy omówiono niektóre problemy związane z nakładaniem warstw regeneracyjnych i ich zachowaniem się w warunkach eksploatacyjnych, na przykładzie matryc stosowanych w metalurgii proszków. Jako powłokę regeneracyjną stosowano osady chemicznego niklu.

### **I. WPROWADZENIE**

Trwałość części maszyn uwarunkowana jest głównie ich wytrzymałością zmęczeniową, względnie odpornością na zużycie spowodowane tarcieniem. Zagadnienia przedłużania żywotności tych elementów są od dawna przedmiotem badań. W szeregu przypadków odpowiednio dobrana powłoka regeneracyjna może przynieść oczekiwany skutek. Stosowanej metodzie regeneracji, jak i warstwie regeneracyjnej stawia się szereg ostrych wymagań, z których należy przede wszystkim wymienić: wysoką twardość i odporność na ścieranie, dobre związanie z materiałem podłoża, możliwość wytwarzania warstw o żądanej grubości jak i jakości powierzchni, nawet w przypadku wyprofilowanych elementów.

Nakładane chemicznie powłoki niklowo-fosforowe (Ni-P) po obróbce cieplnej mogą osiągać - w optymalnym przypadku (7,5 % P, obróbka cieplna w zakresie temperatur 400÷480 °C) - twardość i odporność na ścieranie porównywalną z analogiczną cechą hartowanej stali NC10 i elektrolitycznej powłoki chromowej oraz nieco niższą od powłok chromowych nakładanych na drodze dyfuzji, (rys.1) [1].

Celem niniejszych badań było praktyczne potwierdzenie przydatności osadów chemicznego niklu jako warstw regeneracyjnych matryc stosowanych w metalurgii proszków.



Rys.1. Porównanie odporności na ścieranie powłok niklowo-fosforowych, chromowych (elektrolitycznych i dyfuzyjnych) oraz stali NC10 (po różnych zabiegach OC) [1]

## 2. METODYKA BADAŃ

Próby regeneracji przeprowadzono na zużytych matrycach - wykonanych ze stali NC10 - nie nadających się już do dalszej produkcji ze względu na przekroczenie tolerancji wymiarowych. Nakładanie powłok Ni-P prowadzono w kwaśnej chlorkowo-octanowej kąpeli o składzie:  $\text{NiCl}_2 \times 6 \text{H}_2\text{O}$  - 20 g;  $\text{CH}_3\text{COONa}$  - 15 g;  $\text{NaH}_2\text{PO}_2 \times \text{H}_2\text{O}$  - 25 g na litr  $\text{H}_2\text{O}$ . Wartość pH kąpeli ustalono na poziomie 4,5 za pomocą  $\text{CH}_3\text{COOH}$ . Niklowanie regeneracyjne matryc przeprowadzono w specjalnie skonstruowanym urządzeniu [2], nakładając warstwy o grubości od 15 do 30  $\mu\text{m}$  (w zależności od tolerancji wymiarowych matryc). Po zakończeniu procesu matryce poddawano obróbce cieplnej w temperaturze 400 °C przez 30 minut. Jak wynika z badań [3], zastosowana obróbka cieplna w pełni zapewnia uzyskanie maksymalnej twardości i odporności na ścieranie powłok Ni-P.

Badania eksploatacyjne zregenerowanych matryc przeprowadzono w Zakładach Metalurgicznych Trzebinia-Siersza. Jako miarę zużycia matryc w trakcie produkcji przyjęto zmianę wymiarów wyprasek (względnie wyrobów kalibrowanych), które sporządziła dana matryca. Każdy punkt pomiarowy na rysunku 2 i rysunku 3 stanowi średnią wartość z pięciu wyrobów.

## 3. WYNIKI BADAŃ

Przeprowadzono badania regenerowanych matryc dla przypadku prasowania proszku żelaza oraz procesu kalibrowania wyprasek sporządzonych z proszku srebrniklowego.

Rysunek 2 przedstawia zużycie matrycy dwukrotnie regenerowanej i stalowej, w funkcji ilości wyprodukowanych wyprasek z proszku brązu. Na tym rysunku celem porównania naniesiono zużycie matrycy stalowej (dla tych samych warunków pracy).

Przebieg zależności zużycia regenerowanej matrycy wskazuje, że podczas produkcji szybkość ścierania powłoki maleje, co może sugerować na stopniowe utwardzanie powłoki Ni-P w wyniku postępującego odkształcenia. Porównanie zmian wymiarów wyprasek otrzymanych z matrycy regenerowanych i ze stali NC10 wskazuje na większe zużycie (~40 %) matrycy regenerowanych.

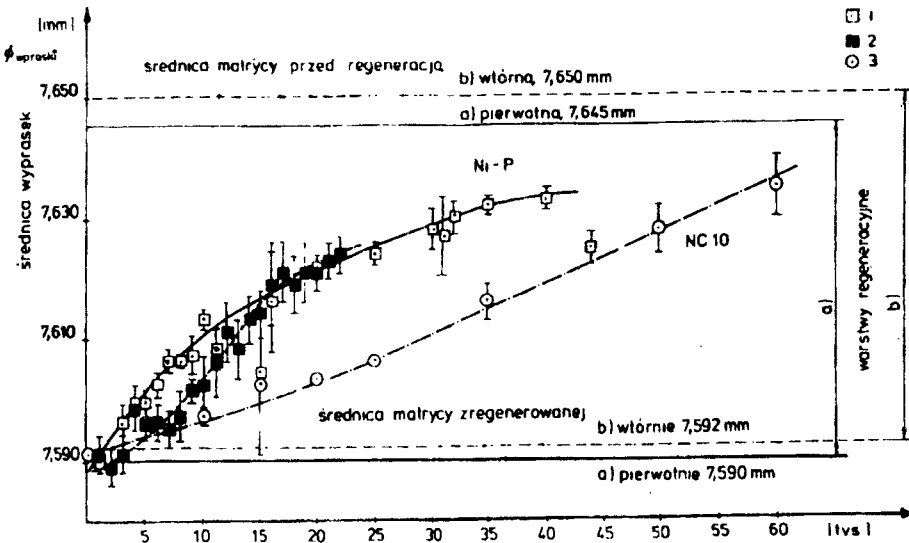
Na rysunku 3 przedstawiono zużycie regenerowanej matrycy w funkcji ilości przekalibrowanych styków z proszku srebrno-niklowego. Celem porównania na wykresie tym, dla analogicznych warunków pracy, naniesiono zużycie matrycy stalowej w funkcji przekalibrowanych styków. W danym przypadku przebiegi krzywych zużycia obu matryc posiadają zbliżony charakter. Porównanie wymiarów styków uzyskiwanych z obu matryc (regenerowanej i stalowej) wskazuje na ok. 10 % mniejsze zużycie matrycy stalowej. W tym przypadku powłoka spełniła całkowicie swoje zadanie.

#### 4. PODSUMOWANIE

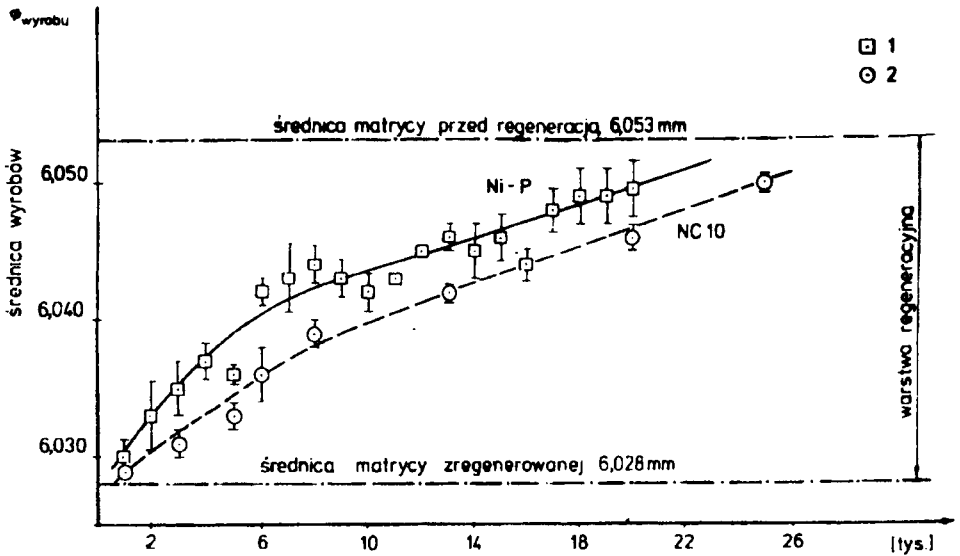
Przeprowadzone badania wykazały możliwość nakładania równomiernych, żądanej grubości warstw regeneracyjnych Ni-P o dobrej jakości powierzchni.

Z uzyskanych danych wynika, że o możliwości zastosowania regenerowanych matryc decydują warunki zużycia (własności ścierające proszków i naciski jednostkowe), natomiast o opłacalności regeneracji decyduje wstępna obróbka mechaniczna zużytych matryc.

Ponadto uzyskane wyniki wskazują, że użyteczność obrabianych cieplnie powłok Ni-P, stosowanych jako ochrona przed procesem ścierania, względnie do regeneracji kosztownych części maszyn, wzrasta wraz ze spadkiem intensywności ścierania.



Rys.2. Zmiana średnicy wyprasek, będąca wskaźnikiem zmiany średnicy otworu matrycy podczas produkcji. Powłoka o zawartości ok. 6 % P, obrabiana cieplnie w temperaturze 400 °C: 1 - matryca regenerowana pierwotnie, 2 - matryca regenerowana wtórnie, 3 - matryca stalowa (NC10). Prasowanie proszku brązu (Cu Sn9Pb3)



Rys.3. Zmiana średnicy wyróbów (styków), będąca wskaźnikiem zmiany średnicy otworu matrycy podczas produkcji. Powłoka o zawartości ok. 6 % P obrabiana cieplnie w temperaturze 400 °C: 1 - matryca regenerowana, 2 - matryca stalowa (NC10). Kalibrowanie

## LITERATURA

- [1] Dziadur W.: Wpływ technologii na stan warstwy wierzchniej. WW'93, Gorzów Wlkp. Mater. Konfer, s.210-215, 1993
- [2] Czasopismo Techniczne Z.2 i 4M (209 i 211), PWN, Warszawa-Kraków, s.50-60, 1978
- [3] Dziadur W.: Trybologia, nr 4, v.14, s.21-24, 1985

## APPLICATION OF NICKEL-PHOSPHORUS COATINGS FOR THE REGENERATION OF SOME PARTS OF ENGINES

### Summary

Discussed some problems of the regeneration dies in metallurgy. As regeneration layers used nickel phosphorus coatings.



## OBCISKANIE RUR GRUBOŚCIENNYCH ZE STALI 30G2A

Robert Skoblik, Tadeusz Bieńkowski

Politechnika Gdańska, Katedra Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa  
ul. G. Narutowicza 11, 80-952 Gdańsk

Omówiono różne warianty procesu technologicznego wytwarzania korpusu akumulatora hydraulicznego 6,3 l/24 MPa. Przeprowadzono analizę odkształceń i praktyczną weryfikację uzyskanych wyników.

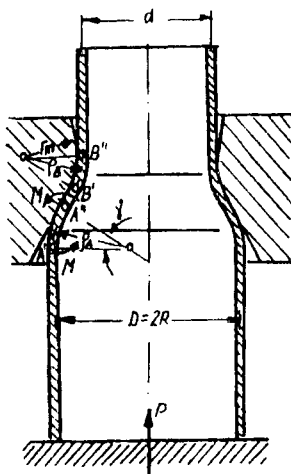
### 1. WSTĘP

Jednym ze sposobów zmniejszania średnicy elementów walcowych lub kształtowania obrzeża elementów walcowych (np. zamykanie końców rur) jest obciskanie. Proces ten został wykorzystany przy wykonywaniu korpusów stalowych akumulatorów hydraulicznych 6,3 l/24 MPa. Akumulatory te miały być zastosowane jako stabilizatory ciśnienia czynnika hydraulicznego w układzie hydrauliczno-pneumatycznym służącym do podnoszenia i opuszczania lemieszki pługów cztero- i pięcioskibowych. Głównym zadaniem akumulatorów była amortyzacja uderzeń lemieszki w przeszkody i unoszenie pojedynczych lemieszki zespołu w przypadku natrafienia na przeszkodę zagrażającą uszkodzeniu lub zniszczeniu lemieszki.

W Katedrze Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa Politechniki Gdańskiej opracowano różne warianty procesu technologicznego wytwarzania korpusu akumulatora hydraulicznego, wykonano obliczenia wariantowe, przeprowadzono analizę odkształceń i praktyczną weryfikację uzyskanych wyników.

### 2. PROCESY OBCISKANIA

Procesy obciskania zalicza się do stacjonarnych procesów tłoczenia. W procesach obciskania średnica odkształcanego elementu walcowego ulega zmniejszeniu pod wpływem ściskających naprężeń obwodowych  $\sigma_1$  oraz ściskających naprężeń południkowych  $\sigma_2$  (rys.1). Charakterystycznym schematem odkształcenia dla tego procesu będzie schemat  $\varepsilon_2 = 0$ ;  $-\varepsilon_1 = \varepsilon_3$ .



Rys. 1. Stacjonarny proces obciskania rury [3]

W procesach stacjonarnych kształtowania powłok walcowych odkształcenie rury jest spowodowane zarówno kolejnymi zmianami krzywizny południka powłoki, jak również zmianą średnicy i grubości rozpatrywanego elementu walcowego.

Całkowite odkształcenie materiału  $\varepsilon_{\text{całk}}$  wyznaczyć można jako sumę średnich odkształceń  $\varepsilon_{iA'}$ ,  $\varepsilon_{iA''}$ ,  $\varepsilon_{iB'}$ ,  $\varepsilon_{iB''}$  związanych ze zmianą krzywizny w punktach, oraz odkształcenia związanego ze zmianą krzywizny w punktach a także odkształcenia związanego ze zmianą wymiarów powłoki zachodzących w wyniku procesu.

$$\varepsilon_{\text{całk}} = \varepsilon_{iAB} + \sum \varepsilon_i \quad (1)$$

Średnią wartość zastępczego odkształcenia związanego z jednorazową zmianą krzywizny wyznaczyć można ze wzoru:

$$\varepsilon_i = \frac{2g}{\sqrt{3\rho}} \quad (2)$$

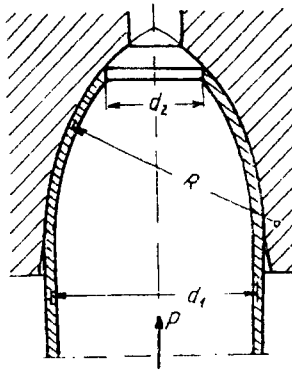
gdzie:  $\rho$  - promień krzywizny,  
 $g$  - grubość rury.

Rozpatrując proces stacjonarnego przepychania rury przez zwięzający się stożkowy otwór nieruchomego pierścienia wartość odkształcenia całkowitego można wyrazić wzorem:

$$\varepsilon_{\text{całk}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \ln \frac{D}{d} + \frac{g}{2r_B + g} + \frac{g}{2\rho_A} \right) \quad (3)$$

Do analizy procesów stacjonarnych jak i niestacjonarnych może być wykorzystana metoda energetyczna. Rozpatrując proces zamykania końca rury za pomocą narzędzia, którego zarys stanowi łuk koła o promieniu  $R$  (rys.2) jako część procesu stacjonarnego całkowite odkształcenie materiału  $\varepsilon_{\text{całk}}$  wyznaczamy ze wzoru:

$$\varepsilon_{\text{icalk}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \ln \frac{d_1}{d_2} + \frac{g}{4R} \right) \quad (4)$$



Rys. 2. Zamykanie końca rury [3]

Siłę potrzebną do przeprowadzenia procesu określamy z zależności:

$$P = \frac{\pi d g_1}{\eta} \int_{\varepsilon_n}^{\varepsilon_p} \sigma_p(\varepsilon_1) d\varepsilon \quad (5)$$

gdzie:

$\eta$  - współczynnik sprawności procesu.

Aby zapobiec uplastycznieniu ściskanego odcinka rury

$$P_{\text{max}} = \pi d_1 g \sigma_p^o \quad (6)$$

maksymalne odkształcenie

$$\varepsilon_{\text{icalk}} < \frac{\eta \sigma_p^o}{n \delta_p} \quad (7)$$

gdzie:

$n$  - współczynnik pewności przeprowadzenia procesu technologicznego.

### 3. OBRÓBKA CIEPLNA W PROCESACH OBRÓBKI PLASTYCZNEJ

Odształcenie plastyczne metali na zimno powoduje powstanie wielu zjawisk. Zjawiska te w pewnych przypadkach są pożądane, np. wzrost wytrzymałości części umocnionych zgniotem, w innych zaś należy je uznać za niekorzystne. Te ostatnie przypadki dotyczą realizacji bardziej złożonych procesów technologicznych, a czasem również eksploatacji gotowych części. Można do nich zaliczyć powstawanie niepożądanych stanów naprężeń własnych, nadmierne zmniejszenie zdolności materiału do odkształceń plastycznych oraz wzrost wartości naprężeń uplastyczniających  $\sigma_p$ . Niepożądane naprę-

zenia własne powodują krzywienie się kształtowanych elementów, a nawet czasem ich pękanie. Dalsze kształtowanie bardzo umocnionych materiałów wymaga dużych sił i często powoduje naruszenie ich spójności.

Niekorzystne skutki wywołane zgniotem można usunąć przez zastosowanie odpowiedniej obróbki cieplnej odkształconego materiału. Obróbką, którą stosuje się do likwidacji skutków zgniotu, jest zazwyczaj wyżarzanie. Istota wyżarzania polega na ogrzaniu stali do określonej temperatury, następnie na wolnym studzeniu razem z piecem lub na wolnym powietrzu. W zależności od tego jakie własności chcemy uzyskać stosuje się następujące rodzaje wyżarzania:

- 1) wyżarzanie ujednorodniające,
- 2) wyżarzanie normalizujące,
- 3) wyżarzanie przegrzewające,
- 4) wyżarzanie zmiękczone,
- 5) wyżarzanie odprężające,
- 6) wyżarzanie rekrytalizujące.

W czasie prób rury poddawano wyżarzaniu zmiękczone i normalizujące.

Wyżarzanie zmiękczone powinno powodować powstawanie cementytu kulkowego. Miękką strukturą z ziarnami cementytu na tle podłoża ferrytycznego bardzo dobrze nadaje się zarówno do obróbki wiórowej jak i bezwiórowej.

Najprościej przeprowadzone wyżarzanie zmiękczone polega na wielogodzinnym wyżarzaniu w temperaturze tuż poniżej  $A_{C1}$ . Usuwane są przy tym skutki uprzedniego ewentualnego hartowania lub zgniotu na zimno, a cementyt płytkowy z perlitu zamienia się w cementyt kulkowy. Tłumaczy się to tym, że pod wpływem naprężeń powierzchniowych część płytek cementytu przechodzi z perlitu do roztworu ferrytu, a następnie ponownie wydziela się w innych miejscach. W ten sposób powstają małe, kuliste obszary cementytu, wykazujące skłonności do rozrostu w miarę dalszego wygrzewania.

Im bardziej rozrastają się ziarna cementytu podczas wyżarzania zmiękczonego, tym bardziej miękka staje się stal.

Wyżarzanie normalizujące polega na ogrzaniu stali do temperatury ok.  $20 \div 40$  °C powyżej  $A_{C3}$ , a następnie chłodzeniu na wolnym powietrzu. Wyżarzony materiał uzyskuje drobnoziarnistą, równomierną strukturę, która jest w znacznym stopniu niezależna od poprzednich zabiegów technologicznych. Wielkość ziaren nowej struktury zależy w pewnym stopniu od struktury wyjściowej. Wielokrotne zmiany wielkości ziarn pozwalają na rozdrobnienie do żądanej wielkości nawet bardzo gruboziarnistej struktury początkowej. Przy szybkim grzaniu powstaje drobniejsze ziarno, gdyż wówczas zostaje podwyższona temperatura przemiany i wzrasta również ilość zarodków krystalizacji.

Na skutek przegrzania, tzn. wyżarzania w zbyt wysokiej temperaturze lub przy zbyt długim czasie wyżarzania, powstaje struktura o grubym ziarnie. Zbyt wolne chłodzenie może mieć podobne skutki do zbyt długiego wyżarzania i może wywołać powstanie grubego ziarna. Ponadto perlit i ferryt zdążą ułożyć się pasmowo na segregacjach i wtrąceniach. Można tego uniknąć przez przyspieszenie chłodzenia na powietrzu. Przy szybszym chłodzeniu przemiana zachodzi w niższej temperaturze, liczba zarodków rośnie i tak przez powstawanie dużej ilości ziaren ferrytu i drobnopasemkowego perlitu następuje rozdrobnienie ziarn.

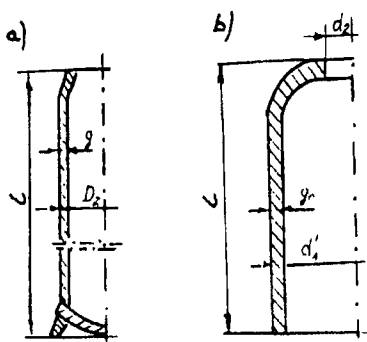
#### 4. BADANIA WŁASNE

Przystępując do wykonywania korpusów akumulatorów hydraulicznych postanowiono wykorzystać do tego celu rury z butli tlenowych. Butle wykonane były ze stali 30G2A o wymiarach  $D_z = 206_{-4}$  mm,  $g = 10_{-1}$  mm,  $l = 1600$  mm, o składzie chemicznym i własnościach określonych normą PN-72/H-84030 (tab. 1).

Tabela 1. Skład chemiczny i własności mechaniczne stali 30G2A (wg PN-72/H-84030)

Skład chemiczny, %					Własności mechaniczne			
C	Mn	Si	Cr max	Ni max	Stan	$R_m$ MPa	$R_e$ MPa <sub>min</sub>	A % min
0,27÷0,35	1,40÷1,80	0,17÷0,37	0,25	0,30	N	660÷760	400	17
					T	800÷950	600	14

Kształt materiału wyjściowego oraz po obciskaniu przedstawiono na rysunku 3.



Rys. 3. Korpus akumulatora: a - materiał wyjściowy, b - po obciskaniu

Próby obciskania przeprowadzono w dwóch wariantach.

Wariant I obejmował operacje cięcia butli na wymiar  $L = 330$  mm, obciskanie wstępne na wymiar  $D = 200$  mm, wytaczanie otworu rury dla uzyskania grubości ścianki  $g = 7,5$  mm, wyżarzanie i obciskanie rury w celu zamknięcia końca. Ostatnie dwie operacje były wykonywane kilkakrotnie, aby uzyskać  $d_2 = 86$  mm.

Wariant II różnił się od wariantu I tym, że operację wyżarzania stosowano już jako drugą, przed obciskaniem wstępnym. Zrezygnowano natomiast z wyżarzania przed operacją zamykania końca rury. Operacja wyżarzania jest tu potrzebna, aby jednoznacznie określić stan materiału i uwzględnić go w obliczeniach. Rezygnacja z wyżarzania przed operacją zamykania końca rury miała na celu zbadanie, jakie korzyści może przynieść wstępne umocnienie materiału w dalszym procesie obciskania, porównanie z wariantem I (uwzględniając dwa rodzaje wyżarzania międzyoperacyjnego) i wybór wariantu optymalnego.

Opierając się na badaniach innych autorów [2] zdecydowano się na dwa rodzaje wyżarzeń:

- normalizujące,
- zmiękczające.

Aby przeprowadzić obliczenia wariantowe wyznaczono krzywe umocnienia materiału:

- dla stali wyżarzanej normalizująco:

$$\sigma_p(\epsilon) = 426 + 672\epsilon^{0,31} \quad (8)$$

- dla stali wyżarzanej zmiękczająco:

$$\sigma_p(\epsilon) = 426 + 676\epsilon^{0,21} \quad (9)$$

Krzywe umocnienia stali 30G2A mają bardzo charakterystyczny przebieg, a mianowicie jest widoczny duży wzrost naprężenia uplastyczniającego w pierwszej fazie procesu odkształcenia, co cechuje stale uprzednio wyżarzone. Trzeba jednak zauważyć, że intensywność wzrostu naprężenia jest różna w zależności od rodzaju wyżarzania, jakiemu została poddana stal. Stal wyżarzona normalizująco odznacza się łagodniejszym wzrostem naprężeń w czasie odkształcania niż ta sama stal, którą poddano tylko zmiękczeniu. Właściwość ta jest korzystna dla procesów obróbki plastycznej, ponieważ pozwala na uzyskanie większych wartości odkształceń.

Próby obciskania przeprowadzano w matrycy, o kształcie zbliżonym do przedstawionego na rysunku 2, zamontowanej do prasy hydraulicznej o nacisku 2500 kN. Jako materiału wyjściowego użyto rury ze stali 30G2A wyciętej z butli tlenowej o wymiarach:  $d_1 = 193$  mm;  $g_0 = 7,0$  mm i  $l = 319$  mm, wyżarzoną zmiękczająco, a następnie umocnioną o  $\epsilon_{ic} = 0,08$ .

Dla obu wariantów procesu technologicznego przeprowadzono obliczenia teoretyczne odkształceń i sił obciskania i porównano je z wynikami badań.

Całkowite odkształcenie jakiego powinien ulec materiał aby zamknąć koniec rury na wymiar  $d_2 = 86$  mm wynosi:

$$\epsilon_{ic} = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \ln \frac{d_1}{d_2} + \frac{g}{4R} \right) = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \ln \frac{193}{86} + \frac{7}{4 \cdot 54} \right) = 0,97 \quad (10)$$

i jeśli:

$$\epsilon_{ic} = \epsilon_{i1} + \epsilon_{i2} + \epsilon_{i3} + \dots + \epsilon_{in} \quad (11)$$

gdzie:  $n$  - ilość wykonywanych operacji obciskania,

to okazuje się, że nawet stosując wyżarzanie normalizujące między operacjami, musimy trzykrotnie powtórzyć operacje wyżarzania i obciskania, gdyż maksymalne odkształcenie materiału jakie możemy uzyskać w jednej operacji wynosi  $\epsilon_{ic} = 0,46$ .

W przypadku stosowania wyżarzania zmiękczającego wymaganą średnicę również można uzyskać po trzykrotnym wyżarzaniu i obciskaniu.

Wynika z tego, że optymalnym wariantem tego procesu jest wariant II z zastosowaniem wyżarzania zmiękczającego, które można uzyskać mniejszym nakładem czasu.

W wyniku obciskania nastąpiła zmiana grubości ścianek rury zgodnie zależnością:

$$g = g_0 \frac{D}{d} \quad (12)$$

Grubość ścianki rury wzrosła w końcowym efekcie do 10,5 mm.

Zwiększenie grubości ścianek jest korzystne ze względu na dalszą obróbkę korpusu akumulatora.

## 5. WNIOSKI

1. Rury ze stali 30G2A można stosować na korpusy akumulatorów hydraulicznych 6,3/24 MPa, gdyż nawet po wyżarzaniach międzyoperacyjnych zachowują odpowiednie własności wytrzymałościowe.
2. Różnice we własnościach technologicznych badanej stali spowodowane zastosowaniem dwóch rodzajów wyżarzeń nieznacznie wpływają na przebieg rozpatrywanego procesu obciskania.
3. Wstępne odkształcenie materiału korzystnie wpływa na proces technologiczny obciskania hamując umocnienie materiału.
4. Zwiększenie grubości ścianek rury wpływa korzystnie na dalsze etapy produkcji korpusu akumulatora.

## LITERATURA

- [1] Domke W.: Vademecum metaloznawstwa. Dusseldorf 1986
- [2] Marciniak Z.: Odkształcenia graniczne przy tłoczeniu blachy. WNT, Warszawa 1971
- [3] Marciniak Z.: Mechanika procesów tłoczenia blach. WNT, Warszawa 1961

## REDUCING THICK-WALLED PIPES MADE OF 30G2A STEEL

### Summary

Various technological processes of hydraulic battery housing 6.3 /24 MPa production were discussed. The analysis of strain and the practical verification of results was performed.





