

Wydział Inżynierii Materiałowej
Politechniki Śląskiej

Praca zbiorowa pod redakcją
Dariusza KUCA i Pawła GRADONIA

TECHNOLOGIE MATERIAŁOWE



GLIWICE 2020

MONOGRAFIA



**Praca zbiorowa pod redakcją
Dariusza KUCA i Pawła GRADONIA**

TECHNOLOGIE MATERIAŁOWE

**WYDAWNICTWO POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ
GLIWICE 2020
UIW 48600**

Opiniodawcy

Prof. dr hab. inż. Jarosław MIZERA

Prof. dr hab. inż. Andrzej ZIELIŃSKI

Kolegium redakcyjne

REDAKTOR NACZELNY – Prof. dr hab. inż. Andrzej BUCHACZ

REDAKTOR DZIAŁU – Dr hab. inż. Magdalena JABŁOŃSKA, prof. PŚ

SEKRETARZ REDAKCJI – Mgr Jolanta NIDERLA-WITKOWSKA

Wydano za zgodą

Rektora Politechniki Śląskiej

Projekt okładki

Tomasz LAMORSKI

e-ISBN 978-83-7880-691-2

© Copyright by

Wydawnictwo Politechniki Śląskiej

Gliwice 2020

SPIS TREŚCI

WPROWADZENIE	1
Dariusz KUC – TECHNOLOGIE MATERIAŁOWE	
Rozdział 1	5
Tadeusz WIECZOREK, Jerzy BARGLIK, Sławomir GOLAK, Roman PRZYŁUCKI, Adrian SMAGÓR – TECHNOLOGIE OBRÓBKI CIEKŁYCH METALI PRZY UŻYCIU URZĄDZEŃ MAGNETOHYDRODYNAMICZNYCH	
Rozdział 2	29
Jerzy BARGLIK, Tadeusz WIECZOREK, Roman PRZYŁUCKI, Albert SMALCERZ – NAGRZEWANIE INDUKCYJNE W PROCESACH OBRÓBKI CIEPLNEJ I PLASTYCZNEJ METALI	
Rozdział 3	58
Marek CIEŚLA, Janusz TOMCZAK, Grzegorz JUNAK, Tomasz KAWAŁA, Rafał FINDZIŃSKI – KSZTAŁTOWANIE WŁAŚCIWOŚCI UŻYTKOWYCH ŁUKÓW RUROWYCH DLA ENERGETYKI WYTWARZANYCH W PROCESIE GIĘCIA Z LOKALNYM NAGRZEWANIEM INDUKCYJNYM	
Rozdział 4	88
Wojciech SZKLINIARZ, Agnieszka SZKLINIARZ – CYKLICZNA OBRÓBKA CIEPLNA – W TEORII I ZASTOSOWANIU	
Rozdział 5	121
Dariusz KUC, Magdalena JABŁOŃSKA, Eugeniusz HADASIK – TECHNOLOGIA WYTWARZANIA, MIKROSTRUKTURA I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE STALI DLA PRZEMYSŁU MOTORYZACYJNEGO	
Rozdział 6	158
Bogusław MENDALA – NOWOCZESNE TECHNOLOGIE INŻYNIERII POWIERZCHNI	
Rozdział 7	188
Bogusław GRADON, Stanisław GIL, Wojciech BIALIK – EKOLOGICZNE I EKONOMICZNE ASPEKTY UŻYTKOWANIA CIEPŁA W PROCESACH PRZEMYSŁOWYCH	

TABLE OF CONTENTS

INTRODUCTION	3
Dariusz KUC – MATERIALS TECHNOLOGIES	
Chapter 1	5
Tadeusz WIECZOREK, Jerzy BARGLIK, Sławomir GOLAK, Roman PRZYŁUCKI, Adrian SMAGÓR – TECHNOLOGIES FOR PROCESSING LIQUID METALS USING MAGNETOHYDRODYNAMIC DEVICES	
Chapter 2	29
Jerzy BARGLIK, Tadeusz WIECZOREK, Roman PRZYŁUCKI, Albert SMALCERZ – INDUCTION HEATING IN HEAT AND PLASTIC METAL TREATMENT	
Chapter 3	58
Marek CIEŚLA, Janusz TOMCZAK, Grzegorz JUNAK, Tomasz KAWAŁA, Rafał FINDZIŃSKI – SHAPING THE PERFORMANCE OF TUBE ARCS FOR POWER INDUSTRY PRODUCED BY BENDING WITH LOCAL INDUCTION HEATING	
Chapter 4	88
Wojciech SZKLINIARZ, Agnieszka SZKLINIARZ – CYCLIC HEAT TREATMENT - IN THEORY AND APPLICATION	
Chapter 5	121
Dariusz KUC, Magdalena JABŁOŃSKA, Eugeniusz HADASIK – MANUFACTURING TECHNOLOGY, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL FOR THE AUTOMOTIVE INDUSTRY	
Chapter 6	158
Bogusław MENDALA – MODERN SURFACE ENGINEERING TECHNOLOGIES	
Chapter 7	188
Bogusław GRADON, Stanisław GIL, Wojciech BIALIK – ECOLOGICAL AND ECONOMIC ASPECTS OF USING HEAT IN INDUSTRIAL PROCESSES	

WPROWADZENIE

TECHNOLOGIE MATERIAŁOWE

W monografii pt. „**Technologie materiałowe**”, prezentującej osiągnięcia naukowe pracowników Wydziału Inżynierii Materiałowej, przedstawiono nowoczesne technologie stosowane przy wytwarzaniu i przetwarzaniu materiałów. Kolejne rozdziały zawierają charakterystyki rozwoju poszczególnych technologii, stan aktualny, jak i perspektywy na najbliższe lata. Zaprezentowane prace były realizowane w ramach projektów badawczych o charakterze naukowym oraz we współpracy z przemysłem.

W *rozdziale 1* omówiono obróbkę ciekłych metali z wykorzystaniem zjawisk magneto-hydrodynamicznych (MHD). Opracowane na świecie i w Polsce urządzenia MHD umożliwiają realizację wielu znanych procesów technologicznych odlewania, jak i zupełnie nowych, takich jak: topienie lewitacyjne, (piece z tzw. zimnym tygłem), odlewanie bez-kokilowe, odlewanie odśrodkowe w wirującym polu magnetycznym, mieszanie elektromagnetyczne przy ciągłym odlewaniu stali.

W monografii wiele uwagi poświęcono problematyce związanej z rozwojem procesów związanych z obróbką cieplną i plastyczną metali, a w szczególności nagrzewaniem indukcyjnym do obróbki cieplnej powierzchniowej i plastycznej (*rozdział 2*), gięciem rur dla energetyki z lokalnym nagrzewaniem (*rozdział 3*) oraz cykliczną obróbką cieplną (*rozdział 4*). Dokonano przeglądu wybranych technologii nagrzewania indukcyjnego z obszaru obróbki cieplnej i przeróbki plastycznej. Omówiono metody modelowania matematycznego oraz przedstawiono wyniki badań laboratoryjnych i przemysłowych. Opisano liczne przykłady wykorzystania cyklicznej obróbki cieplnej dla stali, stopów miedzi, aluminium, ale przede wszystkim stopów tytanu oraz stopów na osnowie faz międzymetalicznych z układu tytan-aluminium. Cykliczna obróbka cieplna w wielu przypadkach jest niezastąpiona w procesach kształtowania mikrostruktury i właściwości metali oraz ich stopów. Zaprezentowano

nowatorskie technologie wytwarzania łuków rurowych stosowanych w energetyce metodami gięcia, z wykorzystaniem lokalnego, indukcyjnego podgrzewanie rur.

W *rozdziale 5* skoncentrowano się nad technologiami wytwarzania nowoczesnych stali stosowanych w przemyśle motoryzacyjnym. Przedstawiono nowe gatunki stali o niekonwencjonalnych właściwościach oraz procesy ich wytwarzania, z zastosowaniem zaawansowanych metod obróbki cieplno–plastycznej.

Pracownicy Wydziału legitymują się dużymi osiągnięciami w obszarze nowoczesnych procesów związanych z inżynierią powierzchni (*rozdział 6*). Ścisła współpraca z firmami i stale rosnące zapotrzebowanie nowoczesnego przemysłu na innowacyjne rozwiązania technologiczne w zakresie powłok i warstw odpornych na zużycie w zróżnicowanych warunkach eksploatacyjnych jest dowodem na istotną rolę jaką ta technologia odgrywa w technice i naszym codziennym życiu.

W opracowaniu poruszono ponadto problematykę racjonalizacji użytkowania energii w przemyśle oraz ochrony środowiska (*rozdział 7*). Koncentrowano się głównie na następujących problemach: struktura i stabilność płomieni paliw gazowych, poprawa sprawności energetycznej urządzeń cieplnych, możliwości ograniczenia zużycia paliw i energii, automatyzacja i regulacja procesów cieplnych, sposoby ograniczania emisji zanieczyszczeń.

Czytelnik po zapoznaniu się z poszczególnymi rozdziałami będzie miał pogląd na aktualnym stan rozwoju przedstawionych technologii materiałowych związanych z procesami wytwórczymi materiałów o coraz lepszych właściwościach z zapewnieniem wysokiego i ustabilizowanego poziomu jakości półproduktów i wyrobów finalnych z uwzględnieniem ważnego aspektu związanego z ochroną środowiska naturalnego.

dr hab. inż. Dariusz Kuc, prof. PŚ
Dyrektor Instytutu Inżynierii Materiałowej (2016-2019)
Prodziekan Wydziału (2019-2021)

INTRODUCTION

MATERIALS TECHNOLOGIES

In the monograph entitled "Materials Technologies", presenting the scientific achievements of the employees of the Faculty of Materials Engineering, presents modern technologies used in the production and processing of materials. The following chapters contain the characteristics of the development of individual technologies, the current state and prospects for the coming years. The presented works were carried out as part of research projects of a scientific nature and in cooperation with industry.

Chapter 1 discusses the treatment of liquid metals with the use of magneto-hydrodynamic (MHD) phenomena. MHD devices developed in the world and in Poland enable the implementation of many known technological processes of casting, as well as completely new ones, such as: levitation melting (cold crucible furnaces), die-free casting, centrifugal casting in a rotating magnetic field, electromagnetic mixing at continuous casting of steel.

In the monograph, a lot of attention is paid to the issues related to the development of processes related to heat and plastic treatment of metals, in particular induction heating for surface and plastic heat treatment (chapter 2), bending pipes for the energy industry with local heating (chapter 3) and cyclic heat treatment (chapter 4). Selected induction heating technologies in the area of heat treatment and plastic working were reviewed. The methods of mathematical modeling are discussed and the results of laboratory and industrial tests are presented. Numerous examples of the use of cyclic heat treatment for steel, copper alloys, aluminum, but mainly titanium alloys and alloys based on intermetallic phases from the titanium-aluminum system have been described. Cyclic heat treatment in many cases is indispensable in the processes of shaping the microstructure and properties of metals and their alloys. Innovative technologies for producing pipe bends used in the energy industry by bending with the use of local induction heating were presented.

Chapter 5 focuses on the production technologies of modern steels used in the automotive industry. Chapter introduces new grades of steel with unconventional properties and innovative processes of their production, with the use of advanced methods of thermo-plastic treatment.

The Faculty's employees have great achievements in the area of modern processes related to surface engineering (chapter 6). Close cooperation with various companies and the constantly growing demand of modern industry for innovative technological solutions in the field of coatings and wear-resistant layers in various operating conditions are proof of the important role this topic plays in technology and our everyday life.

The study also deals with the issues of rationalization of energy use in industry and with environmental protection (chapter 7). The main focus was on the following problems: structure and stability of gas burner flames, improvement of energy efficiency of thermal devices, possibilities of reducing fuel and energy consumption, automation and regulation of thermal processes, methods of reducing pollutant emissions.