## WPLYW STOSUNKU Cu/Mn NA NIEKTÓRE PARAMETRY STEREOLOGICZNE STRUKTURY ŻELIWA CIĄGLIWEGO

Adam Tabor

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

Badania wpływu stosunku Cu/Mn na niektóre parametry struktury żeliwa ciągliwego przeprowadzono na żelwie wytopionym w piecu indukcyjnym średniej częstotliwości i modyfikowanym 0,002 % B, 0,003 % Bi w obecności 0,02 % Al. Skład badanego żeliwa był następujący: 2,26 ÷ 2,31 % C; 1,25 ÷ 1,44 % Si; 0,059 ÷ 0,065 % P; 0,025 ÷ 0,054 % S. Zawartość Cu zmieniano w zakresie 0,64 ÷ 2,40 %, a zawartość Mn 0,45 ÷ 1,93 %. Obserwacje mikroskopowe i pomiary składników strukturalnych przeprowadzono przy użyciu analizatora obrazu QTM-720, zarówno na próbkach w stanie lanym, jak i po wyżarzeniu w 950 °C, a w czasie ustalonym w wyniku prób dylatometrycznych (dylatometr 402E firmy NETZCH). Analiza statystyczna (analiza korelacji i regresji oraz aproksymacja funkcji) doprowadziła do uzyskania zależności określających wpływ Cu/Mn na procentowy udział Fe<sub>3</sub>C w strukturze żeliwa białego oraz na powierzchnię rozdziału Fe<sub>3</sub>C - perlit (P<sub>l</sub>) w tym żelwie. Dla żeliwa po wyżarzeniu określono wpływ Cu/Mn na wielkość powierzchni rozdziału: węgiel żarzenia - osnowa (S<sub>wg</sub>); udział węgla żarzenia (P<sub>g</sub>); liczbę wydzieli węgla żarzenia (N<sub>g</sub>) oraz udział objętościowy węgla żarzenia (V<sub>wg</sub>) w strukturze osnowy metalowej badanego żeliwa.

### 1. WSTĘP

W licznych pracach [1-10,12-14] dotyczących optymalizacji składu chemicznego, bardzo istotnego w procesie wytwarzania żeliwa ciągliwego, ograniczono się głównie do określenia wpływu podstawowych pierwiastków składu chemicznego. Mało natomiast uwagi poświęcono wyjaśnieniu wpływu niektórych dodatków stopowych na kształtowanie struktury i własności tego żeliwa. Np. w pracach omawiających wpływ manganu, ograniczający jego zawartość do ok. 1 % Mn [9-13], najwięcej mówi się o jego korzystnym wpływie na neutralizację ujemnego wpływu siarki, pomijając wpływ tego składnika, występującego w nadmiarze i niezwiązanego z siarką w postaci MnS. Spotykane na ten temat badania ograniczają się najczęściej do ocen jakościowych.

Podobnie w przypadku zastosowania dodatku Cu podaje się, że wpływa ona korzystnie na grafityzację, nie podając jednak sposobu jej oddziaływania i ilościowego wpływu, zwłaszcza w obecności innych składników żeliwa. W dotychczasowych pracach dużo uwagi poświęcono również ocenie przebiegu grafityzacji tak w pierwszym jak i w drugim stadium [1-6]. Jednak i w tym przypadku, o ile wpływ Cu i Mn na kształtowanie struktury żeliwa białego został zbadany stosunkowo dokładnie, to ich wpływ na trwałość cementytu eutektycznego i eutektoidalnego jest potraktowany niedokładnie i niejednoznacznie.

Z przeglądu literatury wynika, że istotny wpływ na stan fizykochemiczny ciekłego żeliwa, oprócz warunków wytapiania, wywiera skład chemiczny żeliwa, a w tym rodzaj i ilość zastosowanych dodatków stopowych. Brak jest również badań nad łącznym wpływem np. Cu i Mn na kształtowanie struktury żeliwa wyjściowego - materiału do produkcji żeliwa ciągliwego, oraz na przebieg wyżarzania tego tworzywa.

Prezentowane wyniki stanowią próbę ilościowej oceny wpływu stosunku Cu/Mn na niektóre parametry stereologiczne żeliwa białego oraz po I stadium grafityzacji.

## 2. BADANIA WŁASNE

Głównym celem podjętych badań była próba ustalenia wpływu stosunku Cu/Mn na kształtowanie struktury żeliwa białego oraz wpływu tych dwóch pierwiastków na przebieg wyżarzania w I stadium grafityzacji określanego niektórymi parametrami stereologicznymi struktury tak żeliwa białego jak i po pierwszym okresie wyżarzania.

Żeliwo wyjściowe wytapiano w piecu indukcyjnym średniej częstotliwości o wyłożeniu kwaśnym.

Na podstawie analizy literatury oraz wyników prac własnych ustalono podstawowy skład żeliwa białego: 2,2 ÷ 2,5 % C; 1,2 ÷ 1,4 % Si; 0,4 ÷ 0,6 % Mn; 0,05 ÷ 0,1%P; S max = 0,19 %; Cr = 0,05 %. Dla oceny wpływu Cu/Mn na proces kształtowania struktury żeliwa ich zawartości zmieniano w zakresie: 0,64 ÷ 2,40 % Cu i 0,45 ÷ 1,93 % Mn. W celu zminimalizowania liczby wytopów korzystano z planu rotabilnego PS/DS-P:λ /λ [15].

Na podstawie prób dylatometrycznych ustalono temperaturę 950°C jako temperaturę I stadium grafityzacji w czasie 15 godzin.

Odlane zgodnie z normą PN-92/H-8322 próbki wytrzymałościowe o średnicy 12 mm wyżarzano wg wymienionego cyklu i poddano jakościowym i ilościowym badaniom metalograficznym za pomocą mikroskopu Neophot 2 i analizatora Quantimetr (QMT-720).

Wyniki analizy chemicznej otrzymanego żeliwa białego podaje tabela 1, natomiast tabela 2 podaje zestawienie procentowego udziału cementytu w strukturze tego żeliwa oraz wyniki wartości powierzchni rozdziału: cementyt - perlit ( $P_1$ ), a tabela 3 zestawienie charakterystycznych cech stereologicznych węgla żarzenia i struktury żeliwa po pierwszym okresie wyżarzania w temperaturze 950 °C.

Tabela 1. Skład chemiczny badanego żeliwa

Nr wytopu	Zawartość, %					
	C	Si	Mn	P	S	Cu
W	2,30	1,25	0,45	0,065	0,054	-
I/2	2,31	1,49	0,49	0,059	0,022	0,98
I/3	2,27	1,44	0,52	0,063	0,028	1,21
I/4	2,29	1,35	0,47	0,065	0,026	1,48
I/5	2,27	1,26	0,49	0,063	0,026	2,00
I/6	2,26	1,26	0,52	0,061	0,025	2,51
III/1	2,23	1,21	1,15	0,063	0,034	0,64
III/2	2,22	1,30	1,22	0,061	0,033	1,43
III/3	2,21	1,25	1,18	0,061	0,030	2,40
II/1	2,26	1,28	0,71	0,060	0,021	0,83
II/2	2,26	1,40	0,68	0,063	0,027	2,25
II/3	2,34	1,27	1,66	0,066	0,035	0,86
II/4	2,26	1,29	1,74	0,061	0,035	2,20
IV	2,26	1,35	1,93	0,062	0,031	1,45

Tabela 2. Udział cementytu ( $P_c$ ) oraz powierzchnia rozdziału ( $P_r$ ) cementyt - perlit

Nr wytopu	Zawartość %		Udział cementytu $P_c$ , %	Powierzchnia rozdziału: cementyt-perlit $P_r$ , $\text{mm}^2/\text{mm}^3$		
	Cu	Mn		$P_r$	$\mu^*$	$\sigma^{**}$
W	-	0,45	8,91	49,02	2,8524	6,9244
I/2	0,98	0,49	8,68	45,71	4,0601	9,8355
I/3	1,21	0,52	5,27	23,23	2,2825	5,5293
I/4	1,48	0,47	5,09	33,40	2,5701	6,2260
I/5	2,00	0,49	4,80	32,74	2,3562	6,7078
I/6	2,51	0,52	3,91	54,10	5,5652	13,4816
III/1	0,64	1,15	6,94	30,88	2,4531	5,9424
III/2	1,43	1,22	13,89	46,25	2,8954	7,0141
III/3	2,40	1,18	12,67	-	-	-
II/1	0,83	0,71	10,49	42,86	1,7794	4,3105
II/2	2,25	0,68	8,23	33,81	3,1429	7,6136
IV	1,45	1,93	10,09	30,26	2,5676	6,2201

$\mu^*$  - przedział ufności,  $\sigma^{**}$  - odchylenie standardowe

Tabela 3. Charakterystyczne cechy stereologiczne węgla żarzenia i struktury żeliwa po I stadium grafityzacji

Nr wytopu	Udział węgla żarzenia $P_g$ %	Liczba wyd. $N_g$ $1/mm^2$	Udział objętościowy węgla żarzenia %			Powierzchnia rozdziału węgla żarzenia - osnowa $mm^2/mm^3$		
			$V_{vg}$	$\mu^*$	$\sigma^{**}$	$S_{vg}$	$\mu^*$	$\sigma^{**}$
W	6,41	145,5	1,72	0,3100	0,9451	17,35	2,1020	6,3950
I/2	4,95	179,5	3,22	0,5618	1,7092	21,97	2,5098	7,6358
I/3	3,05	287,1	2,58	0,3201	0,9739	19,06	1,7738	5,3964
I/4	4,84	370,9	2,20	0,2964	0,9016	19,32	2,2605	6,8770
I/5	3,86	554,5	1,43	0,2878	0,8756	15,71	1,7877	5,4386
I/6	5,39	244,2	1,97	0,4384	1,5164	14,64	2,3811	7,2625
III/1	2,47	369,5	-	-	-	-	-	-
III/2	3,28	362,4	-	-	-	-	-	-
III/3	2,73	231,5	-	-	-	-	-	-
II/1	3,71	262,5	2,61	0,4175	1,2701	16,54	1,8661	5,6772
II/2	3,27	505,9	3,79	0,5923	1,8021	24,07	2,5391	7,7503
II/3	3,84	210,4	5,45	1,0844	3,2991	19,62	2,7026	8,2222
II/4	2,12	389,2	5,15	0,7766	2,9627	26,16	2,5236	7,6776
IV	3,68	501,8	1,27	0,2120	0,6603	13,68	1,3891	4,2261

$\mu^*$ - przedział ufności;  $\sigma^{**}$ - odchylenie standardowe

### 3. Dyskusja wyników

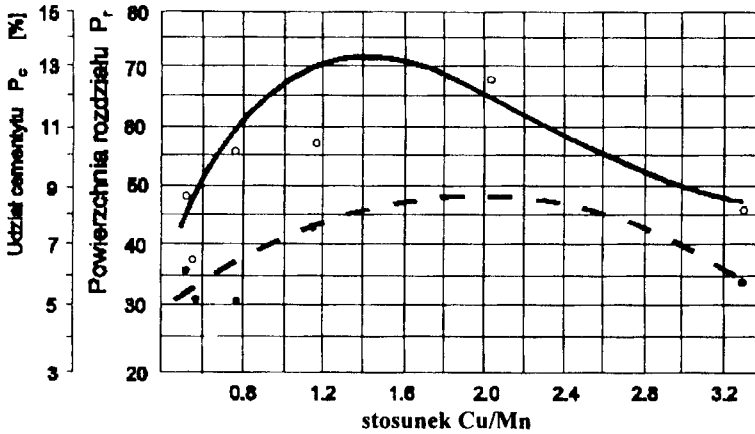
Wyniki analiz chemicznych składu żeliwa (tab.1) wskazują, że ustalone w programie parametry wytopienia żeliwa pozwoliły na uzyskanie szeregu stopów o składzie chemicznym zgodnym z założeniami.

Mikrostruktura odlanych próbek żeliwa o różnym składzie była charakterystyczna dla żeliwa białego i składała się z perlitu, cementytu i ledeburytu.

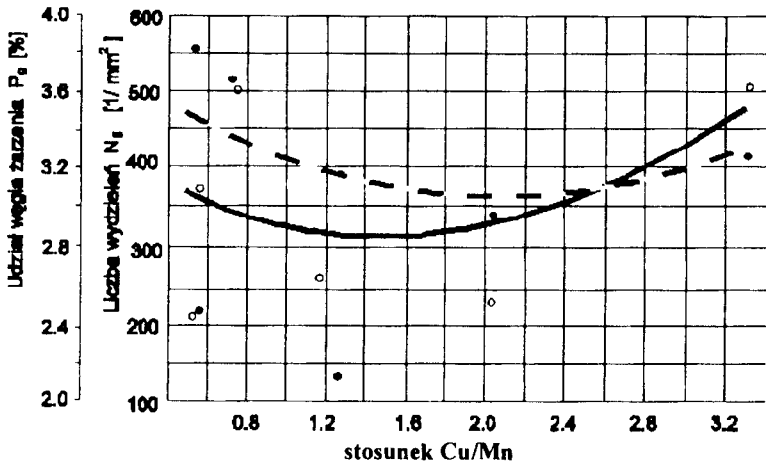
Dla ułatwienia interpretacji wpływu stosunku Cu/Mn na parametry stereologiczne żeliwa białego, tj. procentowego udziału cementytu oraz powierzchni rozdziału - perlit - cementyt ( $P_r$ ), przeprowadzono statystyczną ocenę wyników zestawioną w tabeli 2, stosując analizę korelacji i regresji funkcji  $y = ax + b$  oraz aproksymację zależności 15 równaniami wg programów opracowanych w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie. Ocenę istotności współczynników korelacji zwykłej oraz korelacji i regresji przeprowadzono testem t - Studenta na poziomach ufności 0,1; 0,05; 0,02 i 0,01. Natomiast współczynnik korelacji wielorakiej (R) oceniano testem Fischera. Pomocnym był tutaj również współczynnik Helwiga (H). Podstawą wyboru funkcji opisującej najdokładniej przebieg zależności funkcyjnej aproksymacji była suma kwadratów (s).

Analiza korelacji i regresji funkcji  $y = ax + b$  (gdzie  $y = Cu/Mn$ ,  $a x = P_v, P_r$ ) wykazała brak istotnej prostoliniowej zależności. Drogą aproksymacji funkcji (15 rów-

nianiami) ustalono zależności opisujące wpływ stosunku Cu/Mn na kształtowanie struktury żeliwa białego i przedstawiono je na rysunkach 1 i 2.



Rys.1. Wpływ stosunku Cu/Mn na udział cementytu  $P_c$  i wielkość powierzchni rozdziału  $P_r$  w strukturze żeliwa białego; linia ciągła -  $P_c$ ; linia kreskowana -  $P_r$



Rys.2. Wpływ Cu/Mn na udział węgla żarzenia  $P_g$  oraz liczbę jego wydzieleni  $N_g$  w strukturze żeliwa po I stadium grafityzacji (950 °C); linia ciągła -  $N_g$ ; linia kreskowana -  $P_g$

Przedstawione zależności wskazują, że przy wzroście stosunku Cu/Mn do ok. 1,4 powierzchnia cementytu ( $P_c$ ) zwiększa się, a przy dalszym wzroście tego stosunku maleje (rys.1). Również ze wzrostem stosunku Cu/Mn do ok. 2,0 powierzchnia rozdziału ( $P_r$ ) zwiększa się, a przy dalszym zwiększaniu tego stosunku maleje (rys.1). Pozwala to na kierowanie procesem krystalizacji żeliwa białego, prowadząc do uzyskania założonego procentowego udziału  $Fe_3C$ , a tym samym do określonego udziału

składników struktury tego żeliwa, co nie jest bez znaczenia dla przebiegu późniejszej obróbki cieplnej (czas wyżarzania).

Uzyskane w wyniku pomiarów przeprowadzonych przy użyciu QMT-720 niektóre cechy stereologiczne węgla żarzenia i struktury (tab.3) badanego żeliwa po pierwszym okresie grafityzacji (I stadium), stanowiły podstawę do określenia ilościowego wpływu stosunku Cu/Mn na strukturę żeliwa uzyskaną po izotermicznym wygrzewaniu próbek z żeliwa białego w temperaturze 950 °C w czasie 15 godzin.

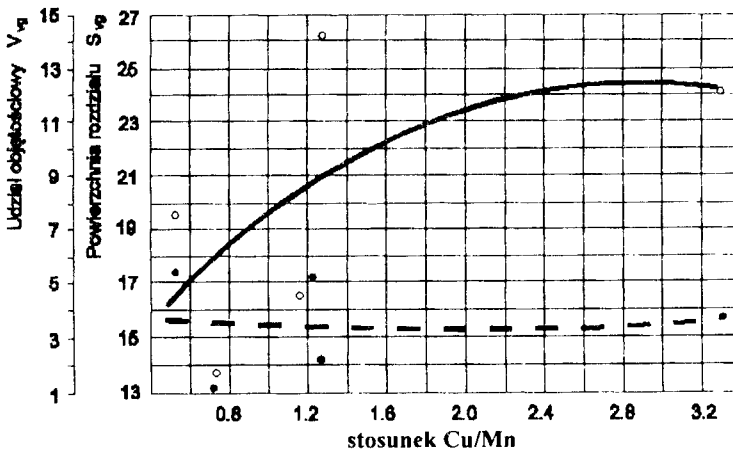
Zastosowano tutaj (podobnie jak przy ocenie żeliwa białego) analizę korelacji i regresji oraz aproksymacji funkcji uzyskując zależności przedstawione na rysunkach 2 i 3 (dla najmniejszych wartości "s").

#### 4. PODSUMOWANIE

Dobór składu chemicznego oraz warunków przeprowadzenia wytopów żeliwa białego, odlewania próbek i wyżarzania, zgodnie z przyjętym programem, zapewniły otrzymanie materiału doświadczalnego umożliwiającego ocenę roli Cu/Mn w procesie kształtowania struktury żeliwa wyjściowego oraz w I stadium wyżarzania, czyli w procesie wytwarzania żeliwa ciągliwego perlitycznego.

Przeprowadzona analiza statystyczna wyników badań doprowadziła do ustalenia zależności matematycznych; wpływu wzajemnego stosunku Cu/Mn na niektóre parametry stereologiczne struktury żeliwa białego ( $P_c$ ,  $P_r$ ) oraz podstawowe parametry stereologiczne struktury żeliwa po wyżarzaniu w temperaturze I stadium (950 °C) w czasie 15 godzin.

Wyniki analizowanego równoczesnego wpływu Cu i Mn na badanie parametru procesu wytwarzania żeliwa ciągliwego (jego strukturę) wykazały, że wpływ ten jest wypadkową oddziaływania tych pierwiastków na dany parametr, cechę jego struktury.



Rys.3. Wpływ Cu/Mn na udział objętościowy węgla żarzenia  $V_{vg}$  i na wielkość powierzchni rozdziału: węgiel żarzenia - osnowa  $S_{vg}$  w strukturze żeliwa po I stadium grafityzacji (950 °C); linia ciągła -  $S_{vg}$ ; linia kreskowana -  $V_{vg}$

## LITERATURA

- [1] Wojtysiak A.: Wpływ niklu, miedzi, cyny, chromu i fosforu na trwałość cementytu eutektycznego w żeliwie podeutektycznym. Praca doktorska. AGH, Kraków 1980
- [2] Ostrowski R.: Wpływ niklu, miedzi, cyny, chromu i fosforu na ferrytyzację bezpośrednią oraz trwałość cementytu eutektycznego w żeliwie podeutektycznym. Praca doktorska. AGH, Kraków 1977
- [3] Patterson W. Döpp R.: Zum Einfluss der Rohstoffe der Schmelzföhrung und der Schmelzbehandlung auf das Erstarrungsverhalten von Eisen - Kohlenstoff - Legierungen, besonders Temperguss. Giessereitechnik, nr 2, s. 43, 1964
- [4] Bunin K.P. i in.: Osnovy metallografii cuguna. Izd. Metallurgia, Moskva 1969
- [5] Kristal H.A.: Vlijanije legirujuscich elementov na kinetiku grafitizacii belogo cuguna. Lit. Proizv. nr 5, s. 18, 1956
- [6] Bunin K.P., Repin A.K.: O vlijanii kremnija, aluminija, nikela, medi i fosfora na formu vklucenij ugleroda otziga. Lit. Proizv. nr 4, s. 24, 1959
- [7] Lev I.J.: Raspredelenije manganca i nikela mezdu fazami v belom cugunc. MiTOM, nr 12, s. 44, 1959
- [8] Rączka J.: Żeliwo ciągliwe. PWT, Warszawa 1961
- [9] Tabor A.: Rola miedzi i manganu w procesie wytwarzania żeliwa ciągliwego. Praca doktorska. Instytut Odlewnictwa Kraków 1987
- [10] Tabor A., Cięпка M.: Wpływ miedzi na podstawowe własności mechaniczne i strukturę czarnego żeliwa ciągliwego. Przegląd Odlewnictwa nr 4, s. 109, 1974
- [11] Rączka J., Lewandowski K., Tabor A.: Żeliwo ciągliwe T. I i II. Wyd. ZPWOiSTOP, Kraków 1976
- [12] Tabor A. i in.: Wpływ pierwiastków stopowych na własności i strukturę perlitycznego żeliwa ciągliwego. Przegląd Odlewnictwa nr 12, s. 389, 1973
- [13] Tabor A. i in.: Wpływ wielkości stosunku Mn:S na własności żeliwa ciągliwego. Przegląd Odlewnictwa nr 7, s. 229, 1974
- [14] Lewandowski K., Rączka J., Tabor A.: Vlijanije manganca na proces otziga i mechničeskije svojstva perlitnogo kovkogo cuguna. Techn. i Oborud. Lit. Proizv. Ekspres Informacija, s. 1. Moskva 1970
- [15] Polański Z.: Planowanie doświadczeń w technice. PWT, Warszawa 1984

## **THE EFFECT OF Cu/Mn RATIO ON SOME STEREOLOGICAL PARAMETERS ON MALLEABLE CAST IRON**

### Summary

The effect of Cu/Mn ratio on malleable cast iron on some structure parameters has been investigated. The chemical composition of malleable cast iron was as follow C % - 2.26÷2.31; Si % - 1.25 ÷ 1.44; P % - 0.059 ÷ 0.065 %; S % - 0.025 ÷ 0,054 %. The copper and manganese contents were changed respectively in the range between 0.64 ÷ 2.40 % and 0.045 ÷ 1.93 %. Quantimeter QTM-720 has been used to examine the specimen stereological parameters in the cast and annealing specimens. Diagrams show the Cu/Mn ratio vs amount of  $Fe_3C$  in the structure and interphase boundary  $Fe_3C$ /pearlite.



## **NOWE MATERIAŁY DO PRODUKCJI KORBOWODÓW BEZPANEWKOWYCH**

Anna Rutkowska, Józef Kłaput

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

Coraz częściej wiele znaczących firm zachodnich wprowadza do produkcji silników spalinowych małej mocy bezpanewkowe korbowody. Najczęściej są one wykonane ze stopów lekkich na bazie aluminium. Materiały te winny posiadać takie właściwości, aby zbędne było wykonywanie osobnych panewek ze specjalnego stopu łożyskowego. Przygotowano taki korbowód do eksploatacji. Dobór składu materiału poprzedzono szczegółową analizą warunków w jakich będzie on pracować. W oparciu o dane z literatury technicznej oraz uwzględniając doświadczenia własne prześledzono wpływ poszczególnych dodatków stopowych na mikrostrukturę i własności stopów łożyskowych na bazie aluminium. Zaprojektowano dwa różne stopy typu "silumin". Opracowano technologię otrzymywania gotowych korbowodów. Równolegle przeprowadzono badania własności mechanicznych, fizycznych i strukturalnych materiału, z którego wykonano korbowody.

### **1. WPROWADZENIE**

Wiele znaczących firm zachodnich wprowadza do produkcji silników małej mocy korbowody bezpanewkowe. Najczęściej wykonywane są one ze stopów lekkich na bazie aluminium. Materiały te winny posiadać takie właściwości, aby zbędne było wykonywanie osobnych panewek za specjalnego stopu łożyskowego. Celem badań było opracowanie i przygotowanie materiału, który wykazywałby cechy przynależne stopom łożyskowym oraz materiałom stosowanym na korbowody, a następnie wykonanie takiego korbowodu i przekazanie go do eksploatacji.

### **2. ZAŁOŻENIA WSTĘPNE**

Przyjęto, że projektowany materiał przeznaczony będzie do wykonania bezpanewkowego korbowodu silnika 4-suwowego o mocy do 8 kW i obrotach  $n = 800 \div 4000$  obr/min. W silnikach o powyższych parametrach maksymalne obciążenie stopy wynosi

$P_{\max} = 10$  kN, tzn., że naprężenie w tej części korbowodu nie powinno przekraczać 50 MPa, a maksymalne dopuszczalne zużycie panewek nie może być większe od 20  $\mu\text{m}$ , po 90 mln cykli pracy. Projektowany korbowód będzie współpracował z wałem korbowym wykonanym ze stali 65 oraz ze sworzniem tłokowym wykonanym ze stali 16HG lub 15HGN. Zarówno czopy wału jak i sworznie tłokowe będą utwardzone do twardości  $62 \div 65$  HRC.

### 3. WYMAGANIA STAWIANE KORBOWODOM I STOPOM ŁOŻYSKOWYM

W korbowodach w czasie pracy rozkład naprężeń jest dość znacznie zróżnicowany. Występują w nim zarówno naprężenia ściskające i zginające, jak i niewielkie naprężenia rozciągające. Ich wartość zmienia się w zależności od kąta obrotu korby, a ponadto wartość tych naprężeń jest różna w poszczególnych częściach korbowodu. Określenie wartości tych naprężeń jest dość trudnym zadaniem. Materiał przeznaczony na korbowody musi zatem charakteryzować się nie tylko odpowiednią wytrzymałością na rozciąganie ( $R_m$ ), granicą plastyczności ( $R_e$ ), odpowiednimi własnościami plastycznymi: wydłużeniem ( $A_5$ ), przewężeniem ( $Z$ ), ale i dostateczną wytrzymałością na zmęczenie przy wahadłowym rozciąganiu i ściskaniu.

Drugim niezwykle ważnym zagadnieniem jest współpraca korbowodu z czopem wału korbowego. Z reguły współpraca ta odbywa się poprzez tulejkę (lub panewkę) wykonaną ze stopu łożyskowego oraz filtr olejowy.

Badania zmierzały do opracowania takiego korbowodu, który współpracuje z wałem i sworzniem tłokowym bez udziału półpanewek i tulejki. Bezpośrednia współpraca korbowodu zarówno ze sworzniem jak i wałem stawia przed materiałem, z którego będzie on wykonany, szczególne wymagania. Musi on posiadać zdolność do współpracy ze stalą w warunkach tarcia ślizgowego oraz charakteryzować się właściwościami przynajmniej zbliżonymi do właściwości stopów łożyskowych. Istotnym czynnikiem decydującym o właściwościach stopu łożyskowego jest jego mikrostruktura. W stopach aluminium przy założonym składzie chemicznym można ją kształtować nie tylko poprzez modyfikację i obróbkę plastyczną, ale również poprzez odpowiednią obróbkę cieplną.

Przy doborze materiału na panewki łożyskowe przyjmuje się, że:

- twardość stopu łożyskowego powinna być 4 – 5 razy większa od twardości wału korbowego [1], czyli ok. 150 HB (81 HRB),
- rzeczywiste naciski wału na panewkę nie powinny być większe niż granica plastyczności stopu łożyskowego. Według R. Kamps'a [2] można z dużym przybliżeniem przyjąć, że wielkość tych nacisków powinna wynosić  $p_m \leq (3 \div 5)$  HB. Z tej szacunkowej oceny wynika, że granica plastyczności stopu, z którego wykonany będzie korbowód, powinna wynosić  $R_e \text{ min. } > 60$  MPa, zaś twardość  $> 100$  HB.

Reasumując można stwierdzić, że projektowany stop powinien posiadać ponadto dobre właściwości ślizgowe, dobre przewodnictwo cieplne, małą rozszerzalność cieplną, zdolność do absorbowania zanieczyszczeń itp.

#### 4. BADANIA WŁASNE

Dobór właściwego materiału poprzedzono szczegółową analizą własności stopów łożyskowych na osnowie aluminium. Analiza ta wykazała, że większość z tych stopów spełnia wymagania wytrzymałościowe, natomiast nie spełnia wymagań dotyczących twardości. Następnie prześledzono wpływ poszczególnych dodatków stopowych na mikrostrukturę i własności stopów łożyskowych na bazie aluminium. W oparciu o tą analizę oraz uwzględniając doświadczenia własne ustalono, że próbne korbowody zostaną wykonane z dwu różnych stopów typu "silumin", których składy chemiczne zamieszczono w tabeli 1.

Tabela 1. Skład chemiczny stopów

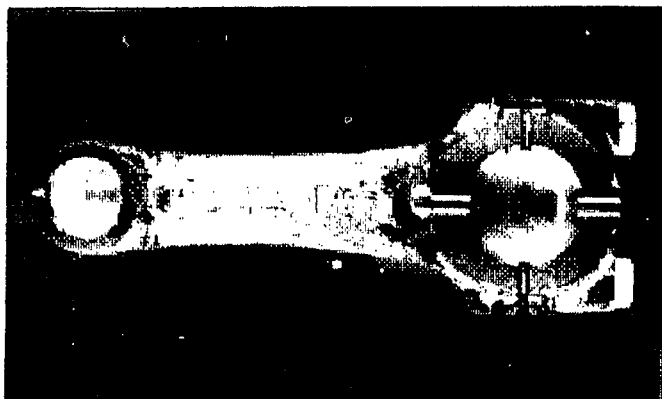
Stop	Skład chemiczny w %							
	Mg	Fe	Cu	Si	Ti	Mn	Ni	Al
A	0,40	0,26	1,89	6,00	0,19	—	—	reszta
B	0,72	0,40	1,36	12,50	—	0,10	1,09	reszta

Z obu stopów odlano wałki o średnicy 60 mm i długości  $l = 170$  mm, które następnie obrabiono plastycznie. Dodatkowo ze stopu A wykonano odlew korbowodu. Odlewy wykonano w formach piaskowych w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie.

Odlewane wałki z obu stopów (A i B) prasowano na prasie o maksymalnym nacisku 160 T po uprzednim podgrzaniu wałków oraz kowadeł do temperatury 480°C. Pierwszą operację prasowania wykonano w kowadłach o przekroju eliptycznym, natomiast drugą w kowadłach o przekroju spłaszczonego sześciokąta. Stopień przerobu wynosił około 45 %. Tak wykonane półfabrykaty i odlewy korbowodów poddano obróbce cieplnej. Warunki obróbki cieplnej ustalono na podstawie analizy danych z literatury oraz przeprowadzonych prób i doświadczeń. Dla obu stopów przyjęto takie same parametry obróbki cieplnej, a mianowicie:

- przesycanie - 510 °C, czas grzania 5 godz., chłodzenie w wodzie o temperaturze 60°C,
- starzenie - temperatura 170 °C, czas grzania 16 godz., chłodzenie w powietrzu.

Z odlewów i półfabrykatów korbowodów po ich obróbce cieplnej pobrano próbki do badań mechanicznych, fizycznych oraz strukturalnych. Ostateczny kształt nadano korbowodom na drodze obróbki skrawaniem. Na rysunku 1 pokazano widok ogólny takiego korbowodu.



Rys. 1. Widok korbowodu

#### 4.1. Własności stopów

Przeprowadzono następujące badania: pomiary twardości, badania wytrzymałości na ściskanie i rozciąganie, badania współczynnika tarcia oraz pomiary współczynników rozszerzalności liniowej. Wytrzymałość na rozciąganie badano na próbkach okrągłych o średnicy  $d_0 = 15$  mm z główkami (bez gwintu), wykonanych zgodnie z normą PN-91/H-04310. Badanie wytrzymałości na ściskanie wykonano na próbkach walcowych o wymiarach  $\phi 10 \times 100$  mm zgodnie z PN-91/H-04320. Wyniki wytrzymałości na rozciąganie oraz wytrzymałości na ściskanie (średnia z trzech pomiarów) zestawiono w tabeli 2.

Tabela 2. Wytrzymałość na rozciąganie oraz na ściskanie stopów A i B

Stop	Odlewany i obrobiony cieplnie		Po prasowaniu i obróbce cieplnej	
	$R_m$	$R_c$	$R_m$	$R_c$
A	475	349	362	390
B	494	376	386	372

Pomiary twardości wykonano metodą Rockwella (skala B), a wyniki pomiarów zamieszczono w tabeli 3.

Pomiary współczynników rozszerzalności liniowej stopów A i B wykonane zostały metodą dylatometryczną w laboratorium Instytutu Metalurgii AGH. Wyniki zestawiono w tabeli 4.

Do wyznaczenia współczynnika tarcia stopów A i B zastosowano metodę swobodnego klina. Istotą metody jest pomiar sił działających na swobodny klin obciążony siłą pionową, wywołującą jego przemieszczanie w kierunku poziomym [3]. Metoda ta jest szczególnie przydatna do porównawczych pomiarów współczynników tarcia. Badania prowadzono przy obciążeniu  $4 \text{ kN} \div 5 \text{ kN}$  zmieniającym się skokowo co  $0,25 \text{ kN}$ . Przeciwpółka wykonana była ze stali 55 o twardości powierzchniowej 50 HRC i wypo-

lerowanej powierzchni trącej. Wyniki pomiarów współczynników tarcia stopów A i B w stanie szlifowanym i po polerowaniu zamieszczono w tabeli 5.

Tabela 3. Wyniki pomiarów twardości

Stop	Twardość stopów HRB			
	w stanie lanym		po prasowaniu	
	po przesycaaniu	po starzeniu	po przesycaaniu	po starzeniu
A	-	73 <sup>±2</sup>	30 <sup>±4</sup>	67 <sup>±4</sup>
B	-	75 <sup>±3</sup>	28 <sup>±3</sup>	69 <sup>±4</sup>

Tabela 4. Średnie współczynniki rozszerzalności liniowej

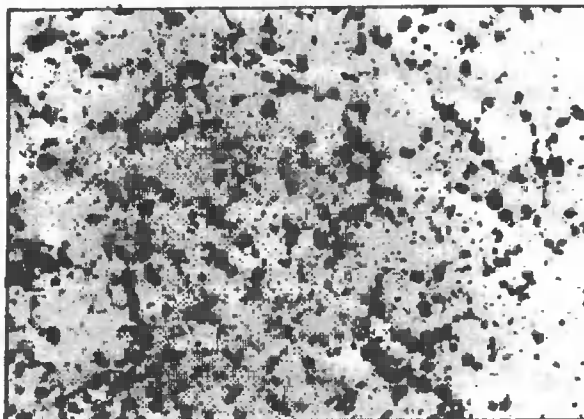
Zakres temperatury °C	Współczynnik rozszerzalności liniowej $\lambda$ , $10^{-6} \text{ K}^{-1}$			
	po przesycaaniu		po starzeniu	
	stop A	stop B	stop A	stop B
17 ÷ 100	22,3	20,4	22,2	20,0
17 ÷ 200	22,0	20,3	21,6	20,0
17 ÷ 300	24,8	22,1	22,2	21,5
17 ÷ 400	24,4	22,5	22,4	22,0

Tabela 5. Wyniki pomiaru współczynników tarcia

Obciążenie kN	Współczynnik tarcia $\mu$			
	próbki polerowane		próbki szlifowane	
	stop A	stop B	stop A	stop B
4 ÷ 5	0,161 <sup>± 0,009</sup>	0,118 <sup>± 0,005</sup>	0,152 <sup>± 0,008</sup>	0,137 <sup>± 0,004</sup>

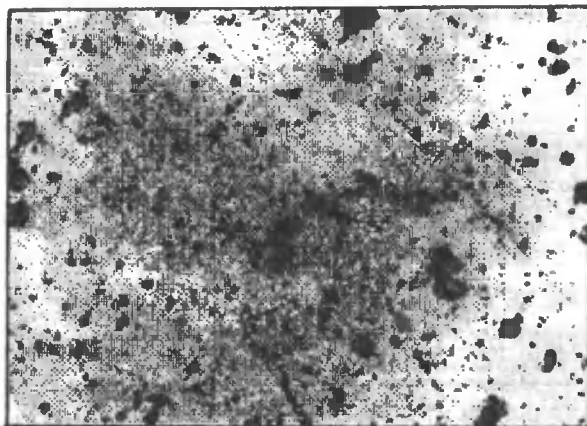
#### 4.2. Badania mikroskopowe

Obserwacje mikroskopowe zglądów metalograficznych wykonanych ze stopów A i B, zarówno w stanie lanym jak i po obróbce plastycznej i obróbce cieplnej, prowadzono po ich uprzednim wytrawieniu 0,5 % wodnym roztworem kwasu fluorowodorowego. Po odlaniu zarówno stop A jak i stop B mają podobną, typową budowę złożoną ze stosunkowo dużych dendrytów na tle drobnoziarnistej eutektyki. Nie prowadzono identyfikacji występujących faz. Obróbka plastyczna i następną obróbką cieplną prowadzi do bardzo wyraźnego ujednorodnienia mikrostruktury. W miejsce budowy o charakterze dendrytycznym pojawia się struktura, w której stosunkowo drobne cząstki twardych faz tworzą swego rodzaju siatkę wokół ziarn osnowy - rysunek 2. Tego rodzaju budowa częściej występuje w stopie A.



Rys.2. Struktura stopu A po obróbce plastycznej i obróbce cieplnej. Pow. 500x

W stopie B jest ona mniej wyraźna. W strukturze tego stopu rozłożenie kryształów twardej fazy jest bardziej równomierne; obok dość licznie występujących drobnych wydzieliń twardej fazy, występują pojedyncze większe kryształy o charakterystycznym kształcie wieloboków - rysunek 3.



Rys. 3. Struktura stopu B po obróbce plastycznej i obróbce cieplnej. Pow.500x

## 5. PODSUMOWANIE

Na podstawie analizy danych z literatury wytypowano stopy, które jak można się spodziewać, spełnią wymagania konstruktora. Starano się przy tym, aby skład chemiczny tych stopów nie odbiegał zbyt znacznie od składów stopów ujętych w PN, co powinno ułatwić wykonanie korbowodów w warunkach produkcyjnych.

1. Przeprowadzone na próbkach specjalnych badania własności fizycznych i wytrzymałościowych zarówno stopów w stanie litym, jak i po obróbce plastycznej, wskazują na pełną przydatność zaproponowanych stopów do wykonania korbowodów.

2. Mikrostruktura obu stopów, szczególnie po obróbce plastycznej i obróbce cieplnej, jest typowa dla materiałów na łożyska ślizgowe. Dla pełnej ich przydatności w założonych warunkach pracy konieczne są badania odporności na zużycie ściernie. Wykonane korbowody przekazano do badań zużycia w warunkach eksploatacji. Badania trwają.
3. Opracowanie szczegółowej instrukcji wykonania bezpanewkowych korbowodów dla silników małej mocy wymaga jeszcze badań wytrzymałości korbowodów w całości. Badania te będą wykonane po próbach eksploatacyjnych.

## LITERATURA

- [1] Milewitz K.: Lager und Schmierung. Springer, Wien 1962
- [2] Kamps R.: Lager und Schundertechnik. Kommissinsverlag: VCI -Verlag GmbH, Dusseldorf 1957
- [3] Polański Z., Radwański M., Waresiak E.: Obróbka plastyczna. Tom XXII Z.4, s. 157–159, 1983

## NEW MATERIALS FOR MANUFACTURING BEARING BUSH-LESS CONNECTING-RODS

### Summary

In this paper there are presented two types of high-silicon aluminium alloys design at Technical University Cracow. The silumins can be used for manufacturing bearing bush-less connecting-rods. The authors present structure, mechanical and physical properties for both materials.





## BADANIE KRUCHOŚCI WARSTW TiN i CrN

Anna Rutkowska, Marek Dąbrowski\*

Politechniki Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali

\* Politechniki Krakowska, Instytut Technologii Maszyn i Automatykacji Produkcji  
Al. Jana Pawła II nr 37, 31-864 Kraków

Podano rezultaty badań jakościowej oceny kruchości warstw TiN i CrN na stali gatunku SW7M. Przeprowadzono próby zginania "statycznego" próbek ze stali szybkoctnej SW7M po typowej dla tego gatunku obróbce cieplnej, poddanych następnie azototytanowaniu lub azotochromowaniu z oczyszczaniem azotem bądź argonem. Celem badań było uchwycenie strzałki ugięcia, przy której pojawiają się pierwsze pęknięcia warstwy. Próby zginania "statycznego" przeprowadzono na mikrozginarce zapewniającej tzw. zginanie czteropunktowe, umożliwiające uzyskanie stałego momentu zginającego, a co za tym idzie, stanu jednoosiowego rozciągania na jednej powierzchni, zaś na powierzchni przeciwległej jednoosiowego ściskania. Wykonano pomiary grubości i mikrotwardości warstw TiN i CrN oraz badania strukturalne i metalograficzne. Próby zginania "statycznego" wykazały, że plastyczność i przyczepność do podłoża warstw azotochromowanych była nieco lepsza od warstw azototytanowanych. Wszystkie próbki po azotochromowaniu uległy zniszczeniu bez uprzednich objawów wykruszania lub pęknięcia warstwy, natomiast w większości próbek azototytanowanych proces zniszczenia poprzedzony był wykruszaniem warstwy raz po stronie ściskanej, to znowu po stronie rozciąganej.

### 1. WPROWADZENIE

Dynamiczny rozwój wielu gałęzi przemysłu maszynowego stawia bardzo wysokie wymagania materiałom konstrukcyjnym i narzędziowym stosowanym w tym przemyśle. Dlatego też wzrasta zainteresowanie technologiami podwyższającymi właściwości fizykochemiczne i mechaniczne warstw wierzchnich. Jedną z technologii, która pozwala zwiększyć trwałość narzędzi, jest azototytanowanie bądź azotochromowanie. Wpływ warstw azototytanowych bądź azotochromowych na własności użytkowe narzędzi uzależniony jest od wielu czynników: przede wszystkim od składu chemicznego,

struktury oraz stanu naprężeń własnych. Podatność warstw azototytanowanych i chromoazotowanych na uszkodzenia zależna jest od ich własności plastycznych, przyczepności do podłoża oraz właściwości podłoża. Jak dotychczas nie ma jednolitej metody oraz kryteriów oceny kruchości tych warstw. W badaniach zastosowano jedną z metod jakościowej oceny kruchości, a mianowicie próby tzw. "statycznego" zginania.

## 2. MATERIAŁ DO BADAŃ

Badania ruchowe oraz badania składu chemicznego i strukturalne prowadzono na wiertłach NWkb o średnicy 8, 10 i 12 mm, wykonanych ze stali szybko tnącej SW7M. Badania kruchości warstw azototytanowanych i chromoazotowanych wykonano na specjalnych próbkach przystosowanych do prób zginania. Na próbkach tych przeprowadzono również badania metalograficzne. Zarówno wiertła jak i próbki do badań kruchości poddano typowej dla tego gatunku stali obróbce cieplnej (hartowanie i dwukrotne odpuszczanie), uzyskując na próbkach do badań kruchości i na częściach roboczych wiertel twardości od 57 do 60 HRC. Następnie wiertła i próbki do próby zginania poddano azototytanowaniu, natomiast azotochromowaniu tylko próbki do próby zginania. Proces azototytanowania prowadzono w dwóch wariantach: jedną partię z oczyszczaniem azotem, a drugą z oczyszczaniem argonem. Czas trwania procesu w obu przypadkach wynosił: etap I - 12 minut, etap II - 30 do 70 s, etap III - 20 minut. Proces azotochromowania wykonano z oczyszczaniem azotem z tym, że jedną partię wykonano w sposób ciągły, zaś w drugiej proces przerywano po 3 minutach, a następnie powtarzano. Czas trwania etapu I wynosił 10 minut, etapu II - 50 s, zaś etapu III - 20 minut.

## 3. BADANIA STRUKTURALNE I SKŁADU CHEMICZNEGO WARSTW WIERZCHNICH

Badania strukturalne warstw i materiału podłoża wykonano metodą analizy rentgenowskiej przy pomocy dyfraktometru DRON 2. Do analizy widma rentgenowskiego warstw azototytanowych i azotochromowych zastosowano miedź o długości fali  $K\ 0,1542\ \text{nm}$ . W wyniku przeprowadzonej analizy stwierdzono, że warstwy azototytanowane mają budowę krystaliczną. Refleksy odpowiadające strukturze regularnej TiN są bardzo wyraźne. Praktycznie nie stwierdzono w warstwie obecności domieszki  $Ti_2N$ . W strukturze podłoża zarówno próbek azototytanowanych jak i azotochromowanych stwierdzono głównie obecność martenzytu, oraz śladowe ilości austenitu i cementytu. w warstwie azotochromowanej zaobserwowano jedynie obecność regularnego azotku chromu. W tym przypadku struktura krystaliczna była widoczna słabiej niż w warstwach azototytanowanych. Znacznie wyraźniejsza jest natomiast struktura podłoża, co wskazuje na nieznaczną grubość warstwy azotochromowanej

Badania składu chemicznego przeprowadzono przy zastosowaniu metody AES (spektroskopia elektronów Augera). Stwierdzono, że w warstwie azototytanowanej (skład powierzchniowy) występuje - 42 % tytanu, 52 % azotu, 5 % węgla i poniżej 1 % tlenu, zaś w warstwie azotochromowej - 36 % chromu, 57 % azotu, 2 % węgla,

poniżej 1 % tlenu i 4 % tytanu. Obecność w warstwie azotochromowanej tytanu wynikała z zanieczyszczenia przyspieszacza plazmowego tym pierwiastkiem w czasie długiej eksploatacji.

#### 4. BADANIA METALOZNAWCZE

Badaniom metaloznawczym poddano próbki zarówno po azototytanowaniu jak i po azotochromowaniu. Celem tych badań było określenie grubości warstwy powierzchniowej, jej twardości oraz mikrostruktury. Twardość powierzchniową warstwy mierzone według metody Vickersa, na mikrotwardościomierzu Hannemana przy obciążeniu 0,049 N (5 G).

Badania metalograficzne przeprowadzono na zglądach wzdłużnych i poprzecznych trawionych 4 % azotalem.

Mikrostruktura rdzenia próbek była typowa: składała się ona z bardzo drobnego martenzytu odpuszczonego austenitu nieprzemienionego oraz węglików pierwotnych i wtórnych o nieznacznie zaznaczonej pasmowości - wzorzec 1, szereg b według norm: PN- 92/H-04517 i PN-94/H-93012.

Warstwa powierzchniowa próbek azototytanowanych składała się z cienkiej ( $0,7 \pm 2,0 \mu\text{m}$ ) dość równomiernej warstewki azotków tytanu i węglikoazotków tytanu o twardości powyżej  $2800 \mu\text{HV}_{0,005}$  i leżącej pod nią strefy o grubości około 0,1 mm wzbogaconej w azot o strukturze martenzytu odpuszczonego z licznymi, drobnymi, globularnymi wydzieleniami azotków i węgloazotków (wyraźnie intensywniej trawiąca się).

Warstwa powierzchniowa próbek azotochromowanych składała się z bardzo cienkiej ( $0,4 \pm 0,6 \mu\text{m}$ ) warstewki węgloazotków chromu dla procesu ciągłego i nieco grubsze (ok.  $0,8 \mu\text{m}$ ) na próbkach z przerywanym azotochromowaniem. Mikrotwardość warstwy wynosiła ok.  $2300 \mu\text{HV}_{0,005}$  (z uwagi na niewielką grubość warstwy, twardość tą należy traktować z dużym przybliżeniem). Pod warstwą węgloazotków chromu obserwowano bardzo ciekłą strefę (ok.  $0,3 \mu\text{m}$ ) wzbogaconą w azot (intensywniej trawiąca się).

#### 5. BADANIE KRUCHOŚCI WARSTW AZOTOTYTANOWANYCH I AZOTOCHROMOWANYCH

Badania kruchości warstw azototytanowanych i azotochromowanych, których celem było uchwycenie strzałki ugięcia, przy której pojawiają się pierwsze pęknięcia warstwy, przeprowadzono na mikrozginarce, stanowiącej przystawkę do mikroskopu typu Neophot 2. Zapewnia ona tzw. czteropunktowe zginanie, umożliwiając uzyskanie stałego momentu, a co za tym idzie stanu jednoosiowego rozciągania na jednej powierzchni, zaś na powierzchni przeciwległej jednoosiowego ściskania. Dokładność pomiaru siły wynosiła 9,81 N. Strzałkę ugięcia mierzono na czujniku zegarowym z dokładnością do 0,01 mm.

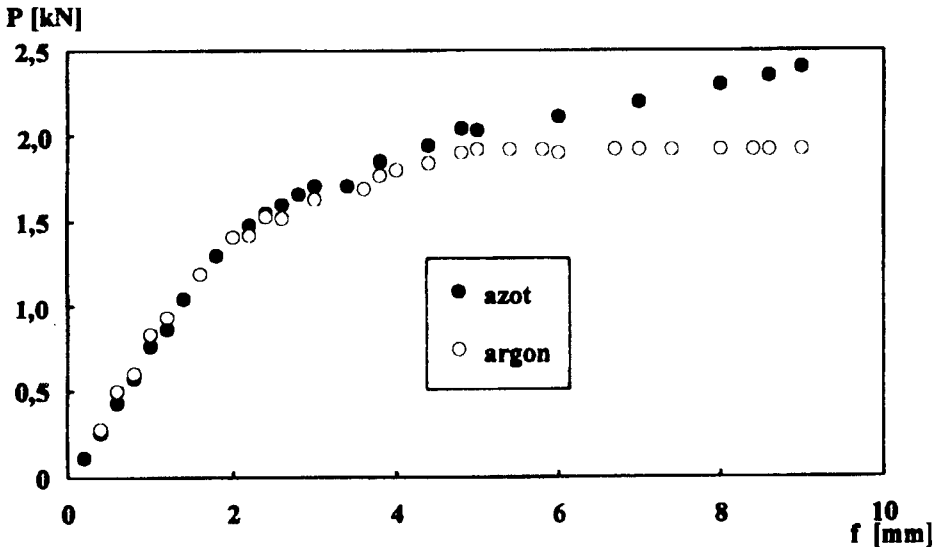
Wyniki pomiarów siły zginającej dla określonej strzałki ugięcia próbek azoto-

tytanowanych zestawiono w tabeli 1, zaś na rysunku 1 przedstawiono krzywe zginania w układzie strzałka ugięcia  $f$  - siła zginająca  $P$ , wykreślone na podstawie wartości średnich.

Pierwsze wykruszenia warstw azototytanowanych z oczyszczaniem azotem pojawiły się po stronie ściskanej przy strzałce ugięcia  $f = 5$  mm ( $P = 2,03$  kN) i 7 mm ( $P = 2,20$  kN). Od tego momentu ilość wykruszeń wzrastała. Jedna próbka uległa zniszczeniu przy strzałce ugięcia  $f = 3,6$  mm ( $P = 1,86$  kN) bez uprzednich objawów wykruszenia warstwy.

Na próbkach azototytanowanych z oczyszczaniem argonem pierwsze wykruszenia warstwy pojawiły się przy strzałce ugięcia  $f = 2$  mm ( $P = 1,41$  kN) po stronie rozciąganej. Przy strzałkach ugięcia  $f = 1,7 \div 2,3$  mm powstawało bardzo dużo drobnych odprysków, które tworzyły wokół próbki chmurę pyłków. To bardzo charakterystyczne zjawisko obserwowano tylko na próbkach azototytanowanych z oczyszczaniem azotem i to na powierzchniach ściskanych. Obserwacja próbek przy pow. 20x na etapie zginania wykazała, że w pewnych obszarach powierzchni warstewka azototytanów została prawie całkowicie wykruszona. Obszary te po stronie ściskanej obejmowały ok. 20 % powierzchni próbki; w strefie rozciąganej i na powierzchniach bocznych były dużo mniejsze. W miarę wzrostu odkształcenia obszary te powiększały się. Wyniki pomiaru siły  $P$  wywołującej określoną strzałkę  $f$  dla próbek azotochromowanych zestawiono w tabeli 2, zaś na rysunku 2 przedstawiono krzywe zginania w układzie strzałka ugięcia  $f$  - siła zginająca  $P$ , wykreślone dla wartości średnich.

Wszystkie próbki po azotochromowaniu uległy zniszczeniu bez uprzednich objawów wykruszania warstwy dyfuzyjnej.