After reading the individual chapters, the reader will have an overview of the current state of development of the presented material technologies with the production processes of materials with better and better properties ensuring a high and stable level of quality of semi-finished products and final products, taking into account an important aspect related to the protection of the natural environment.

dr hab. inż. Dariusz Kuc, prof. PŚ

Director of the Institute of Materials Engineering (2016-2019)

Vice-Dean of the Faculty (2019-2021)

Tadeusz WIECZOREK¹, Jerzy BARGLIK¹, Sławomir GOLAK¹,
Roman PRZYŁUCKI¹, Adrian SMAGÓR¹

Rozdział 1

TECHNOLOGIE OBRÓBKI CIEKŁYCH METALI PRZY UŻYCIU URZĄDZEŃ MAGNETOHYDRODYNAMICZNYCH

1.1. Wstęp

Zainteresowanie możliwością wykorzystania zjawisk magneto hydrodynamicznych (MHD) w metalurgii rozpoczęło się w latach pięćdziesiątych ubiegłego wieku, kiedy to opatentowano pierwsze hutnicze urządzenia MHD. Na wyróżnienie zasługują tu zwłaszcza prace prowadzone w byłym ZSRR (prace Wertego, Krumina i Woldeka). Do dziś zbudowano na świecie, przede wszystkim w Rosji, USA, Japonii, Szwecji i Niemczech, wiele urządzeń MHD, prototypowych i przemysłowych. W Polsce badania nad metalurgicznymi urządzeniami magneto hydrodynamicznymi prowadzono od 1972 r. na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej. Duży wkład w te badania wnieśli byli pracownicy ówczesnego Zakładu Elektrotermii: prof. Franciszek Fikus, prof. Czesław Sajdak, prof. Krzysztof Kurek, prof. Jerzy Barglik, prof. Tadeusz Wieczorek, mgr inż. Stanisław Drzymała, dr inż. Stanisław Góra, mgr inż. Lech Gorczyński, dr inż. Zofia Pragłowska-Gorczyńska, dr inż. Romuald Kadzimirz, mgr Kacper Migąła, dr inż. Alicja Kurek, mgr Anna Babisz, mgr Barbara Adamczewska, dr Maciej Brunne. Efektem tych badań było kilkanaście prototypów doświadczalnych i półprzemysłowych urządzeń oraz kilka wdrożeń przemysłowych [1, 2, 3]. Najlepsze wyniki osiągnięto w budowie dozowników, mieszadeł elektromagnetycznych i rynien MHD. Wiele opracowanych rozwiązań opatentowano w kraju i za granicą, np. [4, 5].

Opracowane na świecie i w Polsce urządzenia MHD umożliwiają realizację wielu procesów technologicznych, zarówno znanych od dawna – transportu, odlewania

¹ Politechnika Śląska, Katedra Informatyki Przemysłowej

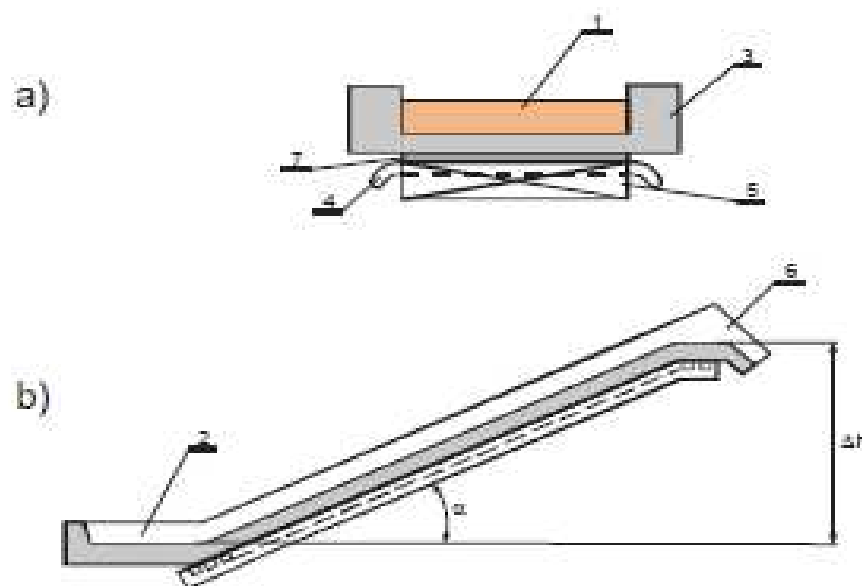
i mieszania ciekłych metali, jak i zupełnie nowych. Należą tu przede wszystkim: topienie lewitacyjne, piece z tzw. zimnym tygłem, odlewanie kokilowe, odlewanie odśrodkowe w wirującym polu magnetycznym, mieszanie elektromagnetyczne przy ciągłym odlewaniu stali, oddziaływanie na strukturę i szybkość krystalizacji odlewów oraz oczyszczanie i ujednorodnianie składu przez pozorną zmianę ciężaru właściwego ciekłego metalu w rynnie MHD. W rozdziale tym przedstawiono przegląd oryginalnych, polskich rozwiązań urządzeń MHD.

1.2. Urządzenia do transportu i dozowania ciekłych metali

Wyróżnia się następujące rodzaje urządzeń magneto hydrodynamicznych do transportu i dozowania ciekłych metali [5,6,7,8]:

- rynny elektromagnetyczne,
- pompy płaskie, śrubowe i cylindryczne,
- dozowniki, zawory i regulatory wypływu.

Podstawowy schemat ideowy rynny elektromagnetycznej do transportu i dozowania ciekłych metali nieżelaznych i stali pokazano na rys. 1.1. Pod kanałem ceramicznym (3) z ciekłym metalem (1) znajduje się wzbudnik płaski o podobnej konstrukcji jak w silnikach liniowych, składający się z uzwojenia (4) ulokowanego w żłobkach pakietowanego rdzenia magnetycznego (5). Uzwojenie zasilane jest prądem trójfazowym, wytwarzającym biegnące pole magnetyczne poruszające się z prędkością synchroniczną.

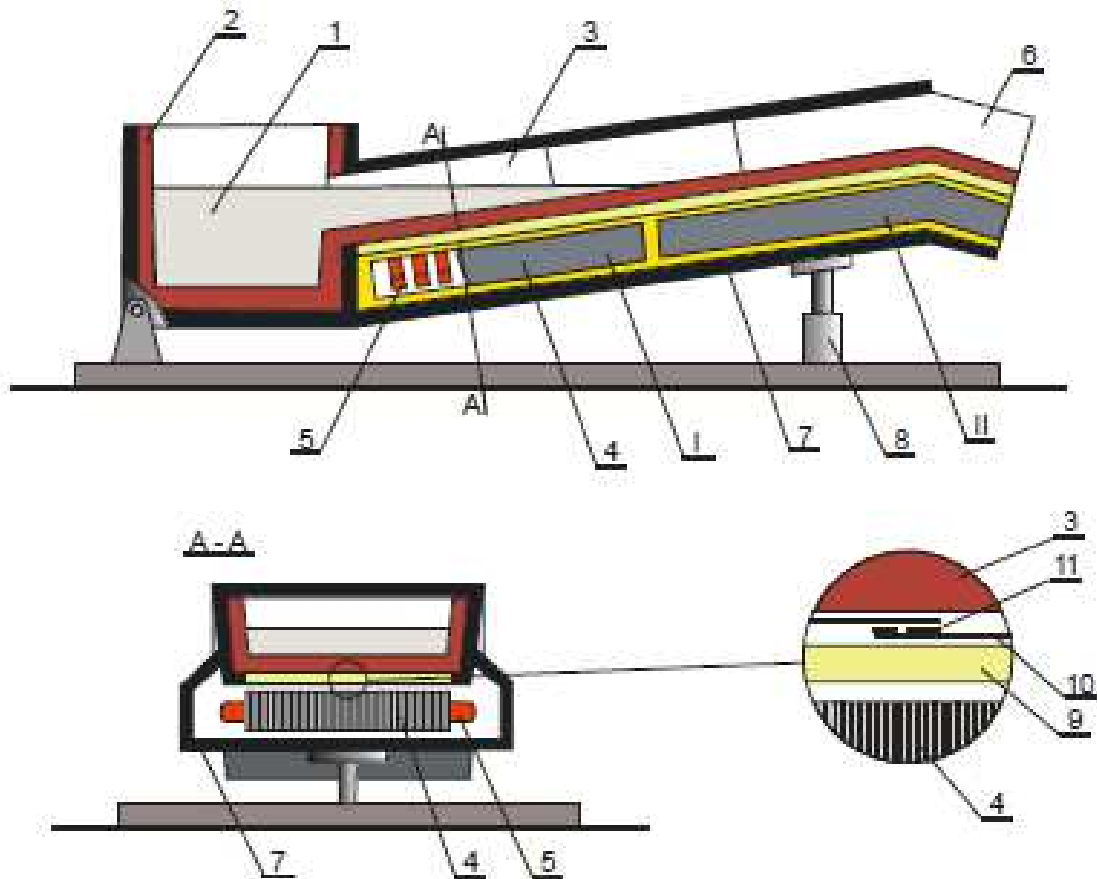


Rys. 1.1. Schemat ideowy rynny elektromagnetycznej: a) przekrój poprzeczny b) przekrój wzdłużny

W wyniku oddziaływania, pomiędzy biegnącym polem magnetycznym a prądami wirowymi indukowanymi, w ciekłym metalu pojawia się siła elektromagnetyczna przemieszczająca ciekły metal (1) ze zbiornika (2) poprzez kanał ceramiczny (3) do wylotu (6) na odległość l i wysokość Δh . Kąt nachylenia rynny elektromagnetycznej względem poziomu α dla stali i żeliwa wynosi ok. 20° lub mniej. W przypadku takich metali nieżelaznych jak aluminium lub cynk, kąt nachylenia kanału ceramicznego rynny względem poziomu może być nieco większy [5]. Dla efektywnej pracy urządzenia magnetohydrodynamicznego niezbędne jest, aby odległość pomiędzy wzbudnikiem, a ciekłym metalem była możliwie minimalna. Grubość dna kształtki ceramicznej tworzącej kanał powinna być na tyle mała, na ile jest to tylko możliwe, ze względu na trwałość mechaniczną.

Ważne jest także, aby użyć wysokiej jakości materiałów termoizolacyjnych (7) umieszczonych pomiędzy kanałem ceramicznym a wzbudnikiem. Niezbędne jest użycie specjalnego systemu zapobiegającego awaryjnemu przeciekowi ciekłego metalu [5]. Prototyp laboratoryjny rynny elektromagnetycznej do transportu ciekłych metali nieżelaznych został zbudowany w Katedrze Elektrotechnologii Politechniki Śląskiej (rys. 1.2). Wzbudnik rynny elektromagnetycznej składa się z dwuwarstwowego uzwojenia (5) umieszczonego w żłobkach rdzenia magnetycznego (4) złożonego z pakietu blach transformatorowych o grubości 0,35 mm. Zwoje wzbudnika wykonane są z pełnego profilu miedzianego nie chłodzonego wodą. Wzbudnik podzielony jest na dwa segmenty (dolny I i górny II), które mogą być zasilane niezależnie. Przed podaniem napięcia na wzbudnik poziom początkowy ciekłego metalu w kanale rynny wynosi l_0 . Jeśli rynna wykorzystywana jest do transportu ciekłego metalu oba segmenty wzbudnika są załączone. Ciekły metal (1) jest transportowany ze zbiornika (2) przez kanał ceramiczny (3) do wylotu (6) na konkretną odległość i wysokość. W przypadku wykorzystania rynny jako dozownika segment dolny I wzbudnika jest stale załączony, natomiast segment górny II jedynie podczas dozowania. Dzięki temu dozowanie kolejnych dawek ciekłego metalu rozpoczyna się wciąż z tego samego poziomu początkowego, co pozwala uniezależnić ich masę od zmian (obniżania się) poziomu ciekłego metalu w zbiorniku. Rama nośna rynny (7) jest tak ukształtowana, że można zmieniać kąt nachylenia części wznoszącej rynny względem poziomu na przykład przy użyciu podnośnika hydraulicznego (8). Jak już wspomniano wcześniej, odległość między ciekłym metalem a wzbudnikiem powinna być możliwie mała. Z tego powodu kluczowa dla sprawności urządzenia grubość dna kanału ceramicznego wynosi zaledwie $g_c = 0,02$ m. System zapobiegający przedostaniu się ciekłego metalu do będącego pod napięciem wzbudnika umieszczony

jest między wzbudnikiem, a warstwą termoizolacyjną. Widok urządzenia na stanowisku laboratoryjnym w Politechnice Śląskiej pokazano na rys. 1.3.