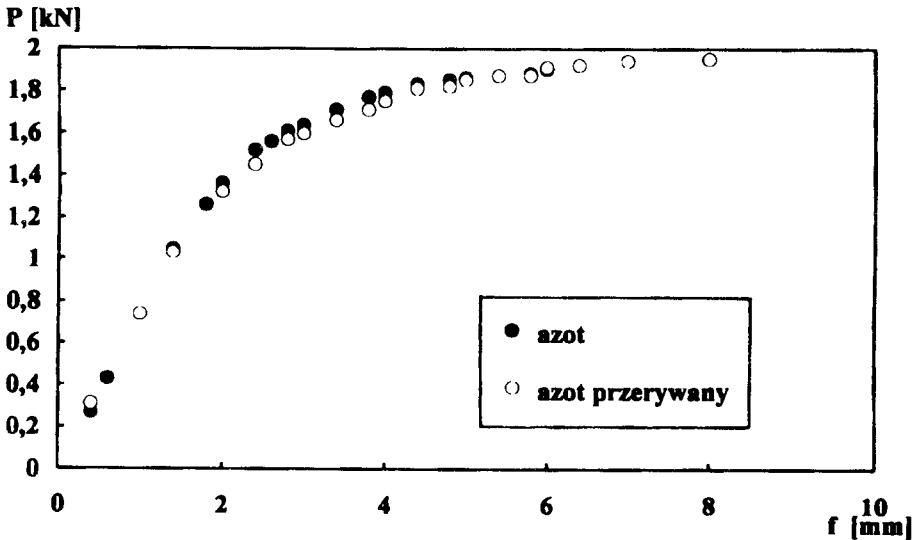
Rys. 1. Krzywe zginania próbek azototytanowanych

Tabela 1. Wyniki próby zginania próbek po azototytanowaniu

Strzałka ugięcia, mm	Siła P, kN							
	Oczyszczanie azotem				Oczyszczanie argonem			
	1	2	3	średnia	1	2	3	średnia
0,20	0,12	0,12	0,12	0,12	-	-	-	-
0,40	0,26	-	-	0,26	0,26	0,30	-	0,28
0,60	0,42	0,44	0,44	0,43	-	-	0,50	0,50
0,80	0,57	-	0,57	0,57	0,60	0,60	0,60	0,60
1,00	0,72	0,75	0,80	0,76	-	0,80	0,85	0,83
1,20	0,86	0,86	-	0,86	0,93	0,97	-	0,95
1,40	1,00	1,08	-	1,04	-	-	-	-
1,60	1,15	-	1,24	1,19	1,20	1,22	1,15	1,19
1,80	1,29	1,32	-	1,30	-	-	-	-
2,00	1,39	-	1,43	1,41	1,40 <sup>1)</sup>	1,40 <sup>1)</sup>	1,42 <sup>1)</sup>	1,41 <sup>1)</sup>
2,20	1,48	1,48	-	1,48	-	1,42	-	1,42
2,40	1,55	1,55	-	1,55	1,54 <sup>2)</sup>	-	1,52 <sup>2)</sup>	1,53
2,60	1,60	1,60	1,60	1,60	-	1,52 <sup>2)</sup>	-	1,52
2,80	1,66	1,66	-	1,66	-	-	-	-
3,00	1,74	1,70	1,68	1,71	1,64	-	1,62	1,63
3,40	1,84	1,80	1,78	1,81	-	-	-	-
3,60	złom	-	-	-	1,70	-	1,68	1,69
3,80		1,86	1,84	1,85	-	1,75	1,78	1,77
4,00		-	-	-	1,80	-	1,80	1,80
4,40		1,96	1,92	1,94	1,85	1,80	1,86	1,84
4,80		2,04	-	2,04	1,90	-	1,90	1,90
5,00		2,06	2,01 <sup>1)</sup>	2,03 <sup>1)</sup>	1,92	-	1,92	1,92
5,40		-	-	-	1,92	-	1,92	1,92
5,80		-	-	-	1,92	-	1,92	1,92
6,00		2,18	2,04	2,11	1,92	1,88	1,92	1,90
6,70		-	-	-	1,92	złom	1,92	1,92
7,00		2,20 <sup>1)</sup>	złom	2,20 <sup>1)</sup>	1,92		1,92	1,92
7,40		-		-	złom		1,92	1,92
8,00		2,30		2,30			1,92	1,92
8,40		-		-			1,92	1,92
8,60		2,35		2,35			1,92	1,92
9,00		2,40↓		2,40			1,92↓	1,92

1) pierwsze wykruszenia warstwy; 2) chmura pyłków





Rys.2. Krzywe zginania próbek azotochromowanych

## 6. PODSUMOWANIE

W podsumowaniu można stwierdzić, że:

- ani warstwy azototytanowane, ani warstwy azotochromowane nie mają istotnego wpływu na przebieg zginania z uwagi na ich bardzo małe grubości;
  - próby zginania " statycznego" wykazały, że plastyczność i przyczepność do podłoża warstw azotochromowanych jest wyraźnie lepsza od warstw azototytanowanych. Trzeba jednak wziąć pod uwagę fakt, że grubość warstw azotochromowanych była mniejsza od azototytanowanych;
  - w miejscach gdzie na powierzchni próbki znajdowało się pasmo węglików, przyczepność warstwy do podłoża była szczególnie niska. Może to być jedna z istotnych przyczyn rozrzutu właściwości skrawnych narzędzi z pokryciem TiN;
  - zaobserwowano charakterystyczne zjawisko wykruszania warstw azotytanowanych z oczyszczaniem argonem w postaci "chmury pyłków", które występuje głównie na powierzchniach ściskanych. Na razie nie ustalono bezpośrednich przyczyn tego zjawiska;
  - eksploatacyjne badania wiertel z pokryciem TiN, oczyszczanych w argonie i w azocie, potwierdziły wyniki badań fizycznych, strukturalnych i badań kruchości.
- Relacja pomiędzy średnią trwałością badanych wiertel jest następująca:
- wiertła  $\phi$  8 mm: bez pokrycia; Ar - TiN : N - TiN = 1 : 2,2 : 3
  - wiertła  $\phi$  10 mm: bez pokrycia; Ar - TiN : N - TiN = 1 : 2,5 : 4

## TESTING OF FRAGILITY OF TiN AND CrN LAYERS

### Summary

The results of testing fragility of TiN and CrN coatings on the grade of steel SW7M are given. The research programme included static bend test with samples from high-speed steel. The samples, after typical for this type this heat treatment, were then coated with TiN and CrN layers with nitrogen or argon ion bombardment. The aim of the testing was to catch deflection, when the first cracks of the coating appeared. Static bend test displayed that plasticity and adhesion to the base of CrN coated layers was better than of TiN ones.



## **SPAJANIE ODLEWÓW PRZEGUBÓW Z RURĄ WAŁÓW DO NAPĘDU MASZYN ROLNICZYCH**

Adam Tabor, Waclaw Ptak, Marek Szczybura\*

Politechnika Krakowska, Instytut Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
\*Politechnika Krakowska, Instytut Maszyn Roboczych  
Al. Jana Pawła II nr 37, 31-864 Kraków

Przedstawiono wyniki badań spawalności operatywnej odlewów z żeliwa sferoi -  
dalnego ze stałą niskowęglową. Opracowano wytyczne spajania przegubów z rurą  
za pomocą spawania i zgrzewania tarciovego. Omówiono wyniki prób eksploata -  
cyjnych spawanych i zgrzewanych tarciovo wałów przegubowo-teleskopowych  
oraz przedstawiono stwierdzenia i wnioski końcowe.

### **1. WSTĘP**

Podczas łączenia części metalowych z tego samego tworzywa w jedną całość  
dąży się do tego, aby uzyskiwać w każdym miejscu tego połączenia możliwie jednakowe  
własności. W przypadku spawalnych rodzajów stali cel ten można łatwo osiągnąć, w  
przypadku zaś tworzyw odlewniczych dość długo uważano, że jest to niemożliwe [1-3].

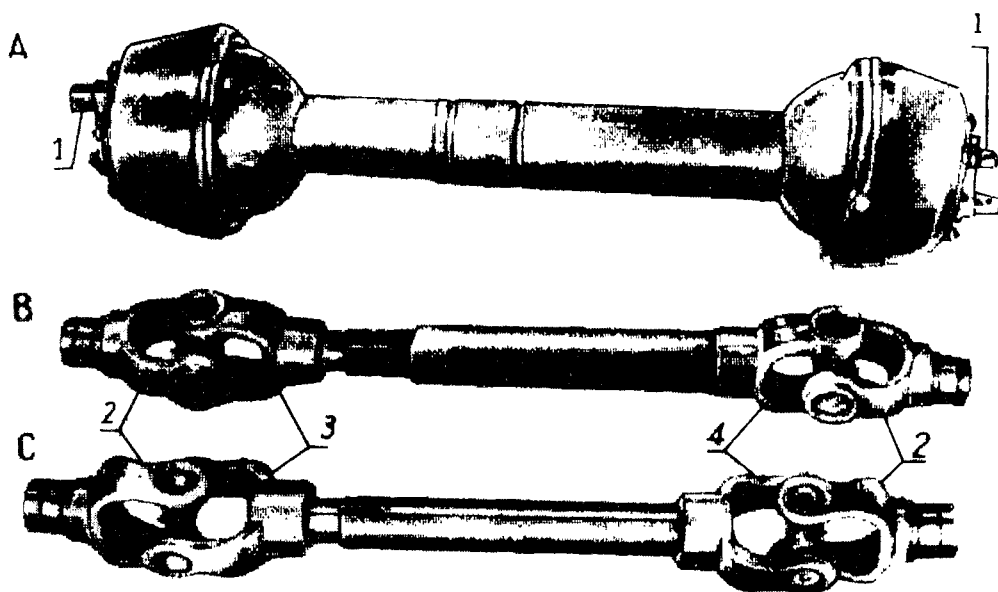
Obecna technika spawania i zgrzewania pozwala jednak, przy starannej analizie  
struktury odlewów żeliwnych, przy doborze właściwych elektrod i parametrów spawa -  
nia czy zgrzewania, uzyskiwać odpowiedniej jakości złącza spajania [4-46].

Spawanie i zgrzewanie odlewów stwarza możliwość łączenia ze sobą odlewów  
żeliwnych tworzyw np. ze stali. Są to nowe możliwości dla konstruktorów maszyn  
i urządzeń [45,46].

### **2. BADANIA WŁASNE**

Głównym celem prezentowanych badań były próby zmierzające do opraco -  
wania (doboru) parametrów technologicznych dla prawidłowego łączenia przez zgrze -  
wanie cierne (tarciove) lub spawanie odlewanych z żeliwa sferoidalnego w gatunku

400-15 (wg normy PN-92/H-83123) widłaków z rurami stalowymi R35 w konstrukcji wałów przegubowo-teleskopowych (rys.1, 2) przenoszących napęd z ciągnika na maszynę rolniczą.



Rys.1. Wały przegubowo-teleskopowe:

A - wał kompletny z osłoną nierozłączną, B,C- wały bez osłony;

1) oprawa łożyska z uchwytem do mocowania wału na ciągniku i maszynie,

2) widłaki zewnętrzne,

3) przegub z wałkiem lub rurą wewnętrzną,

4) przegub z tuleją wielowypustową lub z rurą zewnętrzną

Strukturę łączonych elementów obrazują mikrofotografie zamieszczone na rysunkach 3 i 4.

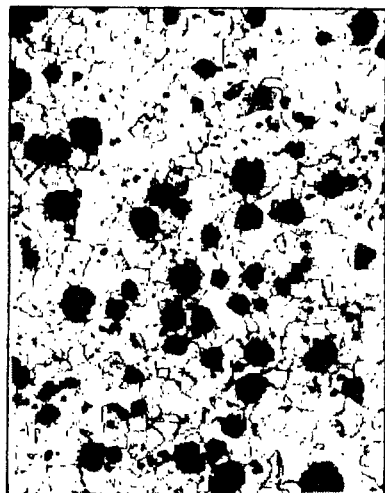
Zgrzewanie tarciove widłaków żeliwnych z rurami stalowymi przeprowadzono na zgrzewarce tarciowej ZTa-10, poprzedzonych wstępnymi próbami i badaniami złącza próbnych poddawanych m.in. próbom skręcania (rys.5).

Prototypowe złącza (rys.6) widłaków odlewanych z żeliwa sferoidalnego z rurami stalowymi wykonano przez spawanie zgodnie z opracowaną kartą operacyjną złącza (rys.7). Podobnie złącza otrzymano przez zgrzewanie tarciove.

Wykonane prototypowe złącza spawane i zgrzewane poddano badaniam laboratoryjnym stanowiskowym (PIMR-Poznań), a po uzyskaniu pozytywnych wyników, serię takich połączeń skierowano do prób eksploatacyjnych, które również dały wynik pozytywny.



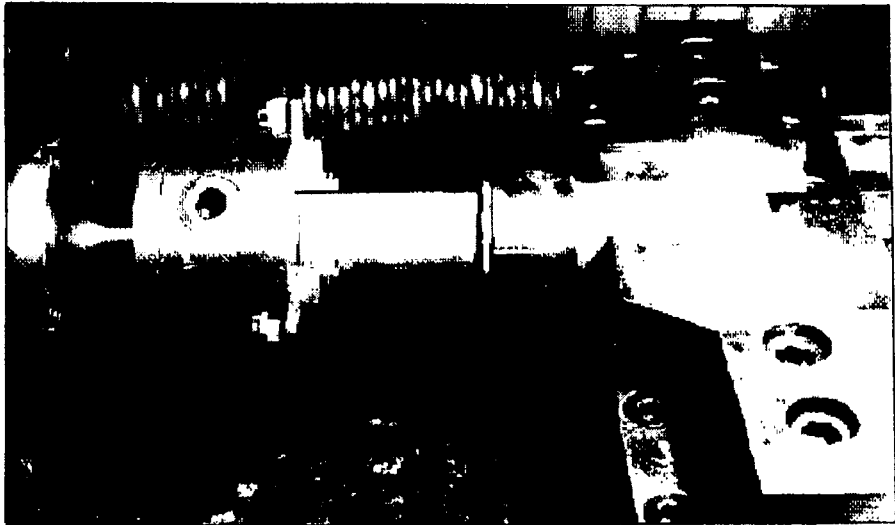
Rys.2. Części wału napędowego:  
 1) odlewy widłaków z żeliwa sferoidalnego,  
 2) rury stalowe



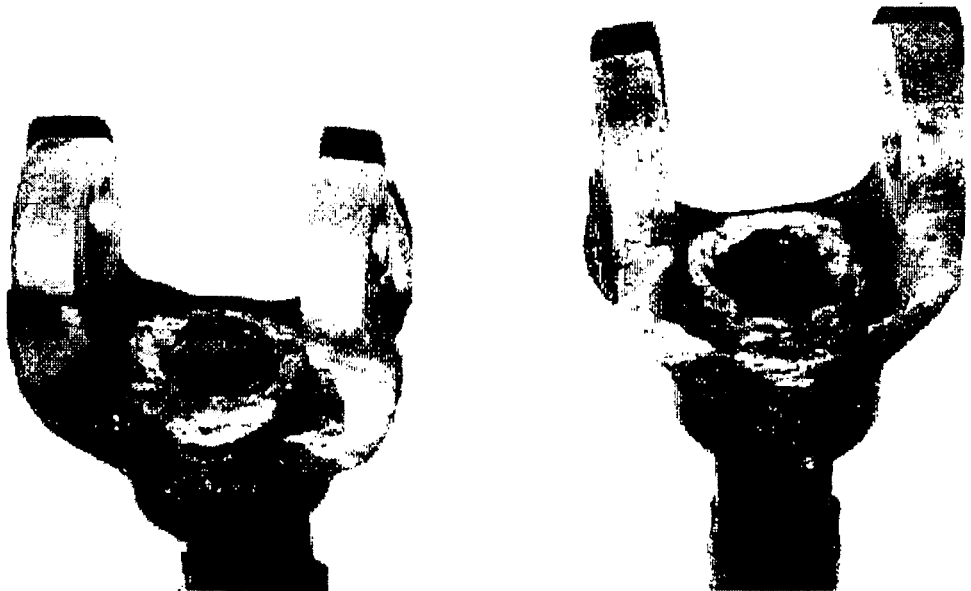
Rys.3. Mikrostruktura widłaków z żeliwa sferoidalnego. Ferryt + grafit  
 Traw. Nital. Pow.100x



Rys.4. Mikrostruktura rur stalowych.  
 Ferryt + perlit  
 Traw.Nital. Pow.100x



Rys.5. Próba skręcania złącza: rura stalowa - tulejka żeliwna, przeprowadzana na zgrzewarce ZTa-10 ze specjalnym uchwytem



Rys.6. Przykładowe złącze spawane

KARTA OPERACYJNA ZŁĄCZA SPAWANEGO			Nr K0-01-ZUT-85
Spawanie ręczne łukiem elektrycznym			
rodzaj złącza:	teowe	pozycja spawania: nacienna A2	grubość: 16 + 3 [mm]
1	przygotowanie elementów do spawania		
2	zastosowanie	połączenie widłaka odlewane go z rurą kształtowa „cytrynka”	
3	materiał rodzimy	Zs 40012 + R35	
4	spoiwo	elektrody EŻM ; EB 150	
5	źródło prądu spawania	prostownik spawalniczy typu SPB - 315	
6	biegunowość	plus na elektrodę	
7	parametry spawania		8
układ ściegów i kolejność spawania			
nr ściegu	średnica spoiwa [mm]	napięcie prądu spawania [A]	
1	3,25	95 ÷ 100	
2	3,25	75 ÷ 80	
3	3,25	100 ÷ 110	
9	szczegóły wykonania		
<p>1 Ścieg nr 3 wykonać elektrodą EB 150                  2 W czasie spawania warstwy spoiny układać ściegiem prostym o długości 25÷30 mm                  3 Po wykonaniu każdej warstwy spoiny odprężyć przez młotkowanie i studzić bardzo wolno do temp. poniżej 100°C</p>			
10	podgrzewanie	nie stosuje się	opracował: inż W Ptak <i>W. Ptak</i>
11	obrobka cieplna do spawania	nie stosuje się	zawierdził: <i>W. Ptak</i>

Rys.7. Karta operacyjna złącza spawanego (przykład)

### 3. PODSUMOWANIE

W wyniku badań laboratoryjnych badanych złączy spawanych (obciążanie złącza momentem skręcającym 75 kGm w czasie 3 minut, badania metalograficzne makro- i mikroskopowe, badania twardości) nie stwierdzono pęknięć w spoinach ani w strefie wpływu ciepła, natomiast rozkład twardości był charakterystyczny dla innych złączy spawanych. Nie stwierdzono również braku wtopu, kształt spoiny był prawidłowy. W niektórych złączach obserwowano niewielkie zażuzlenia stopiwa, co nie wpłynęło jednak na własności wytrzymałościowe.

Uzyskane złącza spawane spełniają warunki ustalone dla złącza widłaka z żeliwa sferoidalnego z rurą stalową. Optymalnymi parametrami spawania żeliwa sferoidalnego na zimno są parametry ustalone w karcie operacyjnej nr KO-01-ZUT-5.

W celu opracowania technologii spawania żeliwa sferoidalnego ze stalą bez ograniczeń wynikających z przeznaczenia takich złączy, należałoby wykonać badania przydatności metody MAG/MIG do wykonywania tego typu złączy.

Podobne wyniki uzyskano w przypadku badań złączy zgrzewanych tarciowo, gdzie oceniono kształt i wielkość wypłytki, jak też wielkość strefy wpływu ciepła od strony stali jak i żeliwa sferoidalnego. Uzyskanie pozytywnego efektu w tych połączeniach nie świadczy o tym, że wszelkie problemy ze zgrzewaniem badanych materiałów zostały rozwiązane. Szczególnie istotnym jest przebadanie ciemnej dość twardej strefy występującej w żeliwie. Wydaje się być ona wynikiem przegrzania naroża części cylindrycznej na skutek ograniczonych możliwości odprowadzania ciepła.

W zakończeniu podsumowania należy podkreślić, że tak metodą spawania jak i zgrzewania tarciowego można uzyskiwać trwałe złącza żeliwa sferoidalnego ze stalą. Należy również dodać, że prezentowane badania zostały przeprowadzone nie na specjalnie dobranych próbkach, lecz na konkretnych elementach konstrukcyjnych (widłaki przegubów i rury profilowane), stanowiących części składowe w konstrukcji wałów przegubowo-teleskopowych stosowanych do przenoszenia napędu z ciągnika na maszynę rolniczą.

Wydaje się również, że podobne badania i próby należałoby rozszerzyć nie tylko na inne elementy konstrukcyjne i gatunki żeliwa sferoidalnego, ale i na inne rodzaje żeliwa, np. na żeliwo ciągliwe.

### LITERATURA

- [1] Motz J.: Werkstoffkundliche Aspekte beim Schweißen von graphithaltigen Gusseisenwerkstoffen. Giesserei, Nr 22, s.633, 1982
- [2] Pahl B.: Stand der Technologie des Schweißens der Gusseisenwerkstoffe. Gieseerei, Nr 22, s. 642, 1988
- [3] Stronberg J.: Spawanie żeliwa. Przegląd Odlewnictwa, nr 1, s.12, 1983
- [4] Morrogh H.: Brit. Foundry, No 4, s. 297-307, 57/1964
- [5] MeSwain R.H., Batos C.F.: The Metallurgy of Cast Iron. St. Sopherin/Schweits, s.315, 1975
- [6] Patterson W., Bagler S.: Volumendofizit bei der Brstarrang von Metallen Forsch. Ber. Land Nordrhein-Westfalen nr 1591, Köln 1966
- [7] Patterson W., Keppe W.: Giesserei Techn, Wiss Beth.14, nr 4, s.213-224, 1962
- [8] Oldfield W.: BCIRA J.10, nr 1, s.17-27, 1962

- [9] Oldfield W.: BCIRA J. 9, 1, nr 4, s.506-518, 1962
- [11] Benvard P.: Tonderio 31, nr 354, s.89-99, 1976
- [12] Pahl B.: Schweissen u.Schneiden. Düsseldorf 1978, s.119, Giesserei 64, nr 22, s.575, 1977
- [13] Kiser S.D.: Trans. Amer. Foundry. Soc.85, s.37, 1977
- [14] Kopp H., Kopp W.U., Weidman E.: Prakt.Metallogr.15, nr 2, s.53, 1978
- [15] Hommes et Fond., nr 39, s.38, 1973
- [16] Kosfeld G.: Giesserei 69, nr 5, s.112, 1982
- [17] Jahre H.: ZIS - Mitt.21, nr 8, s.821, 1979
- [18] Gregora E.N., Jones S.B.: Weld Inst.1, s.145, 1977,
- [19] Bishel R.H., Cenavay H.R.: Trans. Amer. Foundry Soc. 84, s.487, 1976
- [20] Asholand D.R., Nirola Y.: Trans. Amer. Foundry Soc. 87, s.91, 1979
- [21] Schaffland R., Theis B., Wolf A.: Rohre Wasser. Gas. 9, s.2, 1974
- [22] Wolf A.: Rohre Wasser. Gas. 11, s.30, 1976
- [23] Grundmann H.: Schweissen von Gusseisenwerkstoffen und Stahlgus. Schweiss. Praxis, Bd.8, Düsseldorf 1977
- [24]VDG-MerkblattNr 60. Fertigungsschweissen von Gusstücken aus Gusseisenmit Kugelgraphit. Düsseldorf 1976
- [25]VDG-Merkblatt Nr 1. Abben von Bigenspannungen in Gusstücken aus Gusseisen mit. Lamellon-graphit, Düsseldorf 1964
- [26] Wały przegubowe-teleskopowe. Katalog Agromet, FMR Lublin, Wyd. Przem.Masz. WEMA, Warszawa 1975
- [27] Kubac R., Pilarczyk Sz., Premdzis A.: Tablice stali zwykłej jakości. "Śląsk", Katowice 1981
- [28] Poradnik Inżyniera - Spawalnictwo. Cz.1 i 2, WNT, Warszawa 1983
- [29] Mistur L: Spawanie gazowe i elektryczne. WS i P, 1984
- [30] Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. WNT, Warszawa 1974
- [31] Mistur L.:Technologia spajania i cięcia żeliwa.Wyd.IV, WNT, Warszawa 1976
- [32] Pilarczyk J.: Technologia spawalnictwa. Politechnika Śląska, Gliwice 1975
- [33] Brózda J., Pilarczyk J., Zeman H.: Spawalnicze wykresy przemian austenitu CTPc-S. "Śląsk", Katowice 1983
- [34] Tabor A., Ptak W. i inni: Dobór parametrów dla prawidłowego łączenia przez zgrzewanie cierne (tarciove) względnie spawanie żeliwnych widłaków z rurami stalowymi. Praca NOT-ZUT, nr rej. 187/85, Kraków 1985
- [35] Skarbiński M.: Technologia konstrukcji. WNT, Warszawa 1977
- [36] Praca zb.: Katalog żeliwa sferoidalnego. Wyd. Inst. Odlewnictwa, Kraków 1981
- [37] Ruge J.: Handbuch der Schweisstechnik. Bd. I i II, Springer - Verlag, Berlin - Heidelberg-N.York 1980
- [38] Michalski S., Kamiński Z.: Zgrzewanie tarciove. WNT, Warszawa 1975
- [39] Takass S., Oschida Y.: 45 Internationaler Gussereikongress Votr. nr 17, Budapest 1978
- [40] Dokumentacja Techniczno-Ruchowa Zgrzewarki ZTa-10
- [41] Ellis C.R.G., Nicholas E.D.: Wpływ podstawowych parametrów zgrzewania tarciovego na charakterystykę złącza. Opracowanie przedłożone na Międzynarodowym Sympozjum Zgrzewania Tarciovego przeprowadzonego przez Japońskie Zjednoczenie d/s Zgrzewania Tarciovego, DOC III-378-69, Tokio 1969
- [42] Rage A.: 44 Internationaler Giessereikongress Votr. Nr 10, Florenz 1977, s.a. Hommes et Fond. nr 90, s.33-42, 1978, nr 91, s.19-28, 1979
- [43] Haller R.: Giesserei Techn.-Wiss. Beih, Nr 20, s.1049-1065, 1958
- [44] Hutter S., Neumann H.: Giesserei nr 27, s.1001-1007, (46) 1959
- [45] Tabor A., Stryjski J., Maguda T. i inni: Próby prawidłowego łączenia przez spawanie żeliwa sferoidalnego ze stalą z uwzględnieniem pełnej charakterystyki złącza spawanego oraz jego wytrzymałości. Praca ZUT-NOT, nr rej.181/84, Kraków 1984
- [46] Ptak W. : Zgrzewanie tarciove żeliwa sferoidalnego ze stalą. Praca dyplomowa, Politechnika Krakowska, Kraków 1990

**WELDING OF ARTICULATED JOINT CASTINGS WITH LOW CARBON  
STEEL TUBES FOR POWER TRANSMISSION ELEMENTS IN  
AGRICULTURAL MACHINERY**

Summary

This paper presents the weldability of nodular iron casting with low carbon steel. The technology of welding and friction bonding articulated joints with steel tubes is show. The authors illustrate the functional quality of jointed shaft manufacturing using this technology.



## **SPAWALNOŚĆ ULEPSZONYCH CIEPLNIE BLACH ZE STALI 14HNMBCu i 10GHMBA**

Jerzy Łabanowski, Janusz Ćwiek

Politechnika Gdańska, Katedra Metaloznawstwa i Obróbki Ciepłej  
ul. G. Narutowicza 11, 80-952 Gdańsk

Przedstawiono wyniki badań czterech polskich blach o grubości 12 mm wykonanych z ulepszonych cieplnie stali 14HNMBCu E690T i 10GHMBA E620T. Wykonano badania materiałów rodzimych i złączy spawanych. Przeprowadzono próby spawalności i oceniono skłonność złączy do pęknięcia zimnego. Badania wykazały, że zarówno blachy jak i ich złącza spawane spełniają wymagania stawiane przez przepisy towarzystwa klasyfikacyjnego Det norske Veritas dla stali na konstrukcje morskie.

### **1. WSTĘP**

Współczesne konstrukcje morskie często wymagają stosowania wysokowytrzymałych blach wykazujących dobrą plastyczność i zadowalającą spawalność. Stale wysokowytrzymałe są już szeroko wykorzystywane na okręty wojenne, duże tankowce oraz konstrukcje przybrzeżne, szczególnie wieże poszukiwawcze i wydobywcze ropy oraz gazu ziemnego. W Polsce dotychczas przemysł okrętowy nie stosował tego typu stali, lecz planowana eksploatacja złóż ropy i gazu spod dna Bałtyku może wkrótce spowodować zapotrzebowanie na te stale. Również Marynarka Wojenna zainteresowana jest zastosowaniem wysokowytrzymałych stali na konstrukcje nowych jednostek.

Stale wysokowytrzymałe można podzielić na trzy grupy ze względu na technologię produkcji; są to: stale ulepszone cieplnie, stale otrzymywane w wyniku obróbki termomechanicznej (istnieje wiele odmian tego procesu), oraz stale z dodatkiem miedzi utwardzane wydzieleniowo.

W Polsce stale wysokowytrzymałe produkowane są jedynie w procesie ulepszenia cieplnego. Ich ilość jest dotychczas ograniczona, prawdopodobnie ze względu na niewielkie zainteresowanie ze strony przemysłu. Produkowane stale ujęte są w normie branżowej BN-84 /0642-45.

Tabela 1. Wymagania DnV dla stali wysokiej wytrzymałości na ruchome konstrukcje przybrzeżne

1.	Gatunek Odmiana	NV 420			NV 460			NV 500			NV 550			NV 620			NV 690		
		D	E	F	D	E	F	D	E	F	D	E	F	D	E	F	D	E	F
2.	Odtlenianie	uspokojona i obroblona na drobne ziarno																	
3.	Skład chemiczny I	C=max 0.18%, Si=0.10-0.60%, Mn=max 1.70%, P=max 0.025%, S=max 0.020%, B=max 0.005%, N=max 0.020%, Al <sub>C</sub> =0.020-0.085% <sup>2</sup> , Nb=0.02-0.05% <sup>2</sup> , V=0.04-0.10% <sup>2</sup> , Ti=max 0.05% <sup>2</sup>																	
4.	Obróbka cieplna	hartowanie i odpuszczanie <sup>3</sup>																	
5.	R <sub>m</sub> , MPa R <sub>e</sub> min, MPa A <sub>5</sub> min, %	530-680 420 18			570-720 460 17			610-770 500 16			660-830 550 16			720-890 620 15			770-940 690 14		
6.	Próba udarowości próbki wzdłużne śred./poj. KV min, J próbki poprzeczne śred./poj. KV min, J Temp. prób, °C	40/27			40/27			40/27			40/27			40/27			40/27		
		-20	-40	-60	-20	-40	-60	-20	-40	-60	-20	-40	-60	-20	-40	-60	-20	-40	-60
1- Gdy spawalność jest oceniana na podstawie składu chemicznego to równoważnik węgla oblicza się z wzoru: $C_e = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Mo}{60} + \frac{V}{15} + \frac{5B}{10} \%$																			
2- Minimalna zawartość pierwiastków rozdrabniających ziarno nie obowiązuje, gdy stosuje się je w kombinacji.																			
3- Może być stosowana inna obróbka cieplna uzgodniona z DnV																			

Stale ulepszone cieplnie wykazują zazwyczaj dobre właściwości wytrzymałościowe i plastyczne, lecz o ich przydatności na konstrukcje decydują właściwości złączy spawanych. Stosunkowo duża ilość pierwiastków zwiększających hartowność stali niekorzystnie wpływa na spawalność, w wyniku czego złącza spawane mogą wykazywać skłonność do pęknięcia zimnego oraz ograniczoną ciągliwość.