Rys. 1.2. Prototyp laboratoryjny rynny elektromagnetycznej zbudowany w Politechnice Śląskiej: 1 – ciekły metal, 2 – zbiornik, 3 – kanał ceramiczny, 4 – rdzeń magnetyczny, 5 – uzwojenie, 6 – wylot, 7 – rama nośna, 8 – podnośnik hydrauliczny, 9 – warstwa termoizolacyjna, 10 – system ochronny, 11 – podstawa, I, II – segmenty wzbudnika

Podstawowym zastosowaniem urządzenia jest transport i dozowanie metali nieżelaznych (głównie aluminium) oraz żeliwa i stali na dość duże odległości przy niewielkiej różnicy poziomów. Istnieje dostęp do powierzchni swobodnej metalu. Stwarza to możliwość prowadzenia różnych zabiegów technologicznych, a charakter ruchu sprzyja eliminacji zanieczyszczeń niemetalicznych i zmniejszeniu stopnia zagazowania [3]. Do podstawowych zalet urządzenia należy zaliczyć prostą konstrukcję, niezbyt wysokie wymagania względem materiałów ceramicznych, łatwość wbudowania w istniejące ciągi technologiczne. Pewną wadą jest umieszczenie wzbudnika pod kanałem ceramicznym z ciekłym metalem, co stwarza ryzyko zagrożenia przeciekami metalu do wzbudnika będącego pod napięciem. Rynna elektromagnetyczna znalazła bardzo szerokie zastosowanie w przemyśle [1, 3]. Najczęściej stosowany jest nieco inny, od opisanego powyżej, wariant urządzenia,

a mianowicie uzwojenie wykonane z rurki miedzianej chłodzonej wodą. Pozwala to na zasilanie wzbudnika znacznie wyższym prądem, i tym samym uzyskanie jego znacznie wyższego okładu prądowego. Dzieje się to jednak kosztem obniżenia sprawności elektrotermicznej urządzenia. Znane są jedynie dwa rozwiązania rynien elektromagnetycznych bez chłodzenia wodnego uzwojenia [1].

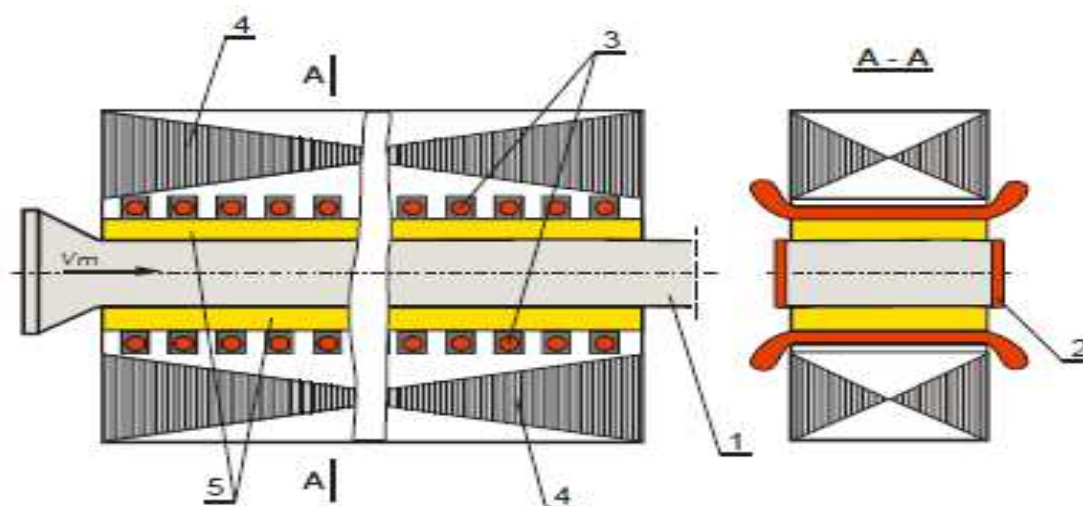


Rys. 1.3. Widok rynny elektromagnetycznej na stanowisku doświadczalnym: widok z boku oraz widok z przodu, przed rynną kształtki ceramiczne

1.3. Pompy płaskie, śrubowe i cylindryczne

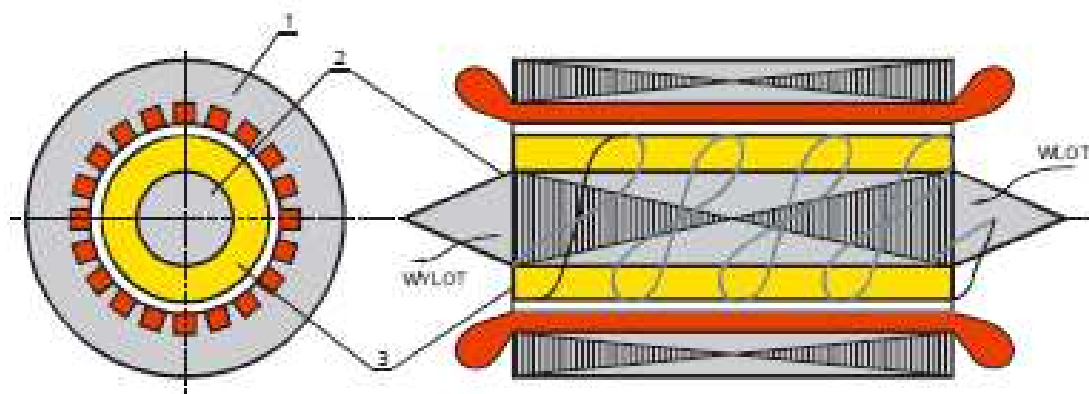
Pompy magnetohydrodynamiczne znajdują zastosowanie do transportu ciekłych metali żelaznych i stali, przy czym technicznie możliwe jest uzyskanie natężeń przepływu rzędu nawet $200 \text{ m}^3/\text{h}$, przy wysokościach podnoszenia rzędu kilku metrów [2]. Większość stosowanych pomp to pompy indukcyjne, które z kolei dzieli się na trzy podstawowe grupy w zależności od rodzaju zmiennego pola elektromagnetycznego wytwarzanego przez wzbudnik. Wyróżnia się więc pompy z polem pulsującym, wirującym i biegnącym. Inny podział (płaskie, śrubowe, cylindryczne) wynika wprost z geometrii układu. Pompy płaskie stosowane są dość rzadko; ich konstrukcja przypomina uprzednio omówioną rynnę elektromagnetyczną z tą różnicą, że kanał ceramiczny jest całkowicie wypełniony ciekłym metalem, a dla zwiększenia sprawności stosuje się wzbudnik dwustronny lub wzbudnik jednostronny z dodatkowym rdzeniem magnetycznym (rys.1.4). Kanał ceramiczny (1) umieszczony jest w szczelinie pomiędzy wzbudnikiem pola biegnącego składającym się z uzwojenia (2) umieszczonego w żłobkach rdzenia magnetycznego (3), a bocznikiem magnetycznym (4). W przypadku transportu metali o niezbyt wysokiej temperaturze

topnienia stosuje się kanały ze stali niemagnetycznej często pokryte od wewnątrz cienką warstwą ochronną [1, 5]. Niezbędna jest kompensacja poprzecznego efektu brzegowego. Między wzbudnikiem, a kanałem ceramicznym umieszcza się materiał termoizolacyjny (5) minimalizujący straty ciepła. Pompy płaskie pozwalają na uzyskanie wydajności rzędu 250 m³/h przy ciśnieniach do 1 MPa.



Rys. 1.4. Szkic ideowy pompy płaskiej z biegnącym polem magnetycznym: 1 – kanał roboczy, 2 – szyny kompensacyjne, 3 – uzwojenie, 4 – rdzeń magnetyczny, 5 – izolacja termiczna

Inny rodzaj konstrukcji stanowi pompa śrubowa. Przykładową konstrukcję takiej pompy pokazano na rys. 1.5, a jej widok na rys. 1.6. Pompy śrubowe pozwalają na uzyskanie natężenia przepływu rzędu do 10 m³/h. Jeśli wymagane jest uzyskanie wyższego natężenia przepływu, zaleca się wykorzystanie omówionych wcześniej pomp płaskich lub pomp indukcyjnych cylindrycznych z polem pulsującym bądź biegnącym.

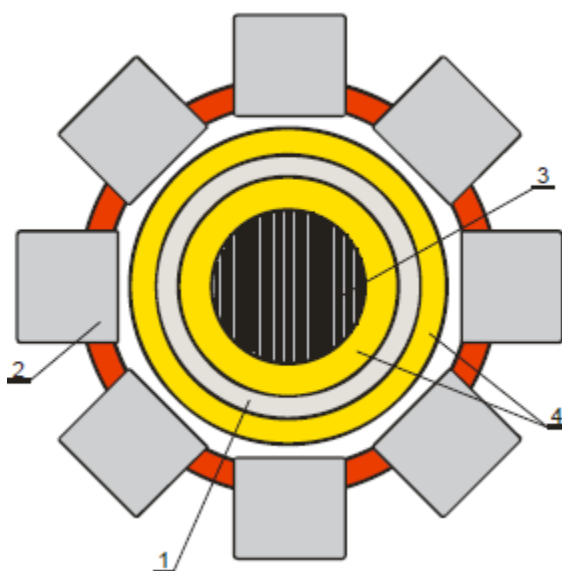


Rys. 1.5. Szkic ideowy pompy śrubowej: 1 – wzbudnik, 2 – ciekły metal, 3 – kanał



Rys. 1.6. Widok pompy śrubowej

Kanał roboczy (1) pompy cylindrycznej (rys. 1.7) wykonany jest ze stali niemagnetycznej o niewielkiej grubości ścianki. Wzbudnik tworzy uzwojenie cylindryczne bez rdzenia magnetycznego składające się z 12 cewek nawiniętych rurką miedzianą i chłodzonych wodą. Wewnątrz kanału rurowego znajduje się dodatkowy rdzeń magnetyczny, a na zewnątrz warstwa termoizolacyjna (4). Pompa o tej konstrukcji może być wykorzystywana do transportu takich metali nieżelaznych jak: cyna, ołów i cynk. Widok pompy do transportu ciekłego ołowiu i cynku pokazano na rys. 1.8.



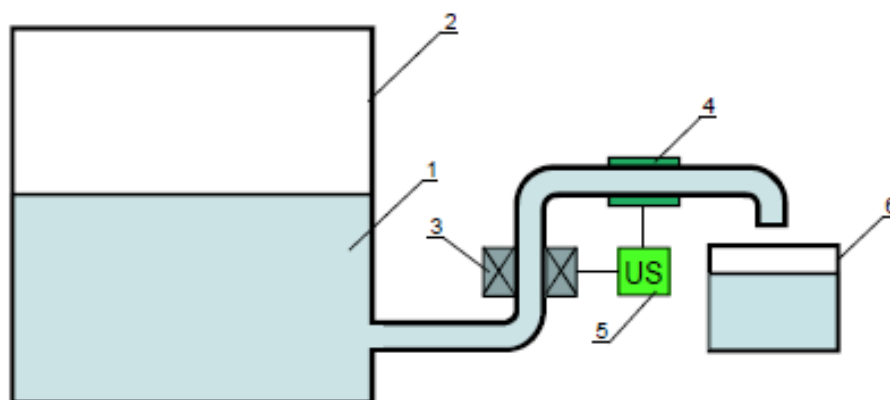
Rys. 1.7. Pompa cylindryczna o polu biegnącym: 1 – kanał roboczy, 2 – uzwojenie, 3 – rdzeń magnetyczny wewnętrzny, 4 – warstwa termoizolacyjna



Rys. 1.8. Widok pompy cylindrycznej do transportu ołowiu i cynku

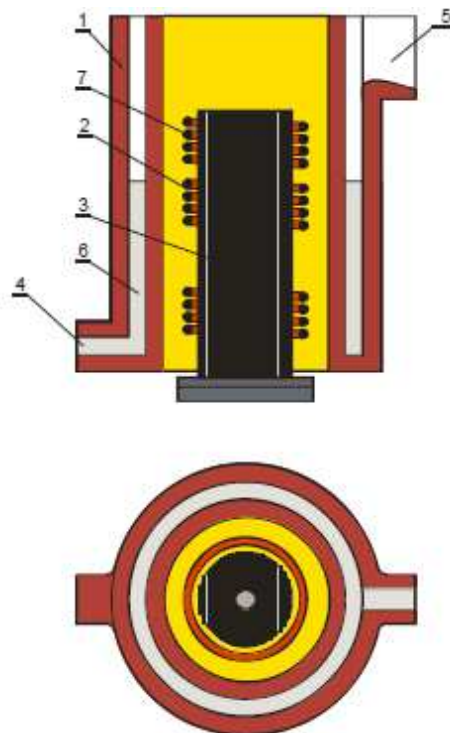
1.4. Dozowniki

Dowolny rodzaj rynny lub pompy wyposażony w układ automatycznej regulacji natężenia przepływu ciekłego metalu w kanale urządzenia tworzy dozownik. Przykład schematu blokowego takiego układu pokazano na rys. 1.9. Pompa elektromagnetyczna (3) wykorzystywana jest do opróżniania pieca (2). Cechą charakterystyczną układu z rys. 1.9 jest korzystny z przyczyn metalurgicznych sposób poboru ciekłego metalu spod lustra metalu, co pozwala ograniczyć pobór zanieczyszczeń i żuźla, gromadzących się w sposób naturalny na powierzchni swobodnej ciekłego metalu. Ciekły metal (1), znajdujący się w kanale roboczym pompy (3), jest podnoszony na żądaną wysokość. Przepływomierz elektromagnetyczny (4) mierzy natężenie przepływu ciekłego metalu i po osiągnięciu założonej wartości masy (np. napełnieniu formy) (5) wzbudnik pompy zostaje wyłączony i cykl powtarza się.



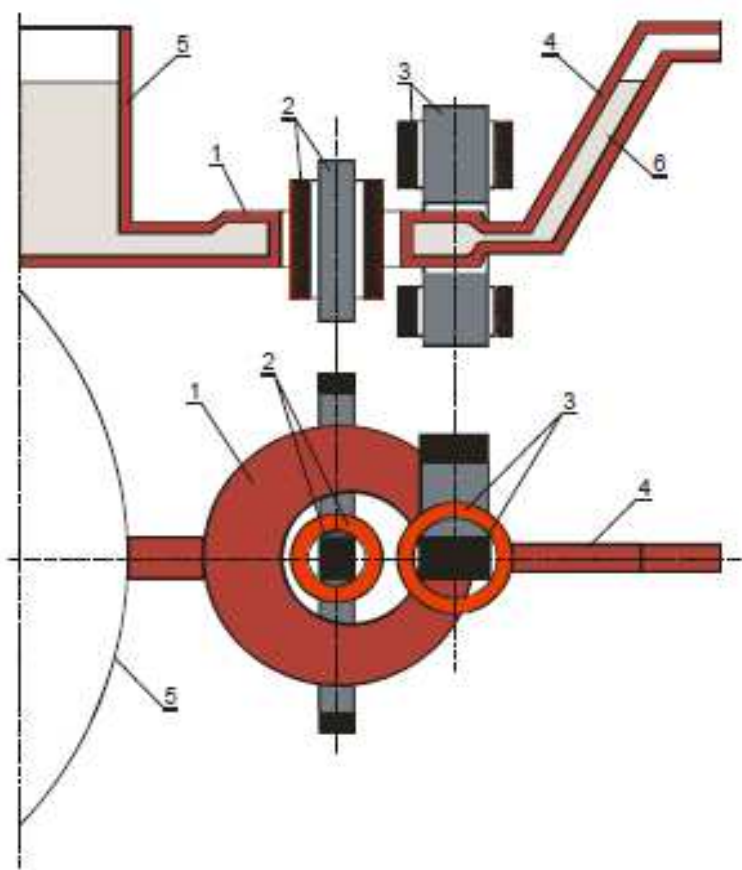
Rys. 1.9. Pompa elektromagnetyczna do pracy nieciągłej: 1 – ciekły metal, 2 – piec, 3 – pompa, 4 – przepływomierz, 5 – układ sterowania, 6 – forma.

Dozownik, w odróżnieniu od pompy, musi charakteryzować się nieco innymi cechami konstrukcyjnymi. Powinien zapewniać nie tylko utrzymanie właściwej dawki ciekłego metalu, ale także pozwalać na podgrzewanie go podczas przerw w dozowaniu. Przykładem dozownika elektromagnetycznego o symetrii osiowej może być dozownik cylindryczny pokazany schematycznie na rys. 1.10 [4]. Wewnątrz kształtki ceramicznej (1) tworzącej kanał ceramiczny w kształcie rury znajduje się uzwojenie trójfazowe (2, 7), a wewnątrz niego rdzeń magnetyczny (3) wykonany w formie kolumny walcowej. Uzwojenie zasilane jest prądem trójfazowym wytwarzającym, podobnie jak w rymnie elektromagnetycznej i silniku liniowym, pole biegnące. Biegnące pole magnetyczne porusza się z prędkością synchroniczną wzdłuż wysokości kształtki. W wyniku oddziaływania pomiędzy tym polem a prądami wirowymi indukowanymi w ciekłym metalu (6) pojawia się siła elektrodynamiczna o gęstości objętościowej f_e , powodująca przemieszczenie ciekłego metalu ze zbiornika (nie pokazanego na rys.10) poprzez otwór wlewowy (4) do kanału wylewowego (5) na zadaną wysokość podnoszenia Δh . W czasie przerw w dozowaniu poziom ciekłego metalu w kanale dozownika jest równy poziomowi w zbiorniku. Wówczas ciekły metal dogrzewany jest przy użyciu zewnętrznego wzbudnika cylindrycznego (7).



Rys. 1.10. Dozownik cylindryczny z biegnącym polem magnetycznym: 1 – kształtka ceramiczna, 2 – uzwojenie trójfazowe wewnętrzne, 3 – rdzeń magnetyczny, 4 – otwór wlewowy, 5 – kanał wylewowy, 6 – ciekły metal, 7 – uzwojenie zewnętrzne

W przypadku konieczności uzyskania małych dawek ciekłego metalu na przykład do zalewania kokilarek lub form odlewniczych opracowano dozownik konдукcyjny (rys. 1.11). W dozowniku konдукcyjnym wykorzystano zjawisko oddziaływania pola elektromagnetycznego na ciekły metal, w którym wymuszono przepływ prądu. W ciekłym metalu znajdującym się w obszarze oddziaływania obwodu magnetycznego głównego (2) indukują się prądy wirowe. Część kanału roboczego dozownika (1) znajduje się w zewnętrznym polu magnetycznym wytworzonym przez pomocniczy obwód elektromagnetyczny. Oddziaływanie pola elektromagnetycznego wytworzonego w szczelinie obwodu pomocniczego (3) z prądami wirowymi traktowanymi jako wymuszone i konдукcyjnie doprowadzone do tej części kanału roboczego. W efekcie następuje podnoszenie ciekłego metalu i jego wypływ poprzez otwór wylewowy (5) do formy (nie pokazanej na rys. 1.11). Dozownik konдукcyjny nadaje się szczególnie do dawkowania niewielkich porcji ciekłego metalu na przykład w liniach technologicznych do zalewania kokilarek i maszyn ciśnieniowych. Widok dozownika konдукcyjnego na stanowisku doświadczalnym współpracującego z piecem rezystancyjnym tyglowym pokazano na rys. 1.12.

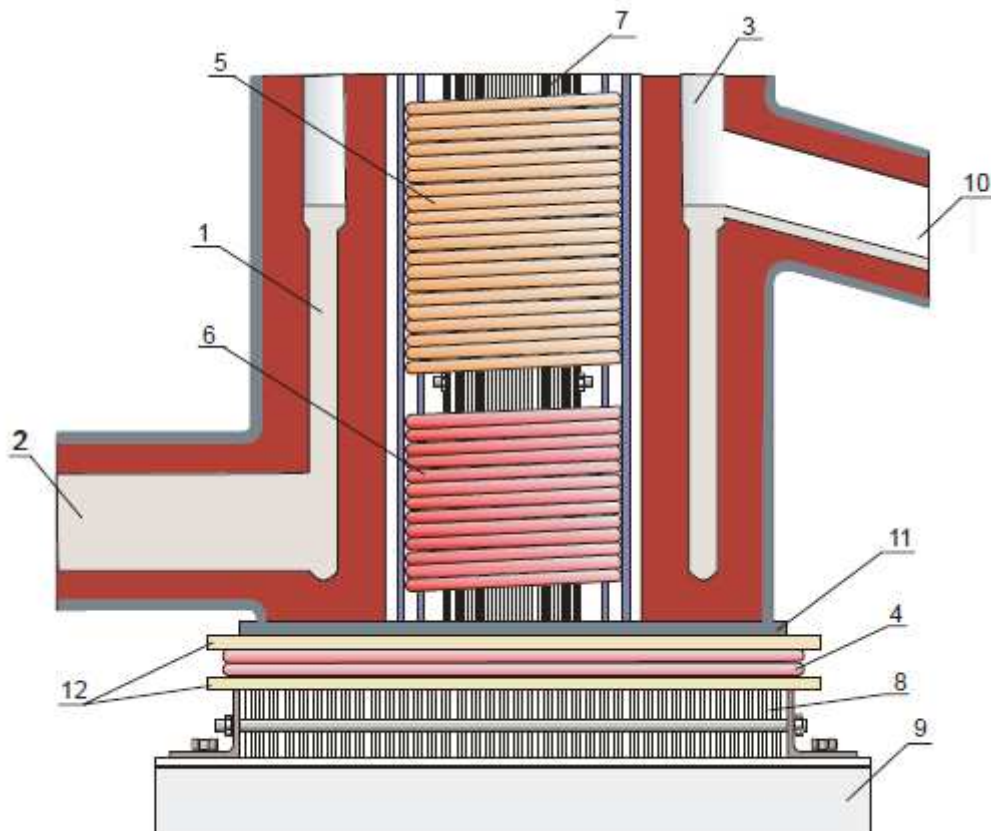


Rys. 1.11. Szkic ideowy dozownika konдукcyjnego: 1 – kanał ceramiczny, 2 – obwód magnetyczny główny, 3 – obwód magnetyczny pomocniczy, 4 – otwór wlewowy, 5 - kanał wylewowy, 6 – ciekły metal



Rys. 1.12. Stanowisko doświadczalne z dozownikiem kondukcyjnym

Szkic ideowy dozownika elektrodynamicznego pokazano na rys. 1.13. Prototyp przemysłowy dozownika elektrodynamicznego zainstalowano w jednej z odlewni cynku [8].