Przydatność polskich stali ulepszonych cieplnie dla przemysłu okrętowego zbadano w oparciu o przepisy towarzystwa klasyfikacyjnego DnV [1,2], które jako pierwsze wprowadziło wymagania dla tej grupy stali. Podstawowe wymagania przepisów DnV dla stali wysokowytrzymałych na ruchome konstrukcje przybrzeżne zestawiono w tabeli 1.

Badania zostały podjęte na zlecenie i we współpracy z Akademią Marynarki Wojennej w Gdyni.

## 2. METODYKA I WYNIKI BADAŃ

Do badań użyto po dwie blachy o grubości 12 mm z dwóch różnych wytopów stali 14HNMBCu wg BN-84/0642-45, oraz nowo opracowanej stali 10GHMBA wg TWT-WSMW/02.1/85, wyprodukowanych przez Hutę Częstochowa. Skład chemiczny badanych blach podano w tabeli 2.

Tabela 2. Skład chemiczny badanych blach (wg analizy kontrolnej)

Gatunek stali Nr wytopu	Skład chemiczny, %									
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	B
14HNMBCu 61692	0,19	0,73	0,25	0,019	0,015	0,70	0,64	0,50	0,29	0,004
14HNMBCu 17649	0,17	0,66	0,36	0,014	0,017	0,70	0,55	0,45	0,29	0,003
10GHMBA 116520	0,08	0,76	0,31	0,021	0,008	0,25	1,05	0,50	0,30	0,005
10GHMBA 114110	0,09	1,66	0,24	0,016	0,014	0,20	0,98	0,42	0,37	0,004

Badania właściwości mechanicznych blach zostały wykonane zgodnie z wymaganiami DnV [1,2]. Uzyskane wyniki przedstawiono w tabeli 3.

Złącza do badań właściwości mechanicznych spawano trzema podstawowymi metodami: ręcznie elektrodami otulonymi, półautomatycznie w osłonie mieszanki gazowej oraz automatycznie łukiem krytym. Każdą metodą wykonano po dwie płyty próbne ze złączami doczołowymi o wymiarach 300 x 500 mm. Zastosowano następujące materiały dodatkowe i warunki spawania:

- spawanie ręczne elektrodami otulonymi - (SMAW - shielded metal arc welding) - niskowodorowe elektrody EB 160 (E603B20)  $\phi$  4 mm, zastosowana energia liniowa spawania =  $20 \div 25$  kJ/cm,

- spawanie automatyczne łukiem krytym (SAW - submerged arc welding) - drut ESAB OK Autrod  $\phi$  5 mm, topnik ESAB OK Flux 10,71, zastosowana energia liniowa spawania =  $17 \div 18,5$  kJ/cm,
- spawanie w osłonie mieszanki gazowej - (MAG - metal active gas welding) - drut SpG1SN2pr  $\phi$  1,2 mm, gaz ochronny - Ar + 20 % CO<sub>2</sub>, zastosowana energia liniowa spawania =  $11 \div 13,5$  kJ/cm.

Tabela 3. Właściwości mechaniczne badanych blach\*

Gatunek stali	Właściwości mechaniczne (z próby rozciągania)				Praca łamania ISO Charpy V		DnV kat. wytrzymałości	DnV odmiana plastyczności
	Nr wytopu	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>e</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Z %	Temp. °C		
14HNMBCu 61692	863	779	14,3	38,8	-40	29	NV690	E
14HNMBCu 17649	773	701	15,7	56,8	-20	30	NV690	D
10GHMBA 116520	752	718	17,2	60,6	-20	2	NV620	D
10GHMBA 114110	720	668	20,0	66,2	-40	38	NV620	E

\*Badania wykonano na próbkach pobranych poprzecznie do kierunku walcowania blachy

W tabeli 4 pokazano wyniki prób rozciągania oraz zginania złączy spawanych, a wyniki prób udarności zestawiono w tabeli 5. Próby udarności złączy spawanych przeprowadzono na próbkach ISO Charpy V z karbem naciętym w osi spoiny, w strefie przejścia (SP) oraz w strefie wpływu ciepła 2 mm od strefy przejścia (SWC2) i 5 mm od strefy przejścia (SWC5).

Skłonność do tworzenia pęknięć zimnych po spawaniu badana była w próbach CTS i Tekken wg PN-90/M-69760. Z każdego wytopu przygotowano po 9 - 12 próbek. Przed spawaniem próbki Tekken były podgrzewane w piecu komorowym do temperatury 20 - 150 °C. Temperaturę początkową próbek CTS regulowano w zakresie od -20 °C do +20 °C. Poniżej temperatury otoczenia próbki spawano w specjalnej nisko-temperaturowej komorze spawalniczej.

Wyznaczone w próbach spawalności najniższe temperatury podgrzewania wstępnego stali, zapewniające uzyskanie złączy bez pęknięć, zestawiono w tabeli 6.

Tabela 4. Wyniki prób rozciągania i zginania złączy spawanych

Gatunek stali Nr wytopu	Metoda spawania	R <sub>m</sub> MPa	Kąt gięcia * °	Kat. wytrzymałości
14HNMBCu 61692	SMAW	812	105	NV690
	SAW	841	133	NV690
	MAG	832	63	NV690
14HNMBCu 17649	SMAW	772	155	NV690
	SAW	772	132	NV690
	MAG	789	74	NV690
10GHMBA 116520	SMAW	766	126	NV620
	SAW	764	180	NV620
	MAG	748	58	NV620
10GHMBA 114110	SMAW	741	180	NV620
	SAW	727	180	NV620
	MAG	767	180	NV620

\*Promień trzpienia gnącego  $g = 3a$ ,  $a$  - grubość blachy

Tabela 5. Wyniki prób udatności złączy spawanych

Gatunek stali  Nr wytopu	Metoda spawa- nia	Praca łamania J/ temp.w °C				Od- miana plast.- DnV
		MR	SP	SWC 2	SWC 5	
14HNMBCu 61692	SMAW	32/-40	34/-40	27/-60	28/-20	D
	SAW	29/-60	27/-60	30/-40	28/-40	E
	MAG	28/-40	39/-40	33/-40	35/-40	E
14HNMBCu 17649	SMAW	33/-40	36/-40	28/-40	27/-40	E
	SAW	39/-60	38/-60	34/-60	31/-20	D
	MAG	35/-40	28/-40	29/-40	30/-20	D
10GHMBA 116520	SMAW	38/-20	36/-20	31/-20	31/-20	D
	SAW	107/-20	71/-20	31/-20	30/-20	D
	MAG	45/-20	38/-20	38/-20	30/-20	D
10GHMBA 114110	SMAW	29/-60	27/-60	48/-40	31/-60	E
	SAW	50/-60	30/-60	29/-40	27/-40	E
	MAG	34/-60	29/-60	41/-40	33/-40	E

Tabela 6. Najniższe temperatury podgrzewania wstępnego dla stali 14HNMBCu i 10GHMBA wyznaczone w próbach Tekken i CTS

Gatunek stali Nr wytopu	Najniższa temperatura podgrzewania wstępnego, °C	
	CTS	Tekken
14HNMBCu 61692	0	150
14HNMBCu 17649	+20	125
10GHMBA 116520	0	100
10GHMBA 114110	+20	-

### 3. PODSUMOWANIE

Badania materiałów rodzimych blach wykazały, iż spełniają one wymagania przepisów DnV [1,2] dla stali kategorii wytrzymałości NV620 i NV690.

Wymagania przepisów DnV stanowią, że złącza spawane powinny wykazywać właściwości mechaniczne ( $R_m$ , KV) nie gorsze od stawianych materiałom rodzimym. Badane złącza wykonane trzema metodami spełniły te wymagania. Należy jednak zaznaczyć, że wyniki prób zginania dały w większości przypadków wynik negatywny. Nie może to jednak wpłynąć na ocenę złączy, gdyż przepisy DnV nie wymagają przeprowadzania prób zginania złączy.

W tabeli 7 zestawiono odmiany plastyczności badanych blach oraz ich złączy spawanych. Jak widać, złącza spawane wykazały taką samą lub lepszą ciągliwość w stosunku do materiałów rodzimych za wyjątkiem jednego złączy stali 14HNMBCu.

Tabela 7. Odmiany plastyczności badanych blach i ich złączy spawanych wg DnV

Gatunek stali Nr wytopu	Materiał rodzimy	Złącze spawane		
		SMAW	SAW	MAG
14HNMBCu 61692	E	D	E	E
14HNMBCu 17649	D	E	D	D
10GHMBA 116520	D	D	D	D
10GHMBA 114110	E	E	E	E

#### 4. WNIOSKI

1. Przeprowadzone badania wykazały, że badane blachy o grubości 12 mm z ulepszonych cieplnie stali 14HNMBCu i 10GHMBA oraz ich złącza spawane spełniają wymagania właściwości mechanicznych stawiane przez przepisy towarzystwa klasyfikacyjnego DnV dla stali na ruchome konstrukcje morskie.
2. Złącza spawane badanych blach są skłonne do tworzenia pęknięć zimnych w warunkach silnego utwardzenia.
3. Technologia spawania blach powinna uwzględniać kontrolę energii liniowej spawania, stosowanie podgrzewania wstępnego oraz dobór niskowodorowych materiałów dodatkowych.

#### 5. LITERATURA

[1] Rules for Ships. Det norske Veritas, January 1992

[2] Rules for classification of Mobile Offshore Units. Det norske Veritas, January 1985

### WELDABILITY OF QUENCHED AND TEMPERED SHEETS OF 14HNMBCu AND 10GHMBA STEELS

#### Summary

A paper presents results of investigation carried out on quenched and tempered plates, 12 mm in thickness, made of high-strength low-alloy steel grades 14HNMBCu (with minimum yield point 690 MPa) and 10GHMBA (with minimum yield point 620 MPa). The obtained results show that examined plates and their welded joints meet Det norske Veritas' (DNV) requirements for marine constructions. Susceptibility to cold cracking of tested steels was evaluated eventually.





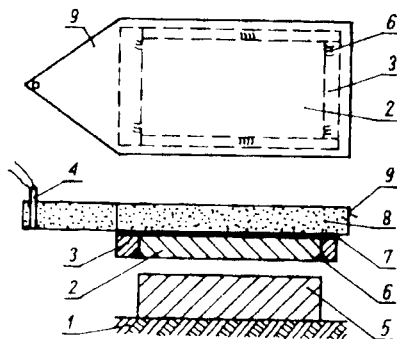
## WSPÓLCZESNE ZAGADNIENIA ZGRZEWANIA WYBUCHOWEGO METALI

Włodzimierz Walczak, Jacek Bielawski

Politechnika Gdańska, Katedra Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa  
ul. G. Narutowicza 11, 80-952 Gdańsk

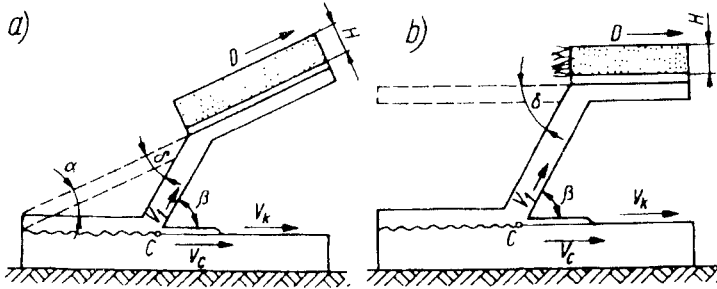
Zaprezentowano metodę zgrzewania wybuchowego metali oraz jej teoretyczne podstawy i dotychczasowe jej zastosowania. Przedstawiono niektóre współczesne problemy, jakie stoją przed zgrzewaniem wybuchowym oraz niektóre próby ich rozpracowania w badaniach Katedry Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa Politechniki Gdańskiej, a także w innych ośrodkach naukowych. Omówiono możliwości dalszych zastosowań zgrzewania wybuchowego w przemyśle krajowym.

Zgrzewanie wybuchowe jako jedna z metod technik wytwarzania znalazło już trwałe miejsce we współczesnej technice. Ponieważ jest to metoda wciąż mało znana i rozpowszechniona, na wstępie podano jej skrócony opis i podstawy teoretyczne oraz podstawowe zastosowania, aby na tej bazie przedstawić niektóre współczesne problemy zgrzewania wybuchowego i próby ich rozwiązania.



Rys. 1. Schemat ustawienia płyt do zgrzewania: 1) podłoże, 2) płyta nastrzeliwana, 3) odcinki wybiegowe, 4) detonator, 5) płyta podstawowa, 6) spoiny szczipne, 7) podkładka ochronna, 8) materiał wybuchowy, 9) pojemnik na materiał wybuchowy

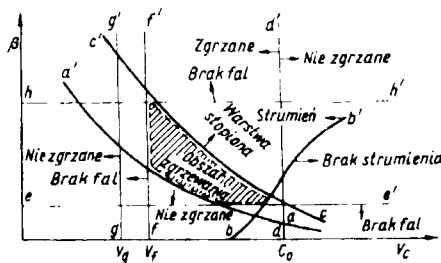
Zgrzewanie wybuchowe przeprowadza się na płytach o obrobionych powierzchniach kontaktowych, które ustawione są do zgrzewania na odpowiednim podłożu zgodnie ze schematem przedstawionym na rysunku 1. Detonacja materiału wybuchowego ułożonego na powierzchni górnej płyty powoduje zderzenie płyt i przy odpowiednio dobranych parametrach ich połączenie przebiegające zgodnie ze schematem przedstawionym na rysunku 2.



Rys.2. Schemat przebiegu zderzenia płyt dla dwu podstawowych układów zgrzewania:  $\beta$  - kąt zderzenia,  $D$  - prędkość detonacji,  $V_k$  - prędkość zgrzewania

Parametrami zgrzewania są kąt zderzenia  $\beta$  oraz prędkość przebiegu zderzenia  $V$ , która w przypadku równoległego ustawienia płyt jest równa prędkości detonacji materiału wybuchowego  $D$ . Zgodnie z badaniami wielu autorów [1-5] warunkiem uzyskania połączenia jest zastosowanie parametrów zawartych w tzw. "oknie zgrzewalności", wyznaczonym przez linie opisane odpowiednimi równaniami, które zebrano i opisano w szeregu publikacjach [1, 2]. Przedstawione wyżej dane akceptuje olbrzymia większość badaczy zajmujących się zgrzewaniem wybuchowym. Istnieje jednak również pogląd [5-7], że umiejscawianie parametrów w oknie zgrzewalności nie jest warunkiem wystarczającym do uzyskania połączenia i koniecznym jest również uwzględnienie uśrednionej masy zgrzewanych płyt  $m$  wpływającej na wartość energii zderzenia. Masa

ta jest zależnością  $\tilde{m} = \frac{m_1 \cdot m_2}{2(m_1 + m_2)}$  (gdzie odpowiednio  $m_1$  i  $m_2$  masy jednostkowe płyt: nastrzelwanej i podstawowej). W przypadku uwzględnienia masy  $m$  "okno zgrzewalności" przyjmuje postać trójwymiarowej bryły (powierzchni), którą można przedstawić w układzie  $\beta$ - $v$ - $m$  [6], (rys.3).



Rys.3. Obszar parametrów  $\beta$  -  $V_c$  zapewniających uzyskanie złączy [1]

Przedstawiony pogląd jakkolwiek znajduje coraz szersze poparcie badaczy, wymaga jednak dalszych szerokich badań i stanowi niewątpliwie jedno ze współczesnych zagadnień zgrzewania wybuchowego, które wymagają rozwiązania.

Innym zagadnieniem teoretycznym jest wpływ podłoża na proces zgrzewania oraz własności połączeń, a także problem matematycznego opisu procesu zgrzewania wybuchowego, które przy obecnej technice komputerowej wydają się być możliwymi do rozwiązania.

Pomimo nierozwiązanych dotychczas szeregu problemów teoretycznych, metoda zgrzewania wybuchowego znalazła już szerokie zastosowanie praktyczne. Do najistotniejszych należy niewątpliwie zaliczyć platerowanie blach i elementów konstrukcyjnych oraz wytwarzanie warstw pośrednich przeznaczonych do spawania metali i stopów wzajemnie niespawalnych lub trudno spawalnych.

Platerowanie wybuchowe zostało praktycznie opanowane również i w Polsce, gdzie wytworzono i zastosowano szereg blach platerowanych wybuchowo (tab.1).



Rys.4. Blacha platerowana stal 00H17I4M2-Cu zgrzana wybuchowo o charakterystycznie uformowanej powierzchni zewnętrznej

W zakresie blach platerowanych, współczesne zagadnienia dotyczą zatem pewnych rozwiązań specjalnych, co może ilustrować jeden z przykładów. Jedną z wielu zalet zgrzewania wybuchowego jest możliwość platerowania blach o zróżnicowanych formach powierzchni podlegających zgrzewaniu płyt. Wykorzystując tą cechę wykonano płyty bimetaliczne stal 00H17N17M2 + Cu o wymiarach  $500 \times 400 \times (8+2)$  mm, w których płyta podstawowa posiadała frezowaną w postaci wzdłużnych rowków powierzchnię kontaktową. Na rysunku 4 przedstawiono blachę platerowaną z charakterystycznie uformowaną powierzchnią zewnętrzną będącą odwzorowaniem powierzchni płyty podstawowej. Wykonane płyty po odpowiednim pocięciu przeznaczono na elementy pośrednie w konstrukcji narzędzi.

Wytwarzanie łączników przeznaczonych do spawania metali wzajemnie niespawalnych lub trudno spawalnych należy niewątpliwie do bardzo atrakcyjnych zastosowań zgrzewania wybuchowego.

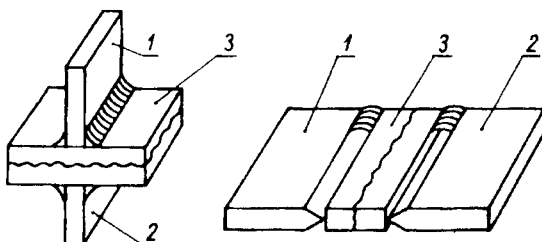
Tabela 1. Blachy zgrzewane wybuchowo w PG oraz ich dotychczasowe zastosowania

Zgrzewane blachy			Wytrzymałość na:		Dotychczasowe zastosowania, ich miejsce i skala wielkości
Materiał	Grubość mm	Wymiary powierzchni m	odrywanie $R_o$ MPa	ściananie $R_{sc}$ MPa	
St41K+ M63	55 - 115 5 - 10	1,6 × 1,6	530	580	dna sitowe o średnicach 700-1500 mm, 62 szt, łącznie 65t, Mazowieckie Zakłady Rafineryjne, Płock
St41 + Al	20 6-10	2,5 × 0,5	173	138	dotychczas nie zastosowano w przemyśle
St41 + Al + PA11	20-10 6	2,5 × 0,5	160	171	łączniki do spaw. stali z PA11 ok.2000 mb/rok, Stocznice: Gdańska, Szczecin, Rem. "Gryfia", "Gdynska Rem. Nauta, Szczecin "Parnica", "Wisła", St.Tezew, i in.
Stale konstrukcyjne + stale nierdzewne	20 -110 2 - 10	2 × 1	550	300	kęśiska do dalszego walcowania, seria próbna dla Huty im. Bieruta 12 szt. (30 t), wytwarzania blach zamknięto
Stale konstrukcyjne + Cu	20-100 2 - 8	2 × 1	320	260	szczególne zgrzewarki - seria prób na 0,3t dla UZKS -Starosielce, blachy platerowane dla Huty im.Sędzimir
1H18N9T + Ag	2 - 20 2 - 8	0,8 × 0,4	221	184	dotychczas nie zastosowano w przemyśle
Cu +Ag	5 - 20 2	0,8 × 0,4	210	151	dotychczas nie zastosowano w przemyśle
Al + Cu	16 - 20 2	0,8 × 0,4	155	130	dotychczas nie zastosowano w przemyśle
Stal konstrukcyjna + nikiel	20 2	2 × 1	520	-	dotychczas nie zastosowano w przemyśle
Stal konstrukcyjna + I NM30	10 - 30 4	2 × 1	490	-	dotychczas nie zastosowano w przemyśle
DH40 +Al +PA13	6 6	2,2 × 0,5	120	140	łączniki do spawania stali z PA13 przemysł stoczniowy
00H17N14M + Cu	8 2	0,4 × 0,5	320	340	łączniki do spawania materiałów trudno spawalnych

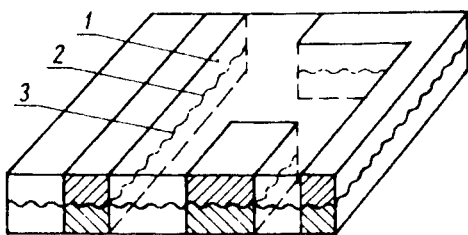
Ogólną zasadę stosowania łączników przedstawiono na rysunku 5.

Wytwarzanie łączników polega na wykonaniu blach platerowanych wybuchowo składających się z dwóch lub więcej warstw o określonej grubości. Blachy te po wyprostowaniu i kontroli ultradźwiękowej zostają pocięte na łączniki o odpowiednim kształcie i wymiarach (rys. 6), które stosuje się następnie do spawania konstrukcji np. aluminiowo-stalowych (rys. 7).

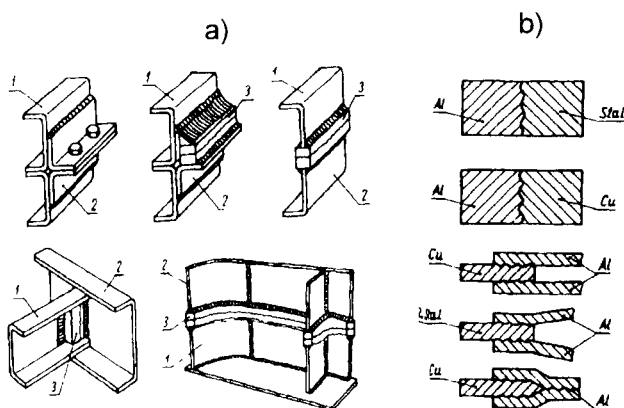
Szczególne znaczenie w tej dziedzinie wydają się mieć łączniki do spawania konstrukcji stalowo-aluminiowych. Łączniki te wytwarzane zarówno za granicą jak i w kraju mają podobne grubości i znormalizowaną szerokość równą czterokrotnej grubości przyspawanych do nich blach (rys.8).



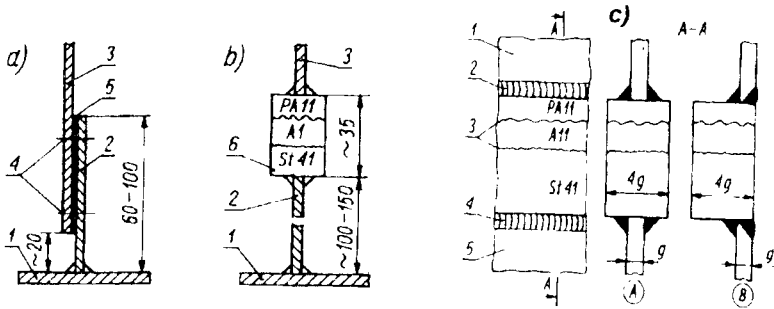
Rys.5. Złącza spawane z zastosowaniem łączników: 1 i 2 dwa różne wzajemnie trudno spawalne metale lub stopy, 3 - łącznik ze zgrzewanych wybuchowo metali 1 i 2



Rys.6. Wycinanie łączników z blachy zgrzanej wybuchowo



Rys.7. Zastosowanie łączników do spawania: a) aluminium ze stalą w konstrukcjach, b) stali z miedzią oraz aluminium z miedzią w przewodach elektrycznych



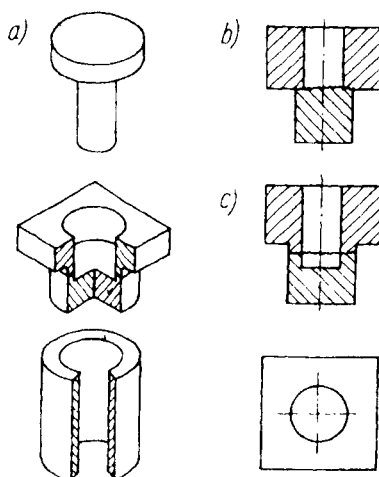
Rys.8. Konstrukcja połączenia poszycia nadbudówki ze stopów Al z pokładem stalowym: a) nitowana, b) spawana; 1 - pokład, 2 - st. zrębница, 3 - poszycie ze stopu Al, 4 - nity, 5 - podkładka izolacyjna, 6 - łącznik; c) dwa warianty (A i B) połączeń spawanych wraz z elementami technologii ich wykonania

Grubość łączników waha się w granicach 28-35 mm, przy czym grubość stali nie jest zwykle mniejsza od 20 mm; tak duża grubość (a zatem i ciężar łączników) wynika z faktu osłabienia połączenia pomiędzy aluminium a stalą na skutek działania ciepła pochodzącego od spawania. Przyjęto [8], że temperatura połączenia podczas spawania nie powinna przekraczać 315 °C. W dotychczas produkowanych łącznikach warunek ten jest spełniany kosztem bardzo dużej ich masy oraz technologii spawania. Wymienione niedogodności sprawiają, że technologia ta nie jest optymalną. Przed współczesnym zgrzewaniem wybuchowym staje więc zagadnienie jak zmniejszyć masę łączników Al-St przy zachowanych właściwościach połączenia aluminium-stal poddanych spawaniu. Jedną z prób rozwiązania tego problemu podjęto w KTMMiS PG. Próba ta polegała na założeniu, iż można dobrać i wprowadzić pomiędzy aluminium i stal w łączniku przekładkę z takiego metalu, która umożliwi zwiększenie wytrzymałości połączenia po cyklu termicznym spawania. Na przekładki wytypowano blachy: miedzianą, monelową oraz ze stopu tytanu 3W (3,5±5 % Al; 1,2±2,5 %V; 0,015 % O<sub>2</sub>; 0,0008 % H; 0,1 %C; 0,25 %Fe; 0,12 %Si). Grubości przekładek wynosiły odpowiednio 2, 4 i 8 mm. Zgrzewanie wybuchowe poszczególnych zestawów wykonano w jednej operacji stosując specjalnie opracowaną technologię zgrzewania wielowarstwowego czterech płyt jednocześnie. W wyniku zgrzewania uzyskano czterowarstwowe blachy, z których następnie pobrano próbki do badań na odrywanie (rys.9).

Badania przeprowadzono zarówno na próbkach pobranych z blach w stanie surowym, po zgrzewaniu, jak również z blach po zgrzewaniu i wygrzaniu w odpowiednich temperaturach. Wyniki zestawiono w tabeli 2.

Wyniki prób pozwalają na stwierdzenie, że najkorzystniejsze rezultaty osiągnięto w przypadku połączeń, w których zastosowano przekładkę ze stopu tytanu, która jest jednocześnie najdroższa. Przekładka z monelu wyraźnie podwyższa temperaturę krytyczną połączenia, natomiast przekładka miedziana jedynie w minimalnym stopniu. Obydwa ostatnie połączenia cechuje niekorzystna budowa połączenia z licznymi pęknięciami i wadami w postaci pęcherzy.

Należy zatem stwierdzić, że istnieje możliwość wytworzenia łączników o mniejszej masie niż produkowane dotychczas, zaś o podjęciu decyzji o ich ewentualnej produkcji zadecydują względy ekonomiczne.