Rys. 1.13. Szkic ideowy dozownika elektrodynamicznego przekrój poprzeczny 1 – ciekły metal, 2 – otwór wlotowy, 3 – kanał ceramiczny, 4 - cewka krążkowa, 5 - cewka cylindryczna górna, 6 – cewka cylindryczna dolna, 7 – rdzeń magnetyczny pionowy, 8 – rdzeń magnetyczny dolny (podstawa ferromagnetyczna), 9 – płyta konstrukcyjna, 10 – otwór wylewowy, 11 – płyty mocujące, 12 – płyta izolacyjna.

Widok linii technologicznej z dozownikiem pokazano na rys. 1.14. Ciekły cynk przetrzymywany jest w piecu odlewniczym o dużym przekroju poprzecznym i niewielkiej wysokości, gdzie podlega rafinacji polegającej na segregacji grawitacyjnej zanieczyszczeń. Tlenki cynku o gęstości mniejszej od gęstości ciekłego cynku gromadzą się na powierzchni swobodnej metalu. Piec i dozownik stanowią naczynia połączone. Otwór łączący oba urządzenia znajduje się poniżej lustra metalu, co w istotny sposób ogranicza możliwość przedostawania się wtrąceń tlenkowych do kanału roboczego dozownika. W momencie, gdy dowolna z wlewnic znajduje się pod rynną spadową obsługa pulpitu sterowniczego włącza napięcie wzbudnika i wlewnica zostaje napełniona. Oczywiście rynna spadowa nie jest elementem niezbędnym linii. Nos wylewowy dozownika może być tak ukształtowany, aby odlewać ciekły metal wprost do wlewnicy. Użycie rynny spadowej wynikało z konieczności dostosowania się do warunków istniejącego ciągu technologicznego. Następnie cykl ten powtarza się dla kolejnych wlewnic, przy czym w miarę odlewania kolejnych wlewków koryguje się odpowiednio parametry dozowania, w tym szczególnie czas dozowania. W przypadku dłuższych przerw technologicznych dozownik jest przełączany w tryb „Grzanie”.

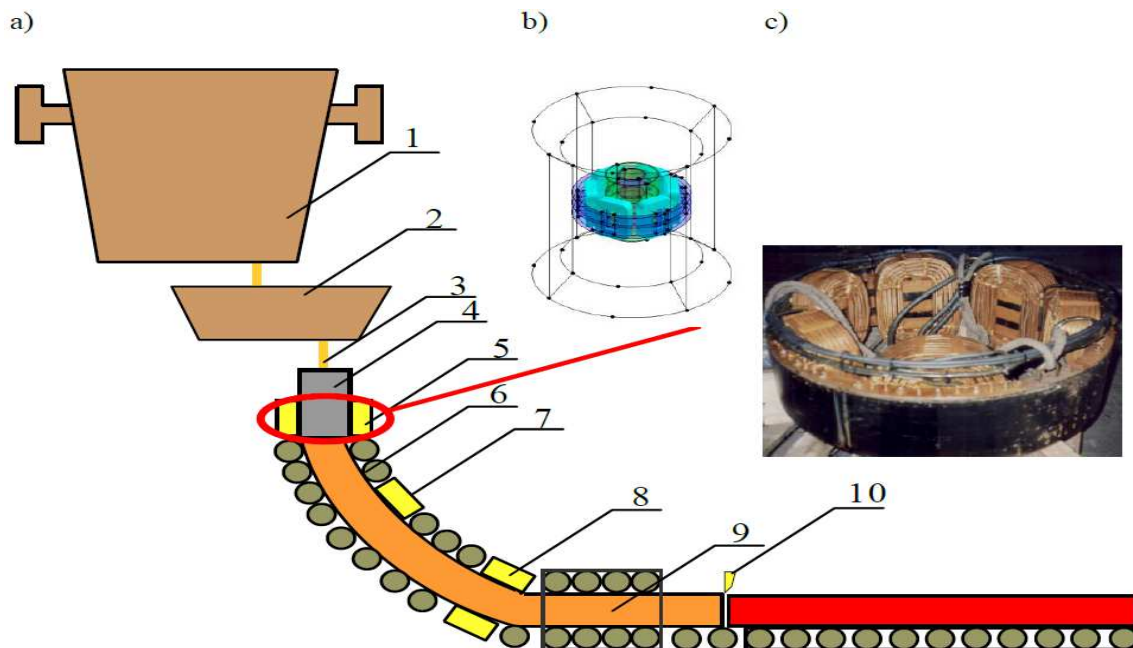


Rys. 1.14. Linia technologiczna – odlewania wlewków cynkowych z dozownikiem elektrodynamicznym

1.5. Mieszanie elektromagnetyczne ciekłych metali

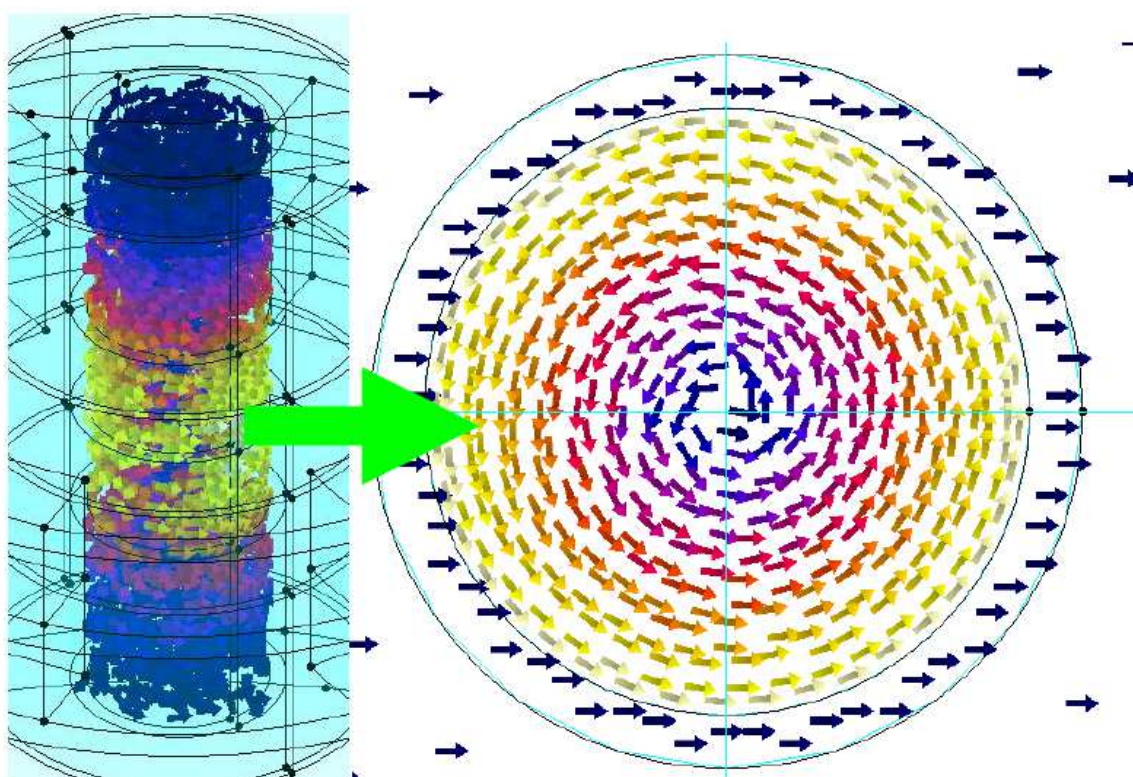
Mieszanie elektromagnetyczne ciekłych metali w kadziach, piecach indukcyjnych i liniach ciągłego odlewania należy do energooszczędnych, przyjaznych dla

środowiska, efektywnych procesów metalurgicznych stosowanych w nowoczesnym przemyśle stalowniczym i nieżelaznym. W pracy skoncentrowano się na modelowaniu matematycznym i komputerowym mieszania elektromagnetycznego w procesie ciągłego odlewania stali [10]. Schemat klasycznej linii ciągłego odlewania stali wyposażonej w mieszadła elektromagnetyczne przedstawiono na rys. 1.15. Wzdłuż linii ciągłego odlewania zainstalowano trzy rodzaje mieszadeł elektromagnetycznych. Pierwsze, zwane mieszadłem elektromagnetycznym krystalizatora (5) (MEMS) wytwarzającym wirujące pole magnetyczne, zazwyczaj instalowane jest wewnątrz krystalizatora lub przylegając do niego (4). Drugie mieszadło elektromagnetyczne (7) (SEMS) wytwarzające biegnące pole elektromagnetyczne, umieszczone pod krystalizatorem w obszarze wtórnego chłodzenia. Ostatnie końcowe mieszadło elektromagnetyczne (8) (FEMS) wytwarzające wirujące pole magnetyczne umieszczone w dolnej części linii, gdzie zawartość ciekłej stali była już dość mała. Rozkład specyficznych sił elektromagnetycznych, wytwarzanych w wyniku oddziaływania pola elektromagnetycznego i prądów wirowych w ciekłym metalu, miał wpływ na rozkład prędkości mieszania i w rzeczywistości ostatecznie zdecydował o intensywności mieszania. Można tym sterować poprzez regulację prądu falownika i jego częstotliwości. Ważną rolę odgrywa również położenie mieszadeł z powodu ciągłego zmniejszania się fazy ciekłej stali przy zwiększonej odległości od krystalizatora.



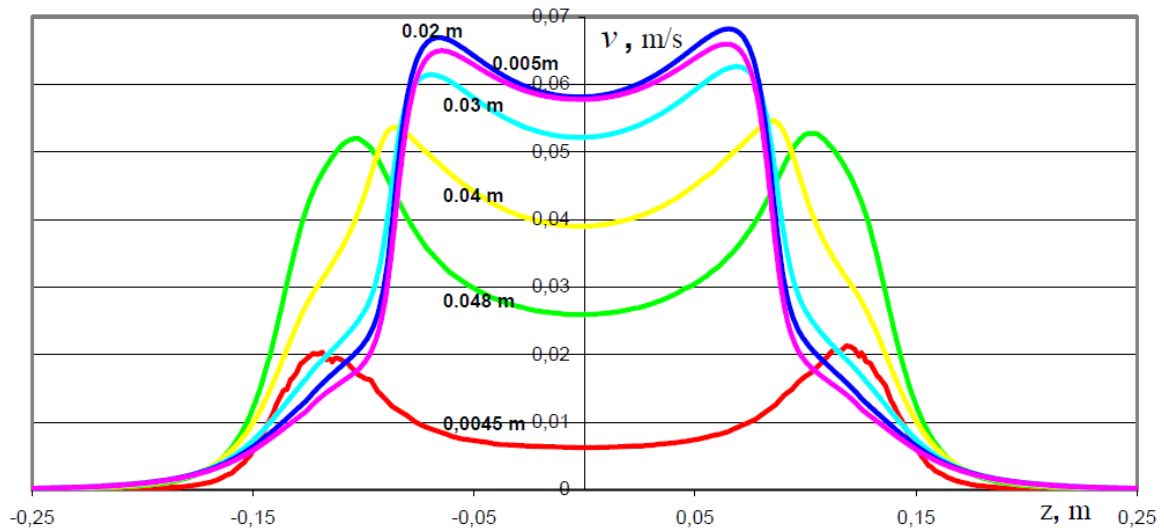
Rys. 1.15. Linia ciągłego odlewania stali z trzema mieszadłami elektromagnetycznymi: 1 – kadź główna, 2 – kadź pośrednia, 3 – wylew, 4 – krystalizator, 5 – mieszadło MEMS, 6 – strefa chłodzenia wtórnego, 7 – mieszadło SEMS, 8 – mieszadło FEMS, 9 – wlewk i klatka walców prostujących, 10 – palnik do cięcia wlewka; a) schemat linii b, c) model i widok mieszadła MEMS

Przeprowadzenie obliczeń z wykorzystaniem oprogramowania Flux pozwoliło na oszacowanie kierunków i gęstości objętościowych sił Lorentza natomiast dalsze obliczenia przeprowadzone w programie Fluent pozwoliły na uzyskanie rozkładów prędkości. Rozkład gęstości sił Lorentza w ciekłym metalu w obszarze, w którym zainstalowano mieszadło MEMS, pokazano na rys. 1.16. Na podstawie otrzymanego rozkładu sił w fazie ciekłej stali określono rozkład prędkości. Przykładowe wyniki obliczeń pola przepływu przedstawiono na rys. 1.17 - 1.18. Rozkład stycznej składowej prędkości na kierunku osi z (wzdłuż długości mieszadła MEMS) pokazano na rys. 1.17. Rozkład stycznej składowej prędkości w kierunku promieniowym krystalizatora (w przekroju wlewka) pokazano na rys. 1.18.