Rys.9. Próbką na odrywanie: a) schemat próby, b) próbka normalna, c) próbka z pogłębionym otworem

Tabela 2. Wytrzymałość na odrywanie połączeń Al z różnymi metalami poddanych nagrzewaniu w zadanych temperaturach

Połączenie	Obróbka cieplna °C	R <sub>ośr</sub>
		MPa
Stal41 + tytan 3W + aluminium	nieobrobione	112
	380	103
	460	80
Stal 1H18N9T + tytan 3W + aluminium	nieobrobione	102
	380	97
	460	85
Stal 1H18N9T + nikiel + aluminium	nieobrobione	112
	315	95
	380	80
Stal 41 + miedź + aluminium	nieobrobione	108
	315	85
	380	55
Stal 41 + aluminium	nieobrobione	110
	315	90
	380	60
UWAGA:	czas wygrzewania	30 minut

**LITERATURA**

- [1] Błażyński T.Z. i inni: Explosive welding, forming and compaction. App. Sc. Publ. London, New York 1983
- [2] Dijeribas A.A.: Fizika uprocznienija i swarki wzrywom. Nauka, Nowosybirsk 1980
- [3] Zacharenko I.D.:Kriticzeskije režimy pri swarkie wzrywom. Fizika gorienija i wzrywa, T8, No 3, 1972
- [4] Walczak W.: Zgrzewanie wybuchowe metali. WNT, Warszawa 1989
- [5] Łysak W.I. i inni : Wlijanije massy swariwajemych wzrywom elementow na strukturu i swoistwa połączajemych sojedinenij. Swarocznoje proizwodstwo, No 6, 1981
- [6] Łysak W.I. i inni: Opriedielenije kriticzeskich granic processa swarki wzrywom. Swarocznoje proizwodstwo, No 5, 1984
- [7] Izuma T., Hokomoto K. i inni: Single-Skot explosive Welding Of Hard-to-Weld JIS A5083/SUS304 Clad using SUS304 Intermediate Plate. Translation of the Japan Welding Society, Vol 23, No 23, April 1992

**PRESENT ISSUES OF METAL EXPLOSIVE WELDING**

## Summary

In this article a method of metal explosive welding, its present employment and theoretical basis has been shown. The problems of today's explosive welding and some methods of solving them by KTMMiS PG or other researching centres were presented. Opportunity of employment of explosive welding in domestic industry were talked about.



## ANALITYCZNA OCENA PROCESÓW TERMICZNYCH W PROCESIE SPAWANIA - WYBRANE PROBLEMY

Eugeniusz Ranatowski

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

W części wstępnej artykułu omówiono ogólne zasady modelowania procesów termicznych w obrębie powstającego złącza spawanego. W dalszej kolejności określono modele analityczne przewodzenia ciepła, bazując na różnych formach równania różniczkowego cząstkowego (R.R.Cz.) drugiego stopnia wraz z zasadami ustalania warunków brzegowych i początkowych. Zestawiono również stosowne modele analityczne źródeł ciepła, niezbędne w R.R.Cz. Ostatnia część artykułu poświęcona jest metodyce rozwiązywania R.R.Cz. ze szczególnym uwzględnieniem metody przekształceń całkowitych. Podano przykład rozwiązania R.R.Cz. z uwzględnieniem działania cylindryczno-potęgowo-normalnego źródła biorąc pod uwagę wymianę ciepła na powierzchni płyty.

### 1. WSTĘP

Współczesne metody spawania bazują na źródłach ciepła o różnym stopniu koncentracji strumienia energii i mocy. Efektywność ich wykorzystania jest uzależniona od umiejętności przewidywania skutków ich działania poprzez charakterystykę przestrzeni wymiarowej procesu: pól temperaturowych  $T(x, y, z, t)$  i sprzężonych z nimi parametrów charakteryzujących cieplny cykl procesu spawania:  $w_T$ ,  $t_{800-500}$ ,  $t_n$  itp. Jednym z kierunków zmierzających do osiągnięcia tak postawionego celu, opartego na kryteriach optymalizacyjnych, jest ocena skutków termicznego oddziaływania źródła ciepła poprzez analizę i symulację modelową tego procesu. Realizacja tego zadania wymaga więc opisu zachodzących wewnętrznych prawidłowości obejmujących układ: źródło ciepła - spoina - strefa wpływu ciepła (SWC). Każdy z elementów w/w układu wymaga odrębnego podejścia i oceny z uwagi na zupełnie odmienny przebieg zjawisk fizycznych zachodzących w elementach układu, aczkolwiek bezpośrednio sprzężonych z sobą i na siebie oddziałujących.

Charakterystykę źródła ciepła wykonuje się określając jego moc oraz formę jego rozkładu, zgodnie z rozkładem normalnym Gaussa. Modelowanie spoiny jest bardziej złożone, gdyż związane jest z konwekcyjnym transportem masy, pędu i energii, a jego opis wymaga zasadniczo szeregu równań różniczkowych opartych na zasadzie zachowania masy, pędu i energii.

W obszarze SWC - zachodzi głównie transport strumienia energii na sposób ciepła poprzez przewodzenie (konduktywność) i może być opisany poprzez równanie różniczkowe cząstkowe Fouriera-Kirchhoffa (F-K). W niniejszym opracowaniu skoncentrujemy swoją uwagę głównie na równaniu Fouriera-Kirchhoffa, przyjmując jako podstawę rozważań rozwiązanie analityczne, opierając się na analizie matematycznej. Cenną zaletą metod analitycznych jest forma uzyskanych rozwiązań, cechująca się pewnym uogólnieniem i umożliwiającą analizę wymiarową procesu. Do metod analitycznych zaliczamy również te metody, w których obliczenie wartości liczbowych funkcji wymaga pewnej obróbki numerycznej.

## 2. CHARAKTERYSTYKA RÓWNANIA FOURIERA - KIRCHHOFFA

Równanie różniczkowe cząstkowe charakteryzujące przepływ ciepła w SWC ma postać:

$$\operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} T) - c_p \cdot \rho \frac{\partial T}{\partial t} = -q(x, y, z, t) \quad (1)$$

Dla ośrodka materialnego jednorodnego, równanie (1) możemy wyrazić przez:

$$\nabla^2 T - \frac{c_p \rho}{\lambda} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{-q_v(x, y, z, t)}{\lambda} \quad (2)$$

lub po uwzględnieniu operatora  $\nabla$ , otrzymamy:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x_0^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y_0^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z_0^2} + \frac{q_v}{\lambda} = \frac{c_p \rho}{\lambda} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3)$$

gdzie:

$\lambda$  - współczynnik przewodzenia ciepła,  $\frac{J}{ms^0C}$ ,

$c_p$  - ciepło właściwe przy  $p = \text{const}$ ,  $\frac{J}{kg^0C}$ ,

$\rho$  - gęstość,  $\frac{kg}{m^3}$ ,

$T$  - temperatura,  $^0C$ ,

$t$  - czas, s,

$q_v$  - objętościowe źródło ciepła,  $\frac{J}{cm^3 \cdot s}$ ,

Z matematycznego punktu widzenia, równania (1) ÷ (3) są równaniami parabolicznymi. Jeżeli w analizowanym obszarze nie ma źródeł ciepła  $q_v \equiv 0$ , to zależności (1) ÷ (3) przyjmują postać:

$$\nabla^2 T - \frac{c_p \cdot \rho}{\lambda} \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad (4)$$

Dla stacjonarnego pola temperatury  $\frac{\partial T}{\partial t} = 0$ , równanie (2) lub (3) przyjmie postać równania Poissona:

$$\nabla^2 T = - \frac{q_v(x, y, z)}{\lambda} \quad (5)$$

a w przestrzeni bezźródłowej  $q_v \equiv 0$  postać równania Laplace'a:

$$\nabla^2 T = 0 \quad (6)$$

Równania różniczkowe cząstkowe (5) i (6) są typu eliptycznego.

Problem oceny pól temperaturowych zmiennych w czasie  $t$  - pól nieustalonych - w obszarze  $V$ , sprowadza się do rozwiązania równań (1) ÷ (3) przy określonych warunkach granicznych: warunkach brzegowych i początkowych. Warunki brzegowe, spotykane w zagadnieniach termokinetyki, ogólnie możemy określić jako [3]:

$$A \left( \frac{dT}{dn} \right)_P + B f_1(T) + C f_2(P, t) = 0 \quad (7)$$

gdzie:

$\left( \frac{dT}{dn} \right)_P$  - pochodna względem skierowanej na zewnątrz normalnej  $n$  do powierzchni  $S$  ograniczającej rozważany obszar  $V$  w punkcie  $P = (x, y, z) \in S$ ,

$A, B, C$  - stałe,

$f_1(T), f_2(T)$  - dane funkcje.

Jeżeli  $A = 0$  i  $B, C \neq 0$ , to zgodnie z równaniem (7) otrzymamy:

$$B f_1(T) + C f_2(P, t) = 0 \quad (8)$$

Jest to warunek brzegowy pierwszego rodzaju - warunek Dirichleta. Jeżeli oznaczymy przez  $\varphi(P, t) = -\frac{C}{B} f_2(P, t)$  oraz  $f_1(T) = T$ , to warunek (8) przyjmie postać:

$$T(P, t) = \varphi(P, t) \quad (9)$$

Jeżeli  $f_2(P,t) = const$ , to

$$T(P,t) - T_0 = const \quad (10)$$

Oznacza to, iż na powierzchni ciała jest utrzymywana stała temperatura.

Jeżeli  $A, C \neq 0$  i  $B = 0$ , to zależność (7) ma postać:

$$A \left( \frac{dT}{dn} \right)_p + C f_2(P,t) = 0 \quad (11)$$

Jest to warunek brzegowy drugiego rodzaju - warunek Neumana. Jeżeli  $\Lambda = \lambda$  oraz  $C f_2(P,t) = q_v(P,t)$  to:

$$\lambda \left( \frac{dT}{dn} \right)_p = q_v(P,t) = q_v(x,y,z,t) \quad (12)$$

w punkcie  $P = (x, y, z) \in S$ , co odpowiada sytuacji, gdy określony jest rozkład strumienia ciepła oddawanego na zewnątrz lub wnikającego przez powierzchnię  $S$  do obszaru  $V$ .

Jeżeli:

$$q_v(P,t) = -\frac{C}{A} f_2(P,t) = 0 \quad (13)$$

to oznacza, iż ciało nie wymienia ciepła z otoczeniem, a warunek brzegowy ma postać:

$$\left( \frac{dT}{dn} \right)_p = 0 \quad (14)$$

Jeżeli  $A, B \neq 0$  i  $C = 0$ , to zależność (7) przyjmie postać:

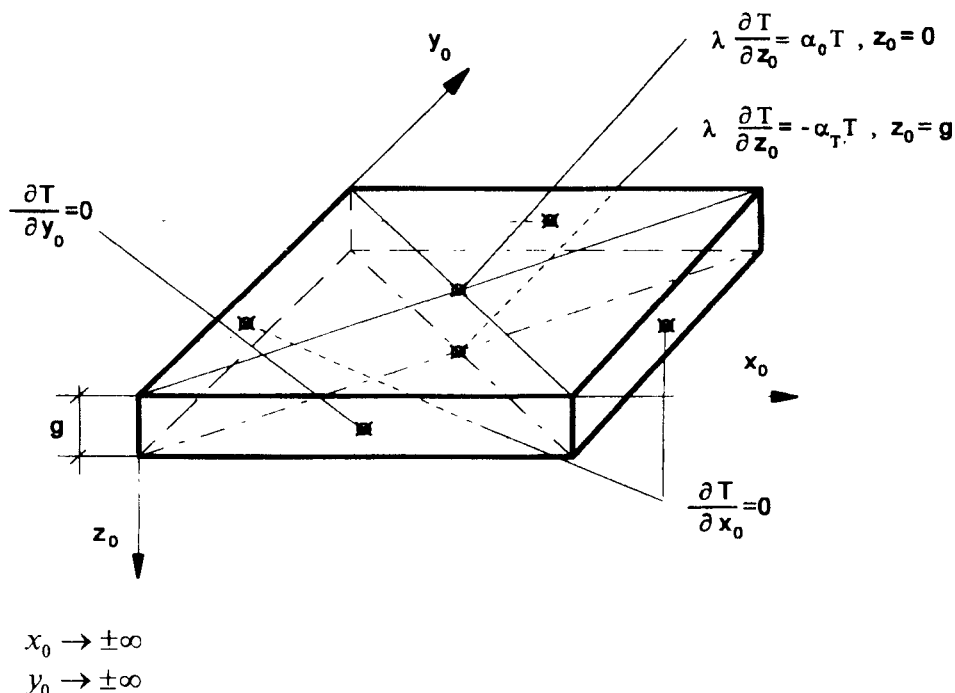
$$A \left( \frac{dT}{dn} \right)_p + B f_1(T) = 0 \quad (15)$$

Jeżeli  $f_1(T) = T(P,t)$ ,  $A = \lambda$ ,  $B = \alpha_p$ , to zależność (15) określimy jako:

$$\lambda \left( \frac{dT}{dn} \right)_p = -\alpha_p T(P,t) \quad (16)$$

Równanie (16) stanowi warunek brzegowy trzeciego rodzaju - warunek Hankela - co według prawa Newtona odpowiada w przybliżeniu wymianie ciepła przez konwekcję. Wartość współczynnika przejmowania ciepła  $\alpha_p$  w rzeczywistości jest funkcją temperatury  $T$  i do obliczeń przyjmuje się zazwyczaj średnią wartość  $\alpha_{p,SR}$  dla analizowanego przedziału temperatur.

Na rysunku 1 przedstawiono schematycznie stosowne warunki brzegowe dla płyty o grubości  $g$ .



Rys.1. Model płyty o dowolnej grubości  $g$  wraz ze stosownymi warunkami brzegowymi ( $\alpha_0, \alpha_T$  - współczynnik przyjmowania ciepła na górnej i dolnej powierzchni płyty)

Warunek brzegowy (16) może być również uzupełniony o wymianę ciepła poprzez promieniowanie powierzchni o dodatkowy człon  $D(T^4 - T_o^4)$ , gdzie  $D$  zawiera informację o konfiguracji geometrycznej emitującej promieniowanie powierzchni oraz o ich emisyjnościach. W procesach spawalniczych uznaje się dominację wymiany na powierzchniach ograniczających poprzez konwekcję.

Należy podkreślić, iż w dotychczasowych rozważaniach, również parametry fizyczne  $\lambda, \alpha_1, \alpha_T, \alpha = \lambda / c_p \rho, c_p, \rho$  są traktowane jako niezależne od temperatury. Wpływ temperatury uwzględnia się jedynie poprzez uśrednienie ich wartości. Jest to tryb postępowania przyjęty dla zachowania liniowości podstawowych równań (1) ÷ (3) oraz warunków brzegowych. Uzależnienie parametrów od temperatury prowadzi do nieliniowości równań (1) ÷ (3) i warunków brzegowych, co czyni je nierozwiązalnymi metodami analitycznymi. W tej nowej sytuacji rozwiązanie przybliżone można uzyskać jedynie przy pomocy metod numerycznych.

### 3. CHARAKTERYSTYKA MODELI ŹRÓDEŁ CIEPŁA

Istotnym elementem związanym z prawidłowym rozwiązaniem równania Fouriera-Kirchhoffa jest również ustalenie matematycznego modelu źródła ciepła, przy

zachowaniu matematycznie objętościowego zapisu poprzez człon  $q_v(x, y, z, t)$ . Zasadniczo trudności natury matematycznej, związane z analitycznym ustaleniem funkcji  $q_v(x, y, z, t)$  - dla różnych źródeł ciepła i metod spawania - preferują intuicyjną metodę ich doboru *a priori*. W tabeli 1 zestawiono opis ważniejszych spawalniczych źródeł ciepła branych pod uwagę przy rozwiązaniach analitycznych rozkładu temperatur w procesach spawania.

Punktowe źródło ciepła jest modelem o największym stopniu uproszczenia rzeczywistych źródeł ciepła, gdyż generowana energia skupiona jest w punkcie. Jest to jeden z podstawowych modeli przyjętych przez Rykalina i Rosenthal'a do rozwiązań analitycznych rozkładu temperatury w czasie procesu spawania, aczkolwiek do tej pory używany w modelowaniu źródeł ciepła.

Liniowe źródło ciepła zbudowane jest przy założeniu, iż cała energia na sposób ciepła generowana jest na odcinku linii prostej, usytuowanym prostopadle do powierzchni płyt i obejmującym całą grubość płyty. Jest to model źródła ciepła stosowany również w rozwiązaniach Rykalina, ale do bardzo cienkich płyt - powłok, bez wymiany ciepła z otoczeniem.

Odcinkowe źródło ciepła jest modyfikacją klasycznego liniowego źródła ciepła poprzez wprowadzenie skokowej funkcji Heaviside'a. Liniowy i odcinkowy model najlepiej odzwierciedlają działanie wysokoskoncentrowanych źródeł ciepła, np. wiązek elektronów, lasera.

Kołowo-normalne źródło ciepła jest stosunkowo dobrym przybliżeniem płytkiej penetracji, np. w formie dysku, obejmującej całą grubość w płytach cienkich lub na pewną grubość dla płyt grubszych lub tylko na powierzchni. Jest to model, który może odzwierciedlać różne odmiany spawania łukowego lub nawet spawania acetylenowo-tlenowego. W ostatnim przypadku chodzi zwłaszcza o płasko-kołowo-normalne źródło ciepła.

Duże znaczenie, z uwagi na szerokie możliwości modelowania, ma cylindryczno-potęgowo-normalny model źródła ciepła. Wynika to z faktu, iż model ten zakłada gaussowski rozkład gęstości energii w kierunku promieniowym oraz uwzględnia spadek energii o charakterze wykładniczym jako funkcji wymiaru  $z$ . Analiza uwzględniająca obszar efektywnej penetracji w/w źródła ciepła pozwala stwierdzić, iż powierzchnią tą jest paraboloida a poprzez korekcję wartość  $k$ ,  $K_z$  oraz głębokość penetracji źródła ciepła  $z_0$ , nadawać różne cechy, stosowne do odpowiedniej metody spawania.

Tabela 1. Matematyczna charakterystyka modeli spawalniczych źródeł ciepła

Lp	Rodzaj modelu źródeł ciepła	Analityczna charakterystyka modelu
1	2	3
1	Punktowe źródło ciepła chwilowego działania	$q_v = Q' \cdot \delta(x) \cdot \delta(y) \cdot \delta(z) \cdot \delta(t)$
2	Liniowe źródło ciepła chwilowego działania	$q_v = \frac{Q'}{z_0} \delta(x) \cdot \delta(y) \cdot \delta(t) \cdot u(z_0 - z)$
3	Liniowe źródło ciepła ciągłego działania	$q_v = \frac{Q}{z_0} \delta(x) \cdot \delta(y) \cdot u(z_0 - z)$

1	2	3
4	Kołowo-normalne źródło ciepła ciągłego działania, penetrujące całą grubość płyty	$q_v = \frac{Q \cdot k}{g \cdot \pi} \cdot e^{-kr^2}$ $r^2 = x^2 + y^2 ; q_{vmax} = \frac{Q \cdot k}{g \cdot \pi}$
5	Kołowo-normalne źródło ciepła ciągłego działania o dowolnej głębokości penetracji $z_0$	$q_v = \frac{Q \cdot k}{z_0 \cdot \pi} \cdot e^{-kr^2} (1 - u(z - z_0))$ $q_{vmax} = \frac{Q \cdot k}{z_0 \pi}$
6	Płasko-kołowo-normalne źródło ciepła ciągłego działania o działaniu powierzchniowym $z_0 = 0$	$q_v = \frac{2Q \cdot k}{\pi} e^{-kr^2} \cdot \delta(z)$ $q_{vmax} = \frac{2Q \cdot k}{\pi}$
7	Cylindryczno-potęgowo-normalny model źródła ciepła	$q_v = q_{vmax} \cdot e^{-kr^2 - K_z \cdot z} (1 - u(z - z_0))$ $q_{vmax} = \frac{k \cdot K_z \cdot Q}{[\pi(1 - \exp(-K_z \cdot z_0))]}$
8	Półkulisty model źródła ciepła ciągłego działania	$q_v = \frac{6\sqrt{3} \cdot Q}{R^3 \pi \sqrt{\pi}} \cdot e^{-R^2(x^2+y^2+z^2)}$ $q_{vmax} = \frac{6\sqrt{3}Q}{3 \pi^2 \cdot R^3}$
9	Półelipsoidalny model źródła ciepła ciągłego działania (a, b, c - półosie elipsoidy)	$q_v = \frac{6\sqrt{3}Q}{abc\pi\sqrt{\pi}} \cdot e^{-\frac{3x^2}{a^2}} \cdot e^{-\frac{3y^2}{b^2}} \cdot e^{-\frac{3z^2}{c^2}}$ $q_{vmax} = \frac{6\sqrt{3}Q}{3 \pi^2} \cdot \frac{1}{abc}$
10	Dwie ćwierćelipsoidy stanowiące model źródła ciepła (przednia część źródła $a_1, b_1, c_1$ - półosie tylna część źródła $a_2, b_2, c_2$ półosie) $b_1 = b_2 = b$ $c_1 = c_2 = c$ $a_1 \neq a_2$	<p>- przednia część źródła</p> $q_{vp} = f_p \frac{6\sqrt{3}Q}{a_1 b c \pi \sqrt{\pi}} e^{-\frac{3x^2}{a_1^2}} \cdot e^{-\frac{3y^2}{b^2}} \cdot e^{-\frac{3z^2}{c^2}}$ <p>- tylna część źródła</p> $q_{vt} = f_t \frac{6\sqrt{3}Q}{a_2 b c \pi \sqrt{\pi}} e^{-\frac{3x^2}{a_2^2}} \cdot e^{-\frac{3y^2}{b^2}} \cdot e^{-\frac{3z^2}{c^2}}$ $f_p + f_t = 2$

W zależnościach przedstawionych w tabelcy 1 przyjęte symbole oznaczają:

$Q'$  - pracę wykonaną przez źródło ciepła, J,

$Q$  - moc źródła ciepła, W,

$\delta(x), \delta(y), \delta(z)$  - dystrybucje Diraca,  $cm^{-1}$ ,

- $\delta(t)$  - dystrybucję Diraca,  $s^{-1}$ ,  
 $u(z_0 - z)$  - funkcję skokową (Heaviside'a),  
 $k$  - współczynnik koncentracji źródła,  $cm^{-2}$ ,  
 $K_z$  - wykładnik potęgowy źródła ciepła,  $cm^{-1}$ ,  
 $z_0$  - głębokość penetracji,  $cm$ ,  
 $x, y, z$  - współrzędne w układzie kartezjańskim.

Modele półkuli, półelipsoidy oraz złączonych dwóch ćwierćelipsoid stanowią również przestrzenne źródła, dając możliwości bardzo efektywnego ujęcia i opisu dla różnych obszarów oddziaływania źródeł ciepła, począwszy od łuku elektrycznego, a skończywszy na wiązce elektronów lub laserze jako spawalniczych źródłach ciepła.

#### 4. CHARAKTERYSTYKA MOŻLIWOŚCI OCENY ROZKŁADU TEMPERATUR W WYNIKU ROZWIĄZANIA RÓWNANIA RÓŻNICZKOWEGO METODĄ ANALITYCZNĄ

Zasadniczym warunkiem umożliwiającym rozwiązanie, przy pomocy analizy matematycznej równań różniczkowych cząstkowych, opisujących przepływ ciepła, jest ich liniowość. Wszystkie czynności prowadzące do nieliniowości, aczkolwiek słuszne z fizycznego punktu widzenia, muszą zostać uproszczone. Jeżeli parametry stanu są funkcją temperatury, to warunki brzegowe staną się również nieliniowe, stąd konieczność ich uśrednienia w przedziale zmienności w funkcji temperatury. Dla sytuacji, w której istnieje stała reakcja pomiędzy  $\lambda(T)$  a  $c(T)$ :

$$\alpha(T) = \frac{\lambda(T)}{c(T)} \approx const \quad (17)$$

korzystne staje się wprowadzenie zamiast temperatury  $T$ , parametru  $T_k$  w równaniach (1) ÷ (3) [2]:

$$T_k = \frac{1}{\lambda_0} \int_0^T \lambda(T) dT \quad (18)$$

gdzie:

$\lambda_0$  - wartość współczynnika przewodzenia ciepła przy  $T = T_0$ ,

$T_0$  - temperatura początkowa dla  $t = 0$ .

Praktycznie nie rozwiązuje się równań Fouriera-Kirchhoffa w układzie ruchomego układu współrzędnych, związanego z przemieszczającym się źródłem ciepła. Zgodnie z przyjętą ogólnie procedurą w pierwszej kolejności rozwiązuje się równania (1) ÷ (3) w nieruchomym układzie współrzędnych jedynie dla impulsu ciepła, przy danych warunkach brzegowych i początkowych. Następnie stosując zasadę addytywności, całkuje się otrzymane rozwiązanie po całej drodze przesuwu źródła ciepła w czasie od 0 do  $t$ .



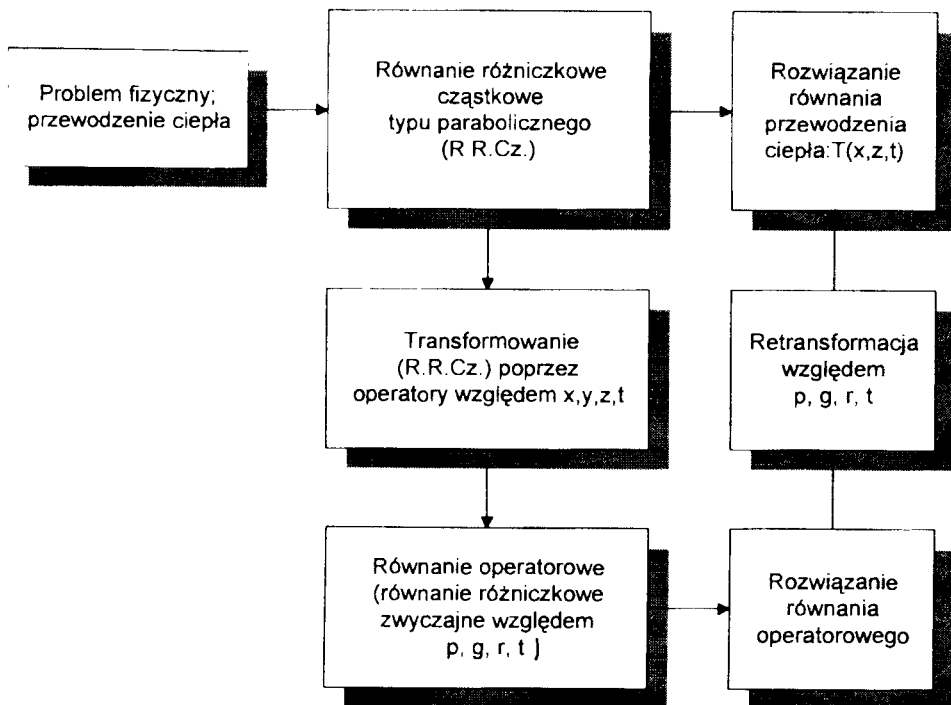
$$T(t) = \int_0^t dT(t') \quad (19)$$

Przejdźcie do układu ruchomego uzyskamy przez zmianę układu współrzędnych:

$$x = x_0 - v \cdot t', \quad y = y_0, \quad z = z_0$$

gdzie:

$x, y, z$  - współrzędne związane z poruszającym się ruchem prostoliniowym źródłem ciepła z prędkością  $v$ .



Rys.2. Algorytm postępowania przy aplikacji metody przekształceń całkowych

Zasadniczo problem rozwiązania równań (1)÷ (3) metodami analitycznymi może

być rozpatrywany w aspekcie zastosowania następujących metod:

- rozdzielania zmiennych, zwanej również metodą Fouriera,
- przekształceń całkowych,
- potencjałów,
- funkcji Greena,
- przekształceń konforemnych.