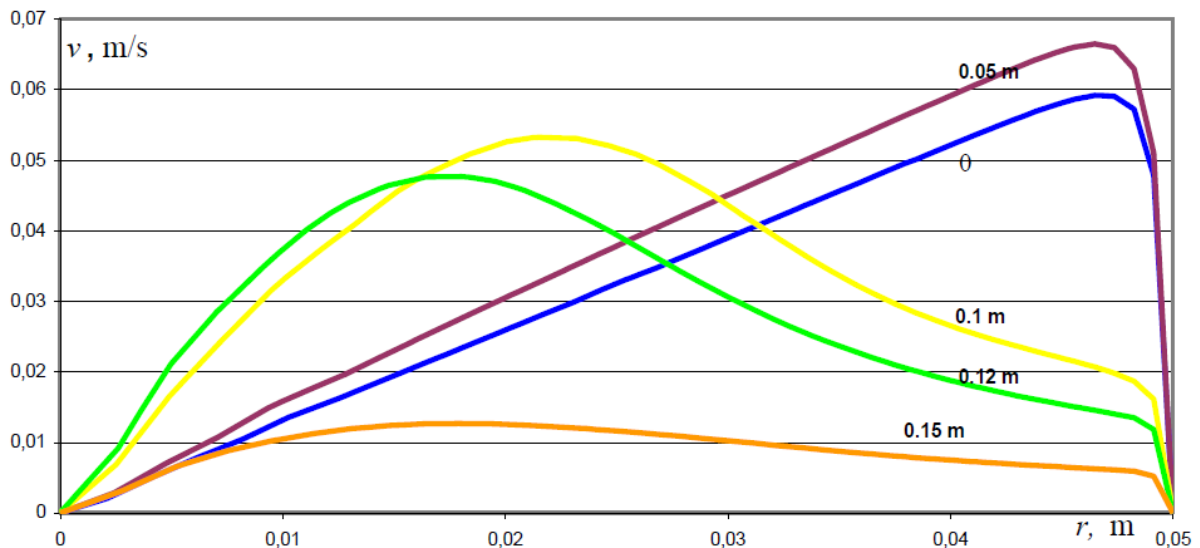


Rys. 1.16. Rozkład gęstości sił Lorentza w ciekłej części wlewka w obrębie MEMS

Wyznaczone zależności składowych gęstości sił elektromagnetycznych oraz siły całkowitej, działających na ciekły rdzeń wlewka pozwalają na stwierdzenie, że o skuteczności mieszania decydują wartości i rozkłady składowych gęstości sił elektromagnetycznych oraz prędkości i kierunki pól, zależne m.in. od częstotliwości prądu zasilającego, podziałki biegunowej, liczby par biegunów, natężenia prądu i liczby faz wzбудnika. W przypadku mieszania w strefie chłodzenia wtórnego duże znaczenie ma ponadto miejsce zainstalowania mieszadła.



Rys. 1.17. Prędkość mieszania w ciekłej części wlewka w kierunku promieniowym dla 5 różnych odległości od osi wlewka.

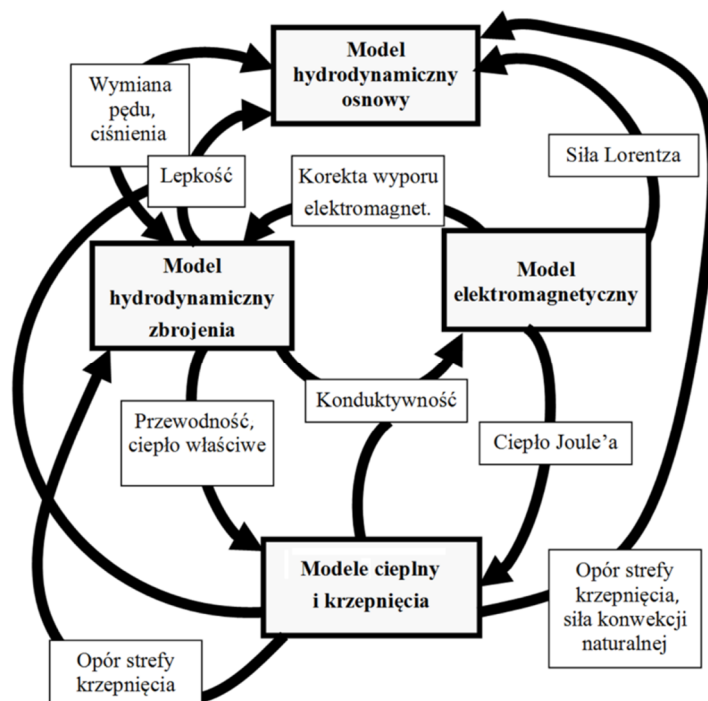


Rys. 1.18. Prędkość mieszania w ciekłej części wlewka w kierunku osiowym dla 5 różnych odległości od osi wlewka

1.6. Technologia odlewania kompozytów metalowych w polu elektromagnetycznym

Przedstawiona w rozdziale nowa metoda odlewania, w wirującym polu elektromagnetycznym niskiej częstotliwości strefowo zbrojonych kompozytów metalowych [11] jest rozwinięciem wcześniej opracowanych metod odlewania w obecności statycznego pola magnetycznego i pola zmiennego wysokiej częstotliwości. Pozwala na zwiększenie spektrum możliwych do uzyskania zewnętrznych geometrii odlewów i wewnętrznych rozkładów zbrojenia.

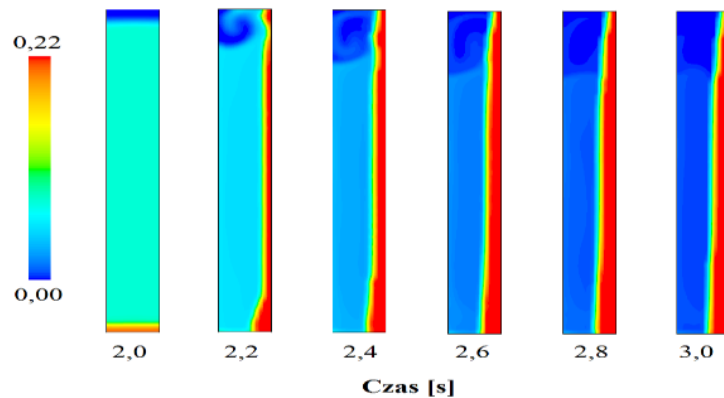
W omawianym procesie obecnych jest jednocześnie kilka sprzężonych, wzajemnie oddziałujących na siebie zjawisk fizycznych, takich jak: pole elektromagnetyczne i wytworzone przez nie ciepło Joule'a i siła Lorentza, pole hydrodynamiczne ciekłego metalu, transport ciepła i proces krzepnięcia, dynamika cząstek oraz ich wzajemne interakcje w zawieszynie kompozytowej. Podstawowym warunkiem wytworzenia pożądanej makrostruktury odlewu kompozytowego jest uzyskanie, dzięki działaniu sił elektromagnetycznych, separacji zbrojenia, przy jednoczesnej minimalizacji takich niepożądanych zjawisk zaburzających tę strukturę, jak wywołane tymi samymi siłami ujednoladniające mieszanie zawiesziny kompozytowej i zachodząca w niepożądanym kierunku sedymentacja lub flotacja grawitacyjna zbrojenia po zalaniu formy. Schemat opracowanego, na potrzeby implementacji technologii, modelu został przedstawiony na rys. 1.19.



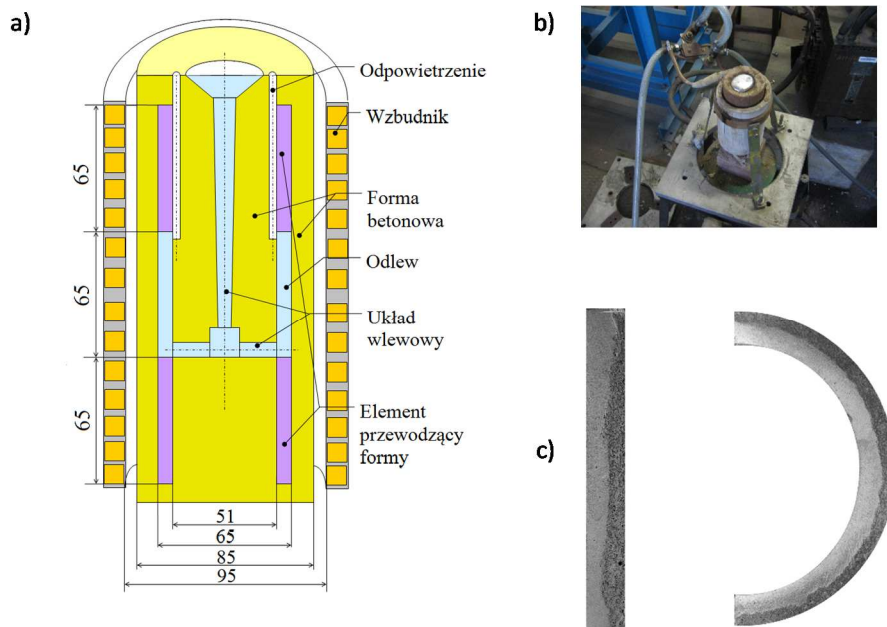
Rys. 1.19. Schemat – model numerycznego procesu odlewania kompozytu metalowego w polu elektromagnetycznym

Model umożliwił przeprowadzanie symulacji numerycznej procesu wytwarzania kompozytu i prognozowanie na podstawie parametrów technologicznych procesu finalnego rozkładu zbrojenia w osnowie (rys. 1.20). Przykładem aplikacji opracowanej technologii jest odlewanie tulei wykonanej ze stopu AlSi12CuMg zbrojonej przy ścianie zewnętrznej cząstkami SiC [11, 12]. Rysunki 1.21a, b prezentują odpowiednio schemat układu odlewniczego zaprojektowanego do wytworzenia takiej tulei oraz jego fizyczną realizację. Rysunek 1.21c przedstawia makroskopowe zdjęcia wzdłużnego

i poprzecznego przekroju uzyskanego odlewu, na których uwidoczniono uzyskaną, oczekiwaną separację zbrojenia.