W odniesieniu do równań parabolicznych różniczkowych przewodzenia ciepła, szczególnie użyteczna jest metoda przekształceń całkowych. Na rysunku 2 przedstawiono schematycznie tok postępowania związany ze stosowaniem w/w metody.

Stosując powyższą metodę możemy uzyskać rozwiązania parabolicznych cząstkowych równań różniczkowych przewodzenia ciepła łącznie z uwzględnieniem

wymiany ciepła z otoczeniem na drodze konwekcji. Jako przykład zastosowania w/w metody przedstawiono rozwiązanie dla płyty spawanej ruchomym cylindryczno-potęgowo-normalnym źródłem ciepła, uwzględniając wymianę ciepła na powierzchniach ograniczających  $z = 0$  i  $z = g$  [4]:

$$T = \frac{u(t) \cdot q \cdot k \cdot K_z}{\pi \alpha_\gamma (1 - \exp(-K \cdot s))} \int_0^t \frac{1}{4\alpha \cdot k(t-t') + 1} \cdot \exp\left(-\frac{k[2\alpha \cdot v(t-t') + v^2(t-t')^2 + x^2 + y^2]}{4\alpha \cdot k(t-t') + 1}\right) \cdot \sum_{i=1}^{\infty} B_i C_i D_i \cdot \exp[-\alpha \cdot r_i^2(t-t')] dt \quad (20)$$

gdzie:

$$B_i = \cos(r_i \cdot z_0) + \frac{\alpha_0}{\lambda r_i} \sin(r_i \cdot z_0) \quad (21)$$

$$C_i = \frac{2(r_i)^2}{\left[ \left( \frac{\alpha_0^2}{\lambda^2} + r_i^2 \right) \cdot \left( g + \frac{\alpha_1 \lambda}{\alpha_1^2 + r_i^2 \cdot \lambda^2} \right) + \frac{\alpha_0}{\lambda} \right]} \quad (22)$$

$$D_i = \exp(-K_z \cdot s) \frac{[-K_z \cos(r_i s) \lambda \cdot r_i + r_i^2 \sin(r_i s) \lambda - \alpha_0 r_i \cos(r_i s) - \alpha_0 K_z \sin(r_i s)]}{(K_z^2 + r_i^2) \lambda r_i} + \frac{K_z \lambda + \alpha_0}{(K_z^2 + r_i^2) \lambda} \quad (23)$$

gdzie:

$$\eta_1, \eta_2, \eta_3, \dots, (\eta_i) - \text{pierwiastki równania } ctg(r_i g) = \frac{\lambda^2 r_i^2 - \alpha_0 \alpha_1}{\lambda r_i (\alpha_0 + \alpha_1)},$$

$\alpha_0, \alpha_1$  - współczynniki wymiany ciepła na powierzchniach ograniczających płyty ( $z = 0, z = g$ ).

Rozwiązanie powyższe jest merytorycznie zbiczne z rozwiązaniem N.K.Gianga [1]. Przedstawione rozwiązanie (20) ÷ (23) jak i rozwiązania dla pozostałych modeli źródeł ciepła - tabela 1, wskazują jednoznacznie, iż nie ma możliwości uzyskania, drogą czysto analityczną, określenia temperatury w dowolnym punkcie ruchomego układu współrzędnych w funkcji czasu.

W związku z powyższym konieczna jest częściowo numeryczna obróbka określonego wzoru (20) dla przedstawionego przykładu. Dla pozostałych rozwiązań wynikających z uwzględnienia pozostałych źródeł ciepła - tabela 1, uzyskamy rozwiązania tej samej klasy.

## 5. WNIOSKI KOŃCOWE

Przedstawiona w niniejszym opracowaniu analiza możliwości uzyskania informacji o zmianach temperatury w przypadku spawania płyt o dowolnej grubości z wymianą ciepła na powierzchniach ograniczających płytę oraz aplikacją różnych modeli źródeł ciepła - od punktowego do przestrzennych wykazuje że:

- naturalne ograniczenia metod czysto analitycznych, wykazują w pierwszej kolejności konieczność doprowadzenia R.R.Cz. do postaci liniowej łącznie z warunkami brzegowymi i początkowymi,
- wszelka nieliniowość R.R.Cz. jest likwidowana poprzez uśrednienie parametrów stanu typu  $\lambda_{sr}$ ,  $c_{p,sr}$ ,  $\alpha_{sr}$ ,  $\rho_{sr}$ , bądź też poprzez wprowadzenie nowych parametrów, np.  $T_k$  wg zależności (18),
- uzyskanie rozwiązania R.R.Cz. charakteryzującymi rozkład temperatury w postaci nieskończonego szeregu lub zawierającej całkę nie dającą się obliczyć analitycznie, wymagają częściowej obróbki numerycznej,
- uwzględnienie rzeczywistej wartości parametrów stanu jako funkcji temperatury  $\lambda(T)$ ,  $c_p(T)$ ,  $\alpha(T)$ ,  $\rho(T)$ , jest związane z przejściem do analizy R.R.Cz. wyższej generacji, prowadzącej do ich nieliniowości i warunków brzegowych, wymaga całkowitego przejścia na metody numeryczne, np. MES, MEB itp.
- ustalenie właściwej postaci R.R.Cz. będącego również fundamentem obliczeń numerycznych, wymaga także przyjęcia właściwego modelu źródła ciepła *a priori*, stosownie do metody i warunków spawania, co może zostać zrealizowane poprzez uprzednie modelowanie tego obszaru.

## LITERATURA

- [1] Giang N.K.: Analityczny model do określania ustalonych pól temperatur i metoda klasyfikacji ciał w cieplnych procesach spawalniczych. Praca doktorska, Politechnika Gdańska, 1986
- [2] Kazimirov A.A., Niedosieka A.J., Sančenko N.A.: Rasčet raspriediclenija tiepla pri svarkie plastin vstyk s učetom vlijaniija temperatury na ich fizičeskije svojstva. Avtomatičeskaja Svarka ,nr 11, 1973
- [3] Kaćki E.: Termokinetika. WNT, Warszawa 1967
- [4] Poćwiartowski A.: Ocena wpływu mocy i kształtu spawalniczych źródeł ciepła na przebieg cyklu cieplnego ze wspomaganie komputerowym. Praca magisterska. ATR, Bydgoszcz 1995

## **ANALYTICAL ASSESSMENT OF THE THERMAL WELDING PROCESS - SOME PROBLEMS**

### Summary

In the introduction of paper there form some basis of the modelling thermal welding process in formation weld joint. Furthermore the analytical models of heat equations basis on the partial differential equations second order with the principles to determining the boundary conditions and the initial conditions were made. Setting up the appropriate analytical models of the heat sources necessary in heat equation is presented. Last part of this paper was devoted to the solved methods of the differential equation of heat transfer with a special regard the method of integral transformation. An example of solved the differential equation of the cylindrical-involution - Gaussian distribution of the power density of the heat source was made.

## ZASTOSOWANIE MES W SYMULACJI PROCESÓW SPAWANIA

Andrzej Skibicki

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

Przedstawiono zastosowanie metody elementów skończonych do symulacji procesów spawalniczych. Przeanalizowano zjawiska fizyczne zachodzące podczas spawania. Pokazano i rozwiązano przykład symulacji. Dla płaskiego wycinka prostopadłego do kierunku spawania symulowano spoinę pachwinową tworzonego teownika. Uwzględniono rozłożone źródło ciepła, konwekcję, zależne nieliniowo od temperatury własności materiałowe  $c_p$ ,  $\alpha_K$ ,  $\lambda$ ,  $\rho$ ,  $\alpha_T$ ,  $\nu$ ,  $\sigma_y$ ,  $E$ ,  $E_T$ . Użyto kombinacji płaskiego stanu: naprężenia i odkształcenia oraz umocnień: izotropowego i kinematycznego. Obliczono nieustalone pole temperatury i nieustalone i pozostające pola odkształceń i naprężeń.

### 1. WPROWADZENIE

Spawanie jest jedną z podstawowych technik łączenia metali. Zapewnienie wytrzymałych i bezpiecznych spoin jest rzeczą tym bardziej istotną, że nieodłącznie związane z nimi procesy fizyczne powodują skłonność do powstawania wad spawalniczych. Kosztowne badania eksperymentalne pozwalają przewidzieć lub wychwycić większość wad spawalniczych. Ocena na drodze teoretycznej lub obliczeniowej stanu elementu po spawaniu mogłaby prowadzić do obniżenia kosztów, podniesienia bezpieczeństwa pracy wytworu lub opracowania optymalnej technologii spawania. Znajomość nieustalonego pola temperatury przy spawaniu umożliwia określenie strefy wpływu ciepła, szczególnie niebezpiecznej dla wytworu. Jest to także punkt wyjściowy do przeprowadzenia analizy mechanicznej elementu spawanego, mogącej dać obraz odkształceń, naprężeń przejściowych i ustalonych.

Spawanie polega na połączeniu dwóch elementów pewną objętością stopionego (później zestalonego) materiału z nadtopieniem części łączonych skoncentrowanym

źródłem ciepła  $Q$ , co powoduje powstawanie dużych gradientów temperatury. Zależnie od metody spawania  $Q$  ma różne rozkłady w czasie i przestrzeni. Dla dłuższych spoin źródło ciepła przemieszczając się powoduje powstawanie nieustalonych (niekiedy quasistacjonarnych) pól temperatury. Stal, najczęściej spawany materiał, zmienia swoje własności w wysokiej temperaturze. Występują przemiany fazowe ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ,  $\gamma \rightarrow \delta$ ,  $\delta \rightarrow$  ciecze) zmieniając skokowo własności materiału. W sposób ciągły zmieniają się własności cieplne i mechaniczne. Powstają struktury metastabilne (martenzyt, bainit), i następuje rozrost ziarn. W stanie ciekłym zachodzą procesy metalurgiczne i mieszania jeziorka [2, 9, 12].

W procesie spawania zachodzi równolegle wiele procesów, często ze sobą wielostronnie sprzężonych. Opisanie ich prostymi zależnościami jest bardzo utrudnione.

Analityczne określenie rozkładu temperatury podczas spawania wydaje się szczególnie kuszące. Umożliwia ono wyznaczanie temperatury tylko w interesujących punktach i chwilach czasu, bez prowadzenia obliczeń dla obszarów o mniejszym znaczeniu. Nakładając odpowiednie warunki brzegowe na równanie Fouriera-Kirchhoffa (1) :

$$c_p \rho \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial^2 Q}{\partial V \partial \tau} + \nabla(\lambda \nabla T) \quad (1)$$

opisuje się geometrię spawanego przedmiotu, postać źródła ciepła itp. Wartości  $\lambda$ ,  $c_p$ ,  $\rho$  można przyjąć jako zależne od temperatury  $T$  i współrzędnych.

W pracy [14] przedstawiono rozwiązania problemu dla ciał: nieskończonego, półnieskończonego, płyty i pręta. Przyjęto modele źródeł ciepła: punktowy, liniowy (odcinkowy), płaski i przestrzenny. Dla nieruchomego źródła ciepła są one rozwiązane. W większych odległościach od źródła temperatury obliczone i zmierzone są sobie bliskie, jednak w pobliżu źródła (szczególnie punktowego) różnice stają się istotne. Rozwiązania te zostały rozwinięte w pracach [4, 9, 16].

Dla bliższych rzeczywistości warunków brzegowych rozwiązanie napotyka na trudności, np. przy uwzględnianiu postaci źródła ciepła ( $Q = f(x, y, z, t)$ ) oraz nieliniowych własności w wysokich, typowych dla spawania temperaturach. Często znalezione rozwiązania sprawiają kłopoty przy wyznaczaniu konkretnych wartości liczbowych [4].

Dla ruchomego źródła ciepła trzeba było przyjąć że własności materiałowe (lub ich kombinacja) są liniowo zależne od temperatury oraz że ciepło rozchodzi się tylko prostopadle do kierunku spawania.

Naprężenia w materiale spawanym spowodowane są rozszerzalnością cieplną materiału [11]:

$$\sigma = \alpha_T E \Delta T \quad (2)$$

Wyznaczanie naprężeń spawalniczych dla własności liniowych przedstawiono w [9]. Uwzględnienie nieliniowych w funkcji temperatury własności mechanicznych lub umocnienia jest trudne do opisu matematycznego. Znane są rozwiązania dla prostych modeli (np. pręt) z ograniczonym zakresem nieliniowości [15].

Wszystkie te modele, temperaturowe i mechaniczne, ze względu na trudności obliczeniowe, są znacząco uproszczonym obrazem rzeczywistych elementów spawanych.

W przypadku niemożności znalezienia rozwiązania ścisłego pomocne są metody przybliżone: numeryczne i analogowe [8].

## 2. OBLICZENIA Z ZASTOSOWANIEM MES

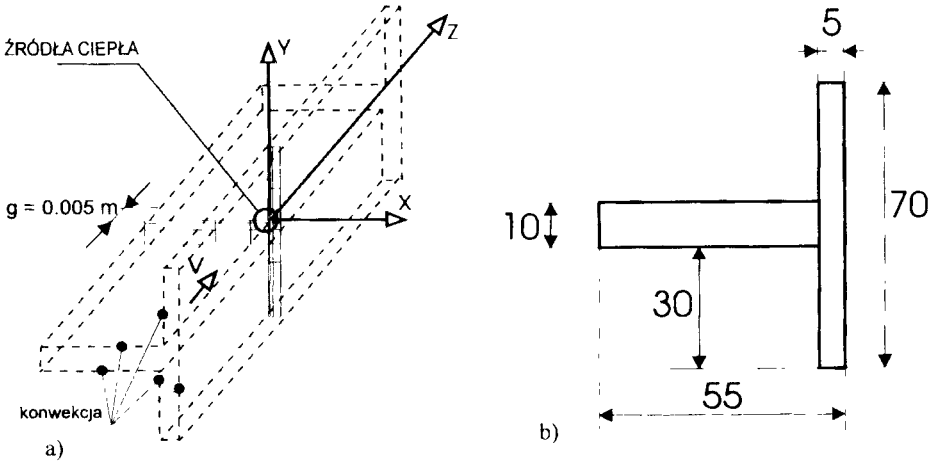
Coraz powszechniej w komputerowych obliczeniach inżynierskich stosowana jest Metoda Elementów Skończonych (MES) [1, 3, 17]. Wykorzystuje ona łatwość przeprowadzania przez komputer operacji na macierzach. Badany obiekt zostaje podzielony logicznie na małe fragmenty - elementy skończone, połączone w węzłach. Na elementy nakładane są obciążenia i utwierdzenia statyczne, temperaturowe itp. tworząc model obiektu [7, 17]. Wszystkie składniki modelu są opisywane w postaci odpowiedniego równania macierzowego, dającego w rozwiązaniu wartości odkształceń, naprężeń, temperatury itp. w rzeczywistym przedmiocie. Metoda jest stosowana do szerokiego zakresu zjawisk fizycznych [17].

Możliwe jest uwzględnianie złożonych: geometrii i obciążeń oraz zróżnicowanych (np. nieliniowych) własności materiałowych. Rozwiązania uzyskane przy pomocy MES pomimo tego, że nie są ściśle, w odróżnieniu od analitycznych, dają znacznie większy obszar zastosowań praktycznych. Istnieje wiele handlowych programów MES. Próby zastosowania MES do obliczeń spawalniczych dla rozmaitych modeli i własności materiałowych były dokonywane np. przez autorów [2, 5]. Celem poniższego opracowania jest przedstawienie własnego modelu wybranego spośród kilku już opracowanych (rozszerzonego o nieliniowość w funkcji temperatury) [13].

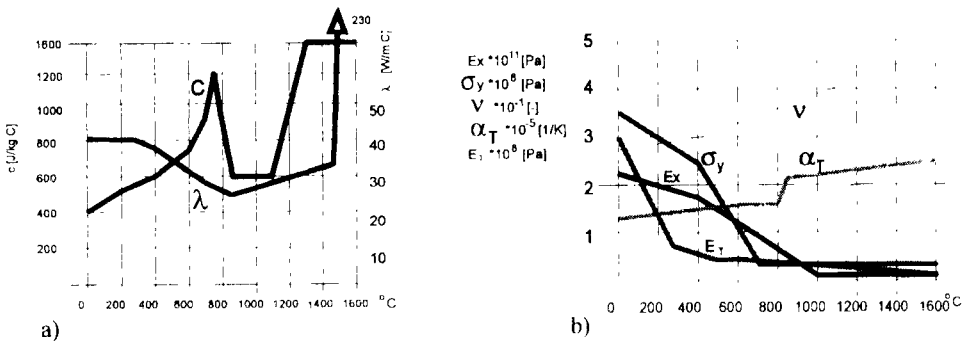
## 3. PRZYKŁAD OBLICZENIOWY

Przykład obliczeniowy pokazuje spawanie teownika z dwóch pasów blachy o różnej grubości, źródłem ciepła poruszającym się wzdłuż elementu. Przyjęto, że źródło ciepła porusza się wystarczająco szybko aby móc zaniedbać wzdłużny przepływ ciepła. Badaniu poddany został poprzeczny wycinek o grubości 5 mm, wyodrębniony myślowo z długiego elementu. Model jest dwuwymiarowy, dający przybliżenie zjawisk w elemencie trójwymiarowym (rys. 1 i 2). Założono, że przekroje poprzeczne ograniczające analizowany wycinek są adiabatyczne i generują płaski stan odkształcenia (lub naprężenia). Źródło ciepła symulujące spawanie łukiem elektrycznym elementów nieukosowanych, jest niejednolite w płaszczyźnie badanego wycinka oraz zależne od czasu symulując przestrzenne źródło ruchome (rys. 3). Na powierzchniach bocznych ciepło odprowadzane jest konwekcyjnie, a własności materiałowe  $c_p$ ,  $\alpha_K$ ,  $\lambda$ ,  $\rho$ ,  $\alpha_T$ ,  $\nu$ ,  $\sigma_y$ ,  $E$ ,  $E_T$  przyjęte są jako zależne nieliniowo od temperatury, gdzie:

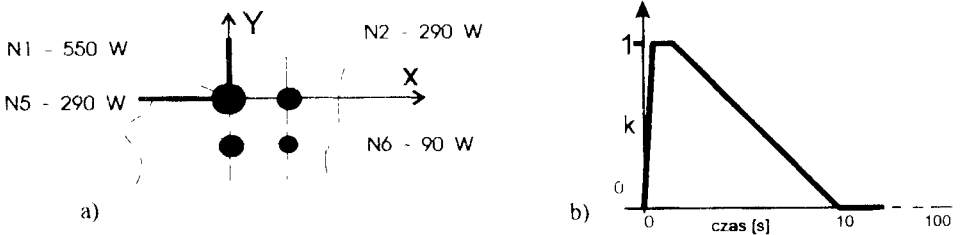
- $c_p$  - pojemność cieplna właściwa,
- $\alpha_K$  - współczynnik wnikania ciepła (konwekcyjny),
- $\lambda$  - współczynnik przewodzenia ciepła,
- $\rho$  - gęstość masy,
- $\alpha_T$  - współczynnik rozszerzalności temperaturowej,
- $\nu$  - liczba Poissona,
- $\sigma_y$  - granica plastyczności,
- $E$  - moduł Younga,
- $E_T$  - moduł styczny.



Rys.1. Badany przekrój: a) położenie w wykonywanym teowniku, b) wymiary

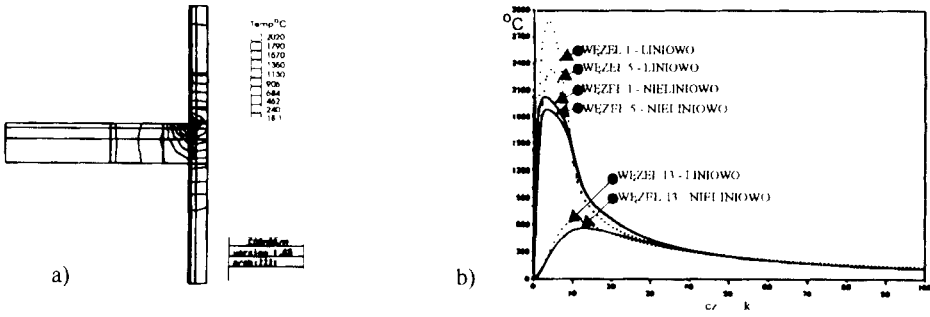


Rys.2. Właściwości materiałowe w funkcji temperatury: a) cieplne, b) mechaniczne

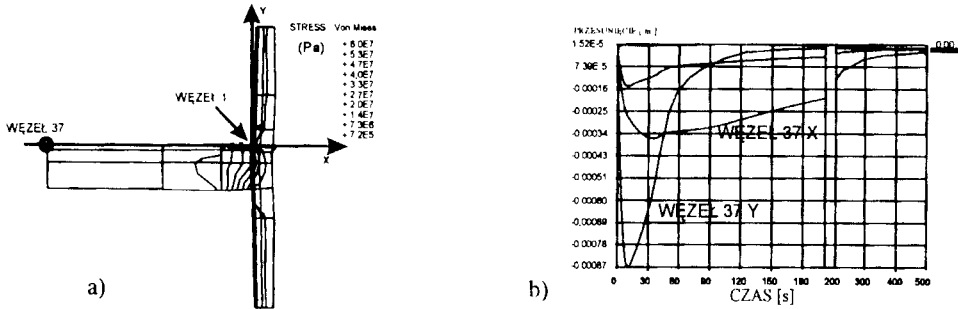


Rys.3. Źródła ciepła: a) położenie i moc maksymalna, b) zmiana współczynnika skalującego moc źródeł w funkcji czasu

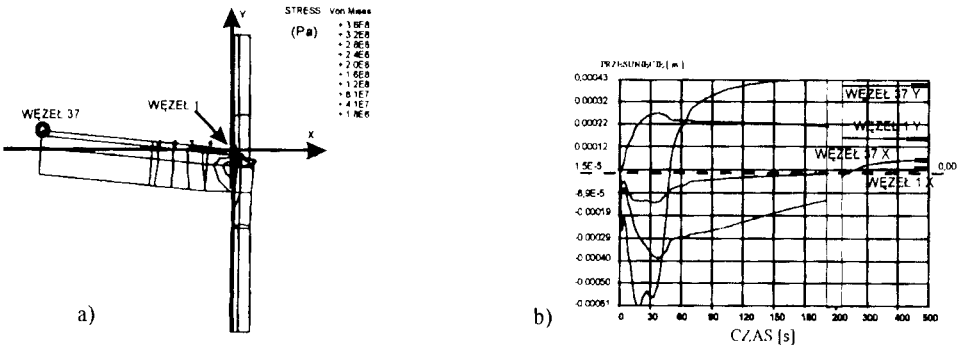




Rys.4. Wyliczone temperatury: a) dla czasu  $t = 3$  s na przekroju, b) porównanie rozwiązania liniowego i nieliniowego dla wybranych węzłów



Rys.5. Liniowa analiza mechaniczna, płaski stan odkształcenia: a) naprężenia pozostające dla czasu  $t = 500$  s na przekroju (Huber-Mises), b) wykres przesunięć dla wybranych węzłów (powracają do zera)



Rys.6. Nieliniowa analiza mechaniczna, płaski stan odkształcenia, umocnienie izotropowe: a) naprężenia pozostające dla czasu  $t = 500$  s na przekroju (Huber-Mises), b) wykres przesunięć dla wybranych węzłów (odkształcenia spawalnicze)

Przeprowadzono obliczenia temperatury dla  $\lambda$ ,  $\rho$ ,  $c_p$ ,  $\alpha_K$  stałych oraz zmiennych w funkcji temperatury (rys. 2). Przebieg zmian temperatury w obu przypadkach, dla kilku węzłów przedstawiono na rysunku 4. Na podstawie temperatury dokonano obliczeń mechanicznych, przyjmując własności  $\alpha_T$ ,  $\nu$ ,  $\sigma_y$ ,  $E$ ,  $E_T$  jako stałe lub  $f(T)$ . W pierwszym przypadku nie uzyskano odkształceń pozostających (rys. 5). W drugim przypadku przeprowadzono cztery cykle obliczeń przyjmując kombinacje umocnienia: izotropowego i kinematycznego oraz płaskiego stanu: naprężenia i odkształcenia. We wszystkich czterech przypadkach uzyskano różniące się ilościowo ale podobne i zgodne z ogólną tendencją empiryczną odkształcenia i naprężenia pozostające. Jeden z przykładów pokazano na rysunku 6. Kąt pozostającego odchylenia półki od poziomu mieści się w zakresie podawanym dla podobnej geometrii połączenia w pracy [10]. Zastosowanie nieliniowych własności temperaturowych jest jak widać warunkiem uzyskania poprawnych wyników obliczeń mechanicznych. Pomimo występowania pewnych podobieństw wyników obliczeń nieliniowych i liniowych (szczególnie podczas nagrzewania), zastosowanie liniowych własności materiałowych może doprowadzić do wyników całkowicie błędnych.

Problem temperaturowy rozwiązywano krokowo, poprawiając zbieżność stosowaniem iteracji w każdym kroku czasu. Dla zachowania zbieżności stosowano także krótkie, zmieniane kroki czasu: od 0.001 sekundy w czasie nagrzewania do 10 sekund w czasie chłodzenia. Model mechaniczny o identycznej sieci elementów został następnie obciążony polem temperatury i utwierdzony mechanicznie. Proces rozwiązywania prowadzono również metodą krokową, stosując iteracje dla poprawienia zbieżności. Wymagane kroki czasu były podobne jak w części temperaturowej. Konieczne jednak okazało się skrócenie kroków czasu podczas niektórych okresów chłodzenia, kiedy stygnąca struktura poddana była naprężeniom większym od granicy plastyczności, przy powracającej równocześnie wysokiej wytrzymałości materiału spawanego. Użyto programu COSMOS/M [6].

#### 4. WNIOSKI

1. Dzięki MES możliwe jest znalezienie rozwiązań dla problemów, które są obecnie niemożliwe do rozwiązania analitycznego.
2. Warunkiem poprawnego przeprowadzenia obliczeń jest znajomość własności materiałowych w funkcji temperatury.
3. Uzasadnione jest stosowanie dwuwymiarowych modeli elementów spawanych. Uzyskuje się poprawne wyniki.

#### LITERATURA

- [1] Ahrens H., Dinkler D.: Finite Elemente Methoden. Teil I. TU Braunschweig 1991
- [2] Argyris J.H., Szimmat J., Willam K.J.: Finite Elemente Analysis of Arc-welding Processes. Numerical Methods in Heat Transfer. Vol. III. 1985

- [3] Dacko M., Borowski W., Wieczorek M.: Metoda elementów skończonych w mechanice konstrukcji. Arkady, Warszawa 1994
- [4] Giang N.K.: Analityczny model do określania ustalonych pól temperatur i metoda klasyfikacji ciał w cieplnych procesach spawalniczych. Praca doktorska. Politechnika Gdańska, 1986
- [5] Goldak J., Chakravarti A., Bibby M.: A new finite element model for welding heat sources. Metallurgical Transactions B. Vol. 15B, June 1984
- [6] Instrukcja COSMOS/M. User Guide. Tomy 1-3
- [7] Kroplin B.: Diskretisierungsverfahren I und II. ISD Universität Stuttgart 1991
- [8] Modelowanie numeryczne pól temperatury: Praca zbiorowa pod redakcją J.Szarguta, WNT, Warszawa 1992
- [9] Myśliwiec M.: Ciepłno-mechaniczne podstawy spawalnictwa. WNT, Warszawa 1970
- [10] Poradnik inżyniera - Spawalnictwo. WNT, Warszawa 1983
- [11] Praca zbiorowa pod redakcją Z.Orłosa: Naprężenia cieplne. PWN, Warszawa 1991
- [12] Radaj D.: Heat Effects of Welding, Springer-Verlag, Berlin 1992
- [13] Ranatowski E., Skibicki A.: Analiza możliwości stosowania metod numerycznych do obliczania pól temperaturowych podczas spawania. Materiały sympozjum "Techniki komputerowe w spawalnictwie", Gliwice 1994
- [14] Rosenthal D.: The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. ASME Transactions, 1946
- [15] Rożnowski T.: Ruchome źródła ciepła w termosprężystości. PWN, Warszawa 1988
- [16] Rykalin N.N.: Tiejlowyje osnovy svarki. Moskwa 1947
- [17] Zienkiewicz O.C.: Metoda Elementów Skończonych. Arkady, Warszawa 1972

## USE OF FEM FOR WELDING

### Summary

Here is present calculation with FEM program COSMOSM on IBM-PC of transient temperature, displacement and stress in weld joints. Two dimensional, cross section model of welded T-shaped element is present. Here are used distributed heat sources, convection, hardening: isotropic and kinematics, plane strain conditions and nonlinear, temperature dependent  $c_p$ ,  $\alpha_k$ ,  $l$ ,  $r$ ,  $\alpha_T$ ,  $v$ ,  $\sigma_y$ ,  $E$ ,  $E_T$ . Results show temperature, residual displacements and stress after cooling.