Rys. 1.20. Zmiany rozkładu udziału objętościowego zbrojenia w trakcie wytwarzania tulei



Rys. 1.21. Schemat układu odlewania tulei zbrojonej przy ścianie zewnętrznej (a) fizyczna realizacja (b) oraz przekroje wzdłużne i poprzeczne (c) uzyskanego wyrobu.

Poza zaprezentowanym powyżej przykładem aplikacji nowej technologii przeprowadzone badania eksperymentalne potwierdziły zdolność technologii także do wytwarzania odlewów o innych geometrach: tulei i kanałów zbrojonych strefowo przy ścianie wewnętrznej (np. cylindrów silników i sprężarek), tarcz zbrojonych strefowo jednostronnie lub dwustronnie (np. tarcz hamulcowych). Przeprowadzona analiza możliwości technologii wykazała, że może mieć ona bardzo szeroki zakres zastosowań, który obejmuje:

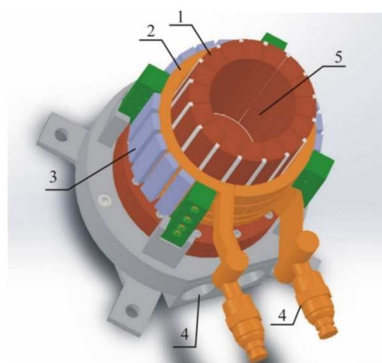
- wytwarzanie kompozytów zbrojonych strefowo o różnorodnej kompozycji metali osnowy (stopy aluminium, magnezu, żelaza i miedzi) i materiałów zbrojenia (SiC, Al₂O₃, grafit),
- wytwarzanie geometrii odlewów kompozytowych niedostępnych dla innych technologii odlewania zawieszin – elementów stożkowych, elementów o powierzchniach krzywoliniowych, czy też odlewów z wieloma lokalnie zbrojonymi kanałami.

1.7. Badanie pieców indukcyjnych z zimnym tygłem

Piece indukcyjne z zimnym tygłem (rys. 1.22) są urządzeniami przejściowymi między topieniem w pełni lewitacyjnym, a klasycznymi piecami indukcyjnymi tyglowymi [13]. Stosowanie pieców z zimnym tygłem jest wymagane wszędzie tam, gdzie topione są substancje bardzo reaktywne (głównie tytan, stopy tytanu), gdzie wymagana jest wysoka czystość uzyskiwanych stopów, lub gdzie wymagana jest bardzo wysoka temperatura do stopienia materiału (tlenki, materiały ogniotrwałe). Generalnie charakteryzują się niską sprawnością.



a)



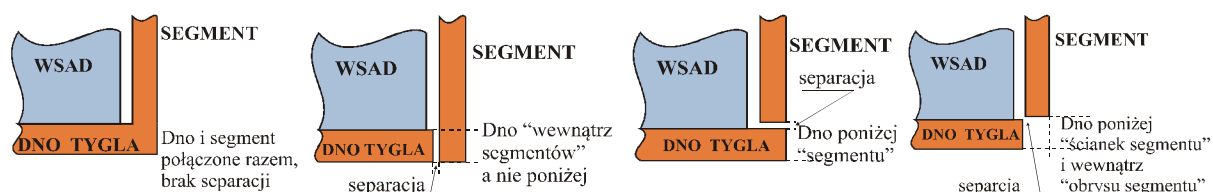
b)

Rys. 1.22. Piec indukcyjny z zimnym tygłem: a – widok rzeczywisty b – rysunek schematyczny 3D
1 – wnętrze tygla, 2 – wzbudnik, 3 – boczники magnetyczne, 4 – układ chłodzenia

Prace nad piecami indukcyjnymi z zimnym tygłem były prowadzone w dwóch podstawowych kierunkach: opracowaniu i weryfikacji pomiarowej modelu do analizy zjawisk występujących w piecu (Model sprzężony EM - T - FD), oraz znalezieniu konfiguracji pieca o zwiększonej sprawności elektrycznej. Opracowanie modelu obliczeniowego i jego weryfikacja były prowadzone dla pieca rzeczywistego pieca z zimnym tygłem z rys. 1.22a. należącego do Katedry Metalurgii. Zespół opracowujący model obejmował pracowników Katedry Informatyki Przemysłowej,

Metalurgii i Instytutu Techniki Ciepłej. Opracowany model był unikatowy ponieważ umożliwiał badanie procesów rafinacji metali [14, 15].

Równoległe z opracowywaniem modelu podjęto badania [15] nad zwiększeniem sprawności elektrycznej. Były one prowadzone dwuetapowo, najpierw dla uproszczonego modelu obejmującego jedynie część elektromagnetyczną zjawisk, a następnie dla modelu pełnego, tj. obejmującego także dynamikę płynów. Rozpatrywane konfiguracje przedstawiono na rys. 1.23. Największą sprawność uzyskano dla konfiguracji *d* [15].



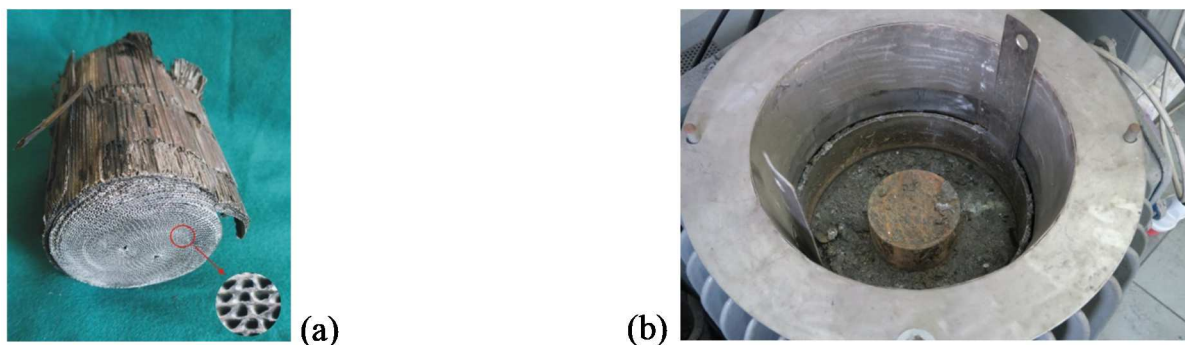
Rys. 1.23. Rozpatrywane konfiguracje dna i segmentów tygła

Wartości sprawności elektrycznej wynosiły dla konfiguracji: a) 21%, b) 28%, c) 27%, d) 34%. Badania wykonane dla modelu obejmującego obliczenia temperatury i dynamiki płynów wykazały podobne zmiany sprawności, jednak same wartości sprawności były nieco niższe ze względu na obecność zakrzepniętego metalu (skull).

1.8. Technologia i urządzenie MHD do odzysku platyny ze zużytych katalizatorów samochodowych

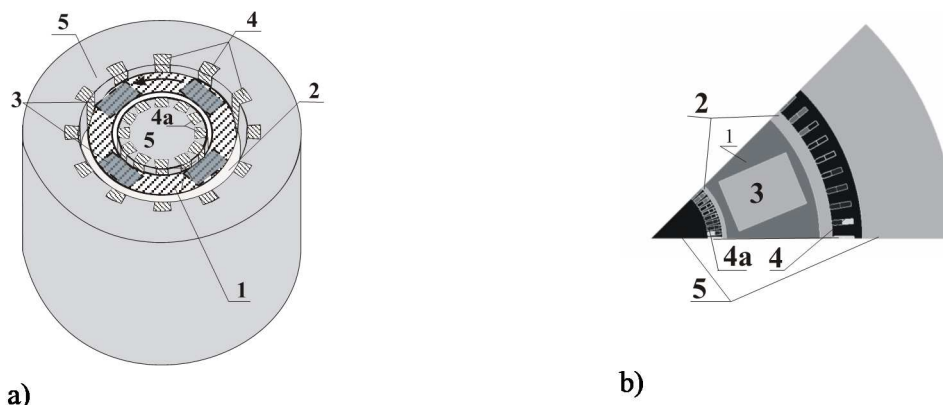
Katalizatory samochodowe stały się obowiązkowym wyposażeniem każdego samochodu z silnikiem benzynowym. Z jednej strony redukują one zanieczyszczenie powietrza poprzez dopalanie spalin (w idealnym przypadku) do CO_2 i H_2O , z drugiej jednak strony same zużyte katalizatory są problemem i powinny podlegać recyklingowi. Budowę katalizatora przedstawiono na rys. 1.24a. Katalizator to struktura kapilarna (ceramiczna Al_2O_3 lub stalowa) na którą została napyłona niewielka ilość metali szlachetnych (głównie Pt i Rh w ilości od ok. 1 g do 2 g / katalizator). Recykling katalizatorów polega głównie na odzyskiwaniu metali szlachetnych. Napotyka to istotne problemy, ponieważ klasyczne metody piro- i hydro-metalurgiczne (lub mieszane), dla tak niewielkich udziałów procentowych metali szlachetnych w przerabianej masie powodują wytwarzanie dużej ilości dodatkowych toksycznych odpadów lub wymagają bardzo dużego nakładu energetycznego. W ramach prac prowadzonych wraz z Katedrą Metalurgii badano

możliwość rozpuszczania metali szlachetnych z katalizatora w metalu kolektorze, przez co uzyskuje się zwiększenie stężenia procentowego metali szlachetnych w stopie [16-18]. W ramach prac przygotowano prototyp urządzenia do przepłukiwania katalizatorów ciekłym metalem przedstawiony na rys. 1.24b.



Rys. 1.24. Katalizator samochodowy (a) i prototyp urządzenia do przepłukiwania zużytych katalizatorów (b)

Aby zintensyfikować proces rozpuszczania metali szlachetnych zdecydowano, że konieczne jest zaprojektowanie urządzenia wymuszającego ruch ciekłego metalu. Spośród wielu możliwości zdecydowano się wymuszać ruch ciekłego metalu za pomocą sił elektrodynamicznych. Zaletą takiego rozwiązania jest możliwość wykorzystania praktycznie dowolnego metalu jako metalu kolektora (w tym metali o wysokiej temperaturze topienia). Model obliczeniowy był dwuwymiarowy i obejmował analizę pola elektromagnetycznego (rys. 1.25b) i dynamiki płynów. Po wstępnych badaniach zrezygnowano z analizy pola temperatury ponieważ metal i tak musiał być dogrzewany rezystancyjnie. Badania obejmowały bardzo szeroki zakres: wpływ konstrukcji urządzenia (w tym urządzenia z uzwojeniami wewnętrznymi), wpływ parametrów elektrycznych [16, 17] i wpływ rozmieszczenia katalizatorów w urządzeniu na prędkość i strukturę przepływu ciekłego metalu w urządzeniu [18].



Rys. 1.25. Model obliczeniowy urządzenia do przepłukiwania zużytych katalizatorów: a – szkic 3D urządzenia, b – model dla pola EM; 1 – ciekły metal, 2 – szczeliny powietrzne, 3 – katalizator, 4, 4a - uzwojenia, 5 – rdzenie magnetyczne

Z badań wyniknęły następujące wnioski: największe prędkości przepływu uzyskuje się w urządzeniu z podwójnym uzwojeniem (wytwarzającym pole poprzeczne) dla częstotliwości 200 Hz [18]; najefektywniejszą metodą zwiększenia prędkości przepływu jest zwiększenie natężenia prądu zasilającego urządzenie [16].