## OCENA EFEKTYWNOŚCI TECHNOLOGICZNEJ METODY GTA W ASPEKTCIE FIZYKI PROCESU

Eugeniusz Ranatowski

Akademia Techniczno-Rolnicza, Katedra Materiałoznawstwa i Technologii Metali  
ul. Ks. A. Kordeckiego 20, 85-225 Bydgoszcz

W części wstępnej artykułu określono kierunki rozwoju metod spawania opartych na łuku elektrycznym. W dalszej części pracy scharakteryzowano główne kierunki rozwoju metody TIG i jej transformację w GTA. Uwzględniając fundamentalne znaczenie znajomości fizyki procesu spawania jako warunek *sine qua non* procesu optymalizacji, scharakteryzowano główne elementy procesu, bazując na modelu konwekcyjnym transportu masy i ciepła w spoinie. Określono podstawowe związki analityczne wynikające z analizy fizyki procesu. Scharakteryzowano również wpływ układu: elektroda - gaz ochronny - materiał spawany na efektywność procesu spawania metodą GTA.

### 1. WSTĘP

Spośród współczesnych metod spajania szczególnym zainteresowaniem cieszą się te, które są oparte na wysokoskoncentrowanych źródłach ciepła, takich jak laser, wiązka elektronów, strumień plazmy, z czym wiąże się istotny postęp w zakresie technologii spajania. Tym niemniej niesłabnącym powodzeniem cieszą się również tradycyjne metody spajania oparte na łuku elektrycznym, gdzie również obserwuje się znaczący postęp w zakresie bardziej efektywnego ich wykorzystania. Jest to głównie wynikiem głębszego rozpoznania fizyki i metalurgii procesu spajania oraz ogólnego rozwoju technologii w zakresie źródeł zasilania prądowego, sterowania i kontroli przebiegu procesu spajania wraz z precyzyjnym doбором materiałów podstawowych i dodatkowych: elektrod, drutów, gazów ochronnych itp.

### 2. TRANSFORMACJA METODY TIG W GTA

Rozważmy w dalszej kolejności niektóre aspekty rozwoju metody TIG (tungsten inert gas).

W konwencjonalnym ujęciu metody TIG źródłem ciepła jest łuk elektryczny jarzący się pomiędzy nietopliwą elektrodą wolframową i spawanym materiałem, a sam proces spawania odbywa się w osłonie gazów obojętnych: Ar, He. Spoina powstaje z nadtopionych brzegów materiału spawanego oraz spoiwa w formie drutu. Istotnym wyróżnikiem metody TIG, w stosunku do innych metod wykorzystujących łuk elektryczny jako spawalnicze źródło ciepła jest:

- wysoki stopień koncentracji źródła ciepła,  $k = 6 \div 14 \text{ cm}^{-2}$ ,
  - wysoka temperatura słupa łuku  $> 10\,000 \text{ K}$ .
- Rozwój tej metody praktycznie wyraża się w:
- zastosowaniu inwertorowych źródeł prądu wraz z sterowaniem komputerowym przebiegu procesu spawania, np. przy spawaniu rur,
  - zastosowaniu jako gazów osłonowych mieszanin gazów (obojętnych i aktywnych), np. He i Ar, Ar i H, He i H,
  - aplikacji elektrod wolframowych z dodatkiem takich pierwiastków jak: Th, Zr, Ce, La oraz ich tlenków,
  - aplikacji półautomatycznych systemów podawania drutu. Samą metodę spawania określa się jako GTA (gas tungsten arc welding), głównie z uwagi na stosowanie mieszanek gazowych - również częściowo aktywnych.

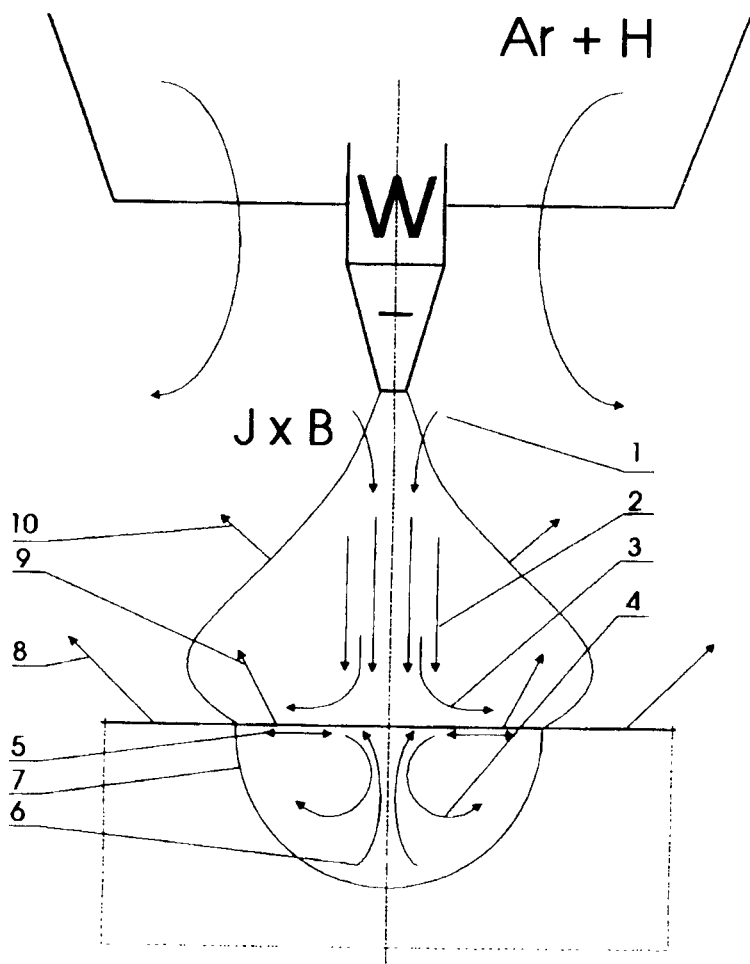
### 3. PRZEKAZYWANIE CIEPŁA I MASY ORAZ ICH WPŁYW NA KSZTAŁT SPOINY

Duże znaczenie w zakresie automatyzacji i sterowania procesem spawania, jako warunku *sine qua non* procesu optymalizacji, ma umiejętność przewidywania i obliczania skutków działania łuku jako spawalniczego źródła ciepła. Problem ten usiłuje się rozwiązać w oparciu o model przewodzenia ciepła - równanie różniczkowe Fouriera-Kirchhoffa. Daje on pod pewnymi warunkami użyteczne rozwiązania dla strefy wpływu ciepła (SWC). Jednym z podstawowych warunków prawidłowego modelowania obszaru spoiny jest dobór kształtu i wymiarów strefy stopienia - jeziorka spawalniczego - dostosowanego do rozmiarów rozkładu źródła ciepła. Model poprzedni jest jednakże niewłaściwy do określenia i rozwiązania problemu spawalności obszaru stopienia, ponieważ jego wymiary są rezultatem równoczesnego ruchu ciekłego metalu w jeziorku spawalniczym i odmiennych warunków przewodzenia ciepła niż w SWC. Ponieważ ustalenie *a priori* powierzchni granicznej pomiędzy cieczą a fazą stałą nie jest możliwe, rozwiązanie tego problemu można uzyskać drogą rozważań analitycznych lub numerycznych, przy przyjęciu odpowiedniego modelu matematycznego zjawiska.

Ustalenie i rozwiązanie tego zagadnienia umożliwi osiągnięcie pełniejszej efektywności technologicznej metody GTA, co wydaje się po części możliwe przy przyjęciu następującego algorytmu postępowania obejmującego:

- a) określenie transportu na sposób ciepła z łuku do powierzchni metalu,
- b) sprzężone przenoszenie ciepła poprzez: przewodnictwo i konwekcję,
- c) ruch cieczy w płynnym jeziorku spawalniczym,
- d) fazowe transformacje (topnienie i krystalizacja) na granicy ciecz - faza stała,
- e) geometrię strefy stopienia,
- f) uwzględnienie wymiany ciepła do otoczenia (atmosfery) przez konwekcję i promieniowanie,

- g) rzeczywistą geometrię spoiny,  
 h) użycie parametrów charakteryzujących własności fizyczne np.  $\rho(T)$ ,  $\lambda(T)$ ,  $\alpha(T)$ ,  $c(T)$  jako funkcji temperatury.



Rys.1. Schemat procesu GTA wraz z charakterystyką oddziaływań:

- 1 - siła elektromagnetyczna,
- 2 - ciśnienie łuku,
- 3 - ścinająca siła hydrodynamiczna gazów i strumienia plazmy,
- 4 - siła elektromagnetyczna w jeziorce,
- 5 - siła ścinająca  $\partial\gamma / \partial T$ ,
- 6 - wypór hydrostatyczny,
- 7 - granica rozkładu fazy ciekłej i stałej,
- 8 - promieniowanie z obszaru SWC,
- 9 - parowanie i promieniowanie jeziorka,
- 10 - promieniowanie strumienia plazmy.

Na rysunku 1 przedstawiono schematycznie sytuację występującą w obrębie spoiny przy wykorzystaniu metody GTA. Rozkład gęstości mocy strumienia ciepła łuku elektrycznego dostarczonego do powierzchni elementu zgodnie z rozkładem Gaussa wynosi:

$$q(r) = \frac{3Q}{\pi r_\tau^2} e^{-\frac{3(x^2 + y^2)}{r_\tau^2}}, \quad \frac{W}{m^2} \quad (1)$$

gdzie:

$Q$  - moc źródła ciepła, J/s,

$r_\tau$  - efektywny promień łuku,  $r_\tau^2 = x^2 + y^2$

Moc źródła ciepła, którym w metodzie GTA jest łuk elektryczny, wynosi:

$$Q = U \cdot I \cdot \eta, \quad J/s \quad (2)$$

gdzie:

$U$  - napięcie prądu,

$V, I$  - natężenie prądu, A,

$\eta$  - sprawność.

Rzeczywistą wartość pracy wykonaną przez łuk elektryczny w czasie procesu spawania i wyrażającą zmianę entalpii układu  $S_H(r)$  określimy jako:

$$S_H(r) = \frac{\eta \cdot q(r)}{\rho \cdot Y_d} \quad (3)$$

gdzie:

$\rho$  - gęstość,

$Y_d$  - głębokość absorpcji.

Zależność (3) wyraża więc praktycznie ilość energii bezpośrednio zaabsorbowanej przez jeziorko spawalnicze w procesie spawania. Energia ta zużyta jest na formowanie spoiny, co jest związane z transportem masy i ciepła. Przepływ ciepła w jeziorku spawalniczym ma głównie charakter konwekcyjny i oparty jest na ruchu płynnego metalu. Ruch cieczy jest wywołwany głównie poprzez [2]:

- asymetryczne pole magnetyczne,

- gradient napięcia powierzchniowego,

- wypór hydrostatyczny spowodowany lokalną zmianą gęstości, oraz częściowo przez krzywiznę powierzchni zewnętrznej jeziorka spawalniczego. Przy wyższych parametrach prądowych zaznacza się również wpływ ciśnienia łuku.

Lokalna zmiana gęstości  $\rho$  jest odniesiona do wyjściowej stałej wartości  $\rho_0$  i może być określona jako (4):

$$\rho = \rho_0 \left(1 + \frac{\Delta \rho}{\rho_0}\right) = \rho_0 (1 + \beta) \quad (4)$$



$$\beta = \beta(T) = \frac{\Delta\rho}{\rho_0}(T) \quad (5)$$

Strumień energii na sposób ciepła generowany przez łuk spawalniczy wytwarza chwilowe gradienty gęstości, których efektem jest siła napędowa ruchu cieczy, związana ze zmianą gęstości  $\rho_0$ :

$$F_B = \rho_0 g(1 + \beta) \quad (6)$$

gdzie:

$g$  - przyspieszenie ziemskie.

Przepływ prądu i wytworzone pole magnetyczne mogą wpływać na ruch cieczy w jeziorunku poprzez siłę elektromagnetyczną:

$$\vec{F}_{em} = \vec{J} \times \vec{B} \quad (7)$$

gdzie:

$\vec{J}$  - wektor gęstości prądu elektrycznego,  $\vec{J} = \sigma_e \cdot \vec{E}$ ,

$\vec{B}$  - wektor strumienia magnetycznego,  $\vec{B} = \mu_m \cdot \vec{H}$ .

Gradienty napięcia powierzchniowego  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  spowodowane zróżnicowaną wartością temperatury jeziorunku spawalniczego mogą powodować naprężenia ścinające na powierzchni jeziorunku spawalniczego, wpływając w dalszej kolejności na wartość pędu transportu masy ciekłego metalu i w konsekwencji na transport ciepła w jeziorunku. Zasadniczo uznaje się gradient  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  jako wartość dominującą i sterującą ruchem ciekłego metalu. Transport ciepła w jeziorunku ma charakter konwekcyjny.

Wartość składowych powierzchniowego naprężenia ścinającego wynosi odpowiednio:

$$\mu \frac{\partial V_x}{\partial z} = - \frac{\partial T}{\partial x} \frac{\partial \gamma}{\partial T} \quad (8a)$$

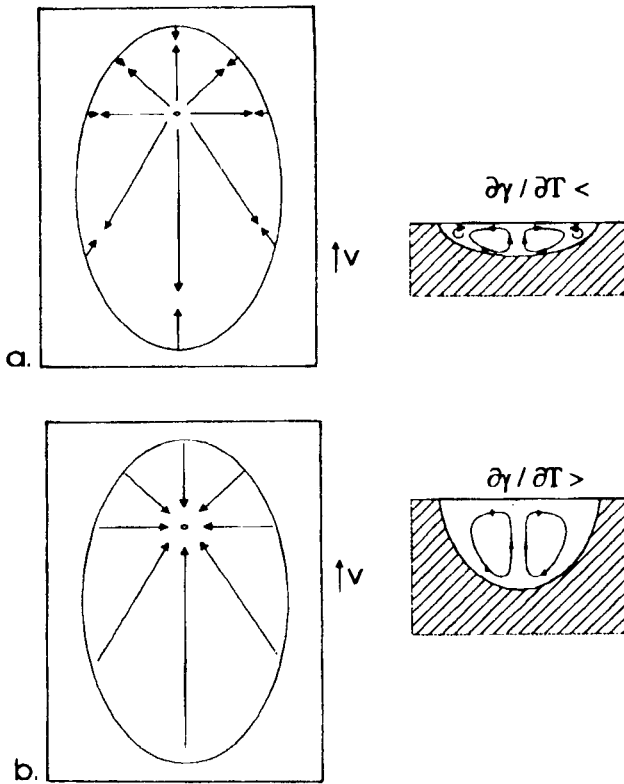
$$\mu \frac{\partial V_y}{\partial z} = - \frac{\partial T}{\partial y} \frac{\partial \gamma}{\partial T} \quad (8b)$$

gdzie:

$V_x, V_y$  - składowe prędkości w kierunku  $x, y$ .

Jeżeli wartość  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  maleje ze wzrostem temperatury, ruch cieczy ma charakter powierzchniowy i jest skierowany od centralnej osi doprowadzenia ciepła na zewnątrz, a powstająca spoina jest szeroka o małej głębokości wtopienia - rysunek 2a.

Jeżeli wartość  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  podwyższa swoją wartość ze wzrostem temperatury  $T$ , to przepływ cieczy jest skierowany w głąb materiału - rysunku 2b. Pozwala to, przy tej samej wartości doprowadzonej energii ze źródła ciepła, uzyskać głębszy przetop, co jest równoznaczne z większą efektywnością technologiczną procesu.



Rys.2. Schemat kierunku przepływu ciecży w jeziorce spawalniczym [2]:

a)  $\partial\gamma / \partial T$  maleje, b)  $\partial\gamma / \partial T$  wzrasta

Ocena zmiany wartości  $\gamma$  jako funkcji temperatury może być oceniona zgodnie z zależnością (4):

$$\gamma(T) = \gamma_m - A(T - T_{top}) - R \cdot T \cdot \Gamma \ln(1 + Ka_i) \quad (9)$$

gdzie:

$\gamma(T)$  - wartość napięcia powierzchniowego roztworu (stopiwa) w temperaturze T,

$\gamma_{top}$  - napięcie powierzchniowe czystego metalu w temperaturze topnienia,

R - stała gazowa,

$\Gamma$  - nadmiar powierzchniowego nasycenia np. dla stali Cr - Ni:

$$1,33 \times 10^8 \text{ kg mol/m}^2,$$

K - współczynnik adsorpcji,

$a_i$  - rodzaj aktywnego składnika i w roztworze,

A - stała.

Współczynnik adsorpcji określimy ze związku:

$$K = k_1 \exp\left(\frac{-\Delta H}{R \cdot T}\right) \quad (10)$$

gdzie:

- $\Delta H$  - normalne ciepło adsorpcji,
- $k_1$  - stała, powiązana z entropią segregacji.

Ustalono, iż także składniki aktywne powierzchniowo, jak S, Si, N, Ce, wpływają na wartość  $\gamma$ , oddziałując bezpośrednio lub pośrednio na głębokość penetracji.

Scharakteryzowane sposoby przenoszenia wielkości ekstensywnych, np. masy, objętości, kształtu, zachodzące w czasie spawania metodą GTA, wskazują na możliwość aktywnego sterowania procesem spawania poprzez parametry intensywne, np. temperaturę, naprężenie, prędkość.

Opisując transport wielkości ekstensywnych masy i ciepła, równania muszą spełnić:

- zasadę zachowania masy (równanie ciągłości),
- zasadę zachowania pędu (równanie pędu),
- zasadę zachowania energii (równanie energetyczne).

Analiza powyższych zjawisk fizycznych może więc stanowić podstawę do modelowania procesu spawania GTA z uwzględnieniem pewnych aspektów optymalizacji procesu.

Proces tworzenia się spoiny związany jest ze zmianą energii wewnętrznej. Przenoszonymi wielkościami ekstensywnymi w procesie jej tworzenia są energia wewnętrzna  $\rho U$  i energia kinetyczna  $\rho v^2$  ruchu makroskopowego cieczy. Bilans energii dla obszaru jeziorka spoiny - ograniczonego powierzchnią  $A$  i posiadającego objętość  $V$  - ma postać:

$$\frac{d}{dt} \int_V \rho \left( \frac{v^2}{2} + U \right) dV = \int_V \rho (v \cdot f) dV + \int_V \rho \phi dV + \dots = \int_A v (T \cdot n) dA + \int_A p_s dA \quad (11)$$

gdzie:

- $U$  - gęstość masowa energii wewnętrznej będącej sumą energii ruchu cieplnego i sumą energii wiązań,
- $f$  - gęstość masowa sił zewnętrznych  $f_e$  i wzajemnego oddziaływania cząsteczek  $f_m$ , ( $f = f_e + f_m$ ),
- $\phi$  - pole skalare określające gęstość masową strumienia energii,
- $T$  - tensor naprężeń,
- $n$  - jednostkowy wektor normalny do powierzchni  $A$ ,
- $p_s$  - gęstość strumienia energii przepływającego przez powierzchnię ograniczającą.

Pierwszy człon prawej strony równania (11) oznacza pracę sił objętościowych podczas makroskopowego ruchu ośrodka. W praktyce oznacza to wytwarzanie energii kinetycznej kosztem energii grawitacji i energii elektromagnetycznej.

Człon drugi  $\int_V \rho \phi dV$  wyraża nieodwracalne wytwarzanie energii wewnętrznej

kosztem energii zamienianej na ciepło Joule'a bądź ciepło histerezy oraz odwracalną przemianę kosztem energii związanej ze zjawiskami elektromechanicznymi i termoelektrycznymi.

Wyrażenie  $\int_A \mathbf{T} \cdot \mathbf{n} dA$  oznacza pracę sił powierzchniowych, czyli niekonwekcyjną wymianę energii kinetycznej przy makroskopowym ruchu ośrodka, wywołaną istnieniem pola naprężeń.

Ostatni człon  $\int_A p_s dA$  oznacza niekonwekcyjną wymianę energii wewnętrznej poprzez przewodzenie i promieniowanie ciepła oraz dyfuzję.

Ponadto równanie charakteryzujące stan energetyczny spoiny przy działającym źródle  $S_H(r)$  dla dwuwymiarowego ośrodka ma postać [4]:

$$\frac{\partial H}{\partial t} + u \frac{\partial H}{\partial r} + v \frac{\partial H}{\partial z} = \frac{\lambda}{\rho c_p} \left( \frac{\partial^2 H}{\partial r^2} + \frac{\partial^2 H}{\partial z^2} \right) + S_H(r) \quad (12)$$

gdzie:

- H - entalpia,
- u, v - promieniowa i osiowa prędkość,
- $c_p$  - ciepło właściwe przy  $p = \text{const}$ .

Uwzględniając związek pomiędzy entalpią i temperaturą:

$$H(T) = \int_{T_0}^T c_p(T) dT + \psi H_1 \quad 0 \leq \psi \leq 1 \quad (13)$$

gdzie:

- $\psi$  - udział części cieczy w dwufazowej strefie,
- $H_1$  - entalpia topnienia (stopiwa).

Równania (12) i (13) mogą być użyte do określenia rozkładu temperatur w elemencie spawanym obejmującego fazę ciekłą i stałą. Z uwagi na to, iż rozwiązanie w/w równań jest z matematycznego punktu widzenia problemem złożonym, efektywne rozwiązanie uzyskuje się metodami numerycznymi.

#### 4. WPŁYW UKŁADU: ELEKTRODA - GAZ OCHRONNY - MATERIAŁ SPAWANY

Analiza zjawisk fizycznych zachodzących w czasie spawania metodą GTA wskazuje, iż istotny wpływ na przebieg procesu i jego efektywność ma wzajemne sprzężenie pomiędzy elementami układu: elektroda - gaz ochronny - materiał spawany.

Analizując wpływ elektrody możemy wyodrębnić następujące czynniki:

- skład chemiczny elektrody nietopliwej,
- ukształtowanie końca elektrody.

Są to czynniki decydujące o zdolności emisyjnej elektronów, wartości pracy wyjścia elektronów i jej trwałości oraz o wartości współczynnika koncentracji łuku  $k$  [ $\text{cm}^{-2}$ ] w warunkach zajarzenia i stabilnego jarzenia łuku. Elektroda nietopliwa jest wykonana z czystego wolframu lub stopów wolframu. Oprócz czystego wolframu stosuje się stopy: W -  $\text{CeO}_2$ , W -  $\text{La}_2\text{O}_3$ , W -  $\text{ThO}_2$ , W -  $\text{ZrO}_2$ , które zasadniczo wpływają korzystnie na trwałość elektrod, stabilność łuku i warunki prądowe. W przypadku spawania prądem stałym i pulsującym korzystne jest również zakończenie elektrody nietopliwej stożkiem ściętym. Można stwierdzić, iż uzyskuje się dzięki temu większy przetop i zwięźlenie szerokości spoiny, co jest niewątpliwie rezultatem wyższej koncentracji strumienia energii w łuku.

Istotny wpływ na przebieg procesu ma również skład użytych gazów. W metodzie GTA stosuje się następujące kombinacje gazów: Ar, Ar - He, Ar -  $\text{H}_2$ , He -  $\text{H}_2$ . Ar i He są to gazy obojętne, natomiast wodór ma działanie redukujące. Użyteczność i efektywność działania gazów ochronnych, oprócz energii dysocjacji i jonizacji, ma również wpływ na ich przewodność cieplną [ $\text{J/smK}$ ]. Przewodność cieplna He, w porównaniu z Ar, jest ponad czterokrotnie wyższa w procesie spajania. Dodatek  $\text{H}_2$  do Ar poprawia sposób przyjmowania ciepła przez ciekłe jezioro, poprawiając efektywność procesu spajania. Pewne śladowe zawartości  $\text{O}_2$  przenikające z atmosfery lub zawilgocenia powodują zmniejszenie wartości napięcia powierzchniowego  $\gamma$ . Efektywne oddziaływanie omówionych czynników można również ująć w formie pewnej stałej  $k_\tau$ , obejmującej wpływ rodzaju materiału elektrody nietopliwej, geometrii końca elektrody, długości łuku, składu gazu ochronnego, rodzaju materiału spawanego. Wartość  $k_\tau$  w powiązaniu z wartością prądu spawania  $I$  wpływa na oddziaływanie siły  $F_{\text{arc}}$  łuku na płynne jezioro, wywierając pewne ciśnienie - rysunek 1, ułatwiając głębszą penetrację spawanego elementu i zwiększając głębokość przetopu [1]:

$$F_{\text{arc}} = k_\tau \cdot I^2 \quad (14)$$

gdzie:

$I$  - natężenie prądu (100 ÷ 300 A).

$k_\tau$  -  $5 \div 6 \times 10^{-6}$  g/A<sup>2</sup>.

Racjonalny dobór warunków spawania pozwala więc zoptymalizować proces spawania metodą GTA.

## 5. WNIOSKI KOŃCOWE

Optymalizacja warunków spawania metodą GTA wymaga pełnej harmonii pomiędzy możliwościami technicznymi i ich wysokimi parametrami znamionowymi współczesnych urządzeń spawalniczych a znajomością procesu fizyki spawania, co może prowadzić, przy umiejętnym modelowaniu matematycznym procesu, do pełnej kontroli jego przebiegu. W przypadku metody GTA może to przykładowo prowadzić do spawania elementów o znacznej grubości (>3 mm) bez użycia spoiwa, co potwierdzają, między innymi, rezultaty badań własnych [3].

**LITERATURA**

- [1] Adonyi Y., Richardson R.W., Baeslack W.A.: Investigation of arc force effects in subsurface GTA welding. *Welding Journal*, No 9, 1992
- [2] Heiple C.R., Roper J.R.: Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. *Welding Journal*, No 4, 1982
- [3] Ranatowski E.: Niektóre aspekty optymalizacji metody TIG do spawania elementów cienkościennych. Politechnika Gdańska, 1995 (w druku)
- [4] Zacharia T., David S.A., Vitek J.M., Debroy T.: Weld pool development during GTA and laser beam welding of type 304 stainless. Part I - Theoretical Analysis. *Welding Journal*, No 12, 1989
- [5] Yokoya S., Matusunawa A.: Heat and mass transfer and their effect on penetration shape in stationary TIG arc weld pool. *Transactions of the Japan Welding Society*, Nr 1, 1993

**AN ASSESSMENT OF THE TECHNOLOGICAL EFFICIENCY OF GTA WELDING METHOD FROM THE VIEW POINT OF A PHYSICAL PROCESS**

## Summary

First of all of this paper to define the development direction of weld methods to be based on welding arc. In the further part to characterisation main direction of the development TIG welding method and its GTA transformation. After taking into consideration physics of welding process as condition *sine qua non* of the optimisation there are determining the main elements of welding process, basis on the convectonal heat and mass transfer in weld pool. Conclusions from the theoretical analysis form some analytical dependence. There also was made an analysis of the system: tungsten electrode - shielding gases - weld material and its influence on the technological efficiency.



**Biblioteka Główna ATR  
w Bydgoszczy**

1006

Cz

38

1995

ISSN 0208-6395