Bibliografia

1. Wieczorek T., Kadzimirz R., Pragłowska Z.: Wybrane zastosowania urządzeń MHD, Mat. Sympozjum "MHD metody i urządzenia w metalurgii", Katowice, 1977, s.77-86.
2. Fikus F., Wieczorek T.: Urządzenia magneto hydrodynamiczne w odlewniach i hutach, Wydawnictwo Śląsk, Katowice, 1979.
3. Barglik J., Sajdak C.: Purification of liquid aluminum from non-metallic inclusions in the electromagnetic field, Elektrowärme International nr 2/85, 1985, p. B77-B80
4. Fikus F., Góra S., Sajdak C., Wieczorek T.: Dozownik elektromagnetyczny do ciekłych metali, patent nr 108471 z 23.02.1981r.
5. Fikus F., Sajdak C., Barglik J., Adamowicz A.: Układ sygnalizacji stanu wyłożenia ceramicznego rynny elektromagnetycznej do ciekłych metali, patent nr 134891 z 23.09.1987r
6. Fikus F., Sajdak C., Wieczorek T.: Obliczanie pola elektromagnetycznego i sił elektrodynamicznych w cylindrycznych mieszadłach do ciekłych metali. Archiwum Elektrotechniki T.XXVIII, z.1, 1979, s. 189-201
7. Sajdak C., Barglik J., Kurek K.: Electromagnetic transport, feeding and stirring of liquid non-ferrous metals in foundry industry. Elektrowärme International nr 1/85, 1985, p. B38-B40
8. Pragłowska-Gorczyńska Z.: Analiza pracy urządzeń magneto hydrodynamicznych do dozowania ciekłych metali nieżelaznych, rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 2006
9. Barglik J., Pragłowska-Gorczyńska Z., Smagór A.: Transport i mieszanie ciekłych metali przy użyciu urządzeń magneto hydrodynamicznych, Przegląd Elektrotechniczny 7, 2008, s. 107-110
10. Smagór A.: Analiza pracy mieszadeł elektromagnetycznych do mieszania stali w liniach ciągłego odlewania stali rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 2012

11. Golak S.: Modelowanie procesu odlewania kompozytów metalowych w zmiennym polu elektromagnetycznym, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2015
12. Golak S., Dyzia M.: reating local reinforcement of a channel in a composite casting using electromagnetic separation. *Journal of Materials Science & Technology*, Vol. 31, nr 9, p. 918-922.
13. Buliński P., Smolka J., Golak S., Przyłucki R., Palacz M., Siwiec G., Melka B., Blacha L.: Numerical modelling of multiphase flow and heat transfer within an induction skull melting furnace. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 126, 2018, p. 980-992
14. Buliński P., Smolka J., Siwiec G., Blacha L., Golak S., Przyłucki R., Palacz M., Melka B.: Numerical examination of the evaporation process within a vacuum induction furnace with a comparison to experimental results, *Applied Thermal Engineering*, Vol. 150, 2019, p. 348- 358.
15. Golak S., Przyłucki R., Smolka J., Bulinski P., Cieplinski P.: Influence of a cold crucible geometry parameters on electrical efficiency, *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics*, 56, 2018, p. 165-172.
16. Fornalczyk A., Golak S., Przyłucki R.: Investigation of the influence of supply parameters on the velocity of molten metal in a metallurgical reactor used for platinum recovery, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 15, 2015, p. 171-178
17. Fornalczyk A., Golak S., Przyłucki R.: Metody zwiększania efektywności przepłukiwania katalizatorów samochodowych ciekłym metalem, *Przegląd Elektrotechniczny*, Vol. 90 nr 2, 2014, s. 60-62.
18. Fornalczyk A., Golak S., Przyłucki R., Wilner J.: A study of the impact of power supply parameters on metal flow velocity in the channel of a device for washing out precious metals from of the automotive catalytic converters, *Archives of metallurgy and materials*, Vol. 59, Issue 2, 2014, p. 779-783.
19. Barglik J., Smagór A.: Mathematical modeling of induction stirring of liquid metal in crucible furnace, *Magnetohydrodynamics*, Vol. 53, 2017, No. 3, p. 699-706.

List of figures

Fig. 1.1. Schematic diagram of an electromagnetic channel a) cross – section b) longitudinal section.

Fig. 1.2. A laboratory prototype of an electromagnetic channel built at the Silesian University of Technology. 1 – liquid metal, 2 – container, 3 – ceramic channel, 4 – magnetic core, 5 – winding, 6 – outlet, 7 – supporting frame, 8 – lift, 9 – insulating layer, 10 – protective system, 11 – base, I, II – segments of the inductor

Fig. 1.3. The electromagnetic channel on the experimental stand a) side view b) front view, ceramic fittings in front of the channel

Fig. 1.4. Sketch of a flat pump with a running magnetic field 1 – working channel, 2 – compensation rails, 3 – winding, 4 – magnetic core, 5 – thermal insulation

Fig. 1.5. Sketch of a screw pump 1 – inductor, 2 – liquid metal, 3 – channel

Fig. 1.6. View of the screw pump

Fig. 1.7. Cylindrical pump with running magnetic field 1 – working channel, 2 – winding, 3 – internal magnetic core, 4 – thermal insulation layer

Fig. 1.8. View of a cylindrical pump for the transport of lead and zinc

Fig. 1.9. Electromagnetic pump for discontinuous operation 1 – liquid metal, 2 – furnace, 3 – pump, 4 – flow meter, 5 – control system, 6 – cast

Fig. 1.10. Cylindrical dosager with a running magnetic field 1 – ceramic body, 2 – three – phase internal winding, 3 – magnetic core, 4 – filling hole, 5 – pouring channel, 6 – liquid metal, 7 – external winding

Fig. 1.11. Sketch of the conductive dosager. 1 – ceramic channel, 2 – main magnetic circuit, 3 – auxiliary magnetic circuit, 4 – filling hole, 5 – pouring channel, 6 – liquid metal

Fig. 1.12. Experimental stand with a conductive dosager

Fig. 1.13. Sketch of the electrodynamic dosager (cross – section) 1 – liquid metal, 2 – inlet hole, 3 – ceramic channel, 4 – disk coil, 5 – upper cylindrical coil, 6 – lower cylindrical coil, 7 – vertical magnetic core, 8 – lower magnetic core (ferromagnetic base), 9 – structural plate, 10 – pouring hole, 11 – fixing plates, 12 – insulating plate

Fig. 1.14. Technological line for casting zinc ingots with electrodynamic dosager

Fig. 1.15. Continuous steel casting line with three electromagnetic stirrers: 1 – main vat, 2 – tundish, 3 – spout, 4 – crystallizer, 5 – MEMS stirrer, 6 – secondary cooling zone, 7 – SEMS stirrer, 8 – FEMS stirrer, 9 – ingot and rollers, 10 – ingot cutting torch; a) line diagram b, c) model and view of the MEMS stirrer

Fig. 1.16. Distribution of Lorentz forces density in the liquid part of an ingot within MEMS

Fig. 1.17. The speed of mixing in the liquid part of the ingot in the radial direction for 5 different distances from the axis of the ingot

Fig. 1.18. The speed of mixing in the liquid part of the ingot in the axial direction for 5 different distances from the axis of the ingot

Fig. 1.19. Diagram of the numerical model of the process of casting a metal composite in the electromagnetic field

Fig. 1.20. Changes in the distribution of the volume fraction of reinforcement during the production of an aluminum tube reinforced at the outer wall

Fig. 1.21. Diagram of a reinforced steel sleeve casting system at the outer wall (a) physical implementation (b) and longitudinal and transverse sections (c) of the obtained product

Fig. 1.22. Induction furnace with cold crucible; a – real view b – 3D schematic drawing; 1 – interior of the crucible, 2 – inductor, 3 – magnetic shunts, 4 – cooling

Fig. 1.23. Considered bottom and crucible segment configurations

Fig. 1.24. The car catalyst (a) and the prototype of the device used to flush the spent catalysts (b)

Fig. 1.25. The calculation model of a device for flushing used catalysts; a – a 3D sketch of the device, b – a model for the EM field; 1 – liquid metal, 2 – air gaps, 3 – catalyst, 4, 4a – windings, 5 – magnetic cores

Jerzy BARGLIK¹, Tadeusz WIECZOREK¹, Roman PRZYŁUCKI¹,
Albert SMALCERZ¹

Rozdział 2

NAGRZEWANIE INDUKCYJNE W PROCESACH OBRÓBKI CIEPLNEJ I PLASTYCZNEJ METALI

2.1. Wstęp

Początki zastosowania w przemyśle urządzeń do nagrzewania indukcyjnego ciał stałych sięgają końca XIX wieku, kiedy to użyto tej technologii w procesie wytwarzania obręczy kół [1]. Wiele lat później, bo dopiero w latach dwudziestych XX wieku, w kilku krajach powstały kolejne rozwiązania dotyczące tym razem hartowania indukcyjnego powierzchniowego. Jednak dynamiczny rozwój technologii nagrzewania indukcyjnego ciał stałych bez zmiany stanu skupienia nastąpił znacznie później, bo dopiero po II wojnie światowej. Wówczas opracowano wiele różnorodnych nagrzewnic indukcyjnych stosowane między innymi w procesach obróbki cieplnej oraz przeróbki plastycznej metali i ich stopów. W Polsce badania naukowe nad przemysłowym zastosowaniem nagrzewania indukcyjnego prowadzono w wielu uczelniach i instytutach naukowo-badawczych [2]. Badania naukowe nad nagrzewnicami indukcyjnymi rozpoczęto także na ówczesnym Wydziale Metalurgicznym Politechniki Śląskiej w połowie lat siedemdziesiątych XX wieku [3]. Duży wkład w te badania wnieśli pracownicy ówczesnego Zakładu Elektrotermii Hutniczej: prof. Franciszek Fikus, prof. Czesław Sajdak, prof. Krzysztof Kurek, prof. Jerzy Barglik, prof. Tadeusz Wieczorek, dr inż. Romuald Kadzimirz, dr inż. Alicja Kurek, mgr inż. Lech Gorczyński, mgr inż. Kasper Migąła, mgr inż. Zygmunt Szczepański i inni. Efektem prowadzonych badań było opracowanie pierwszych prototypów doświadczalnych i półprzemysłowych nagrzewnic indukcyjnych zrealizowanych na zlecenie i przy ścisłej współpracy z przemysłem.

¹ Politechnika Śląska, Katedra Informatyki Przemysłowej

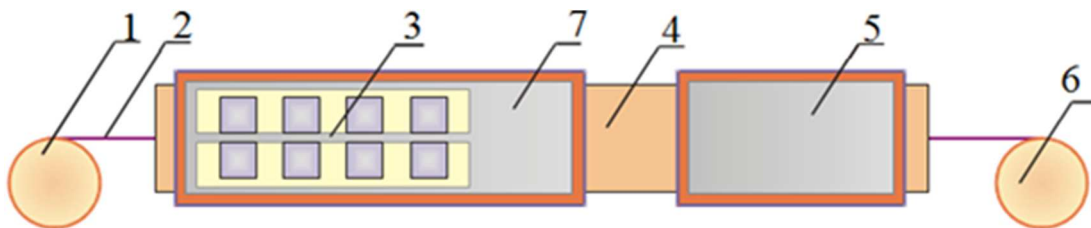
z czasem tematyka badań stała się ważnym obszarem aktywności naukowej pracowników Zakładu Elektrotermii Hutniczej i jego organizacyjnych następców: Katedry Elektrotechnologii i Katedry Informatyki Przemysłowej. Do dnia dzisiejszego zrealizowano kilkadziesiąt projektów badawczych i prac naukowo-badawczych. Opracowano i wdrożono wiele nowych technologii. W oparciu o wyniki badań naukowych obroniono szereg prac doktorskich i habilitacyjnych oraz wydano kilka książek i monografii naukowych [4-7].

W rozdziale dokonano przeglądu wybranych technologii nagrzewania indukcyjnego z obszaru obróbki cieplnej i przeróbki plastycznej.

2.2. Nagrzewanie indukcyjne w procesach obróbki cieplnej

Wyżarzanie cienkich taśm w poprzecznym polu magnetycznym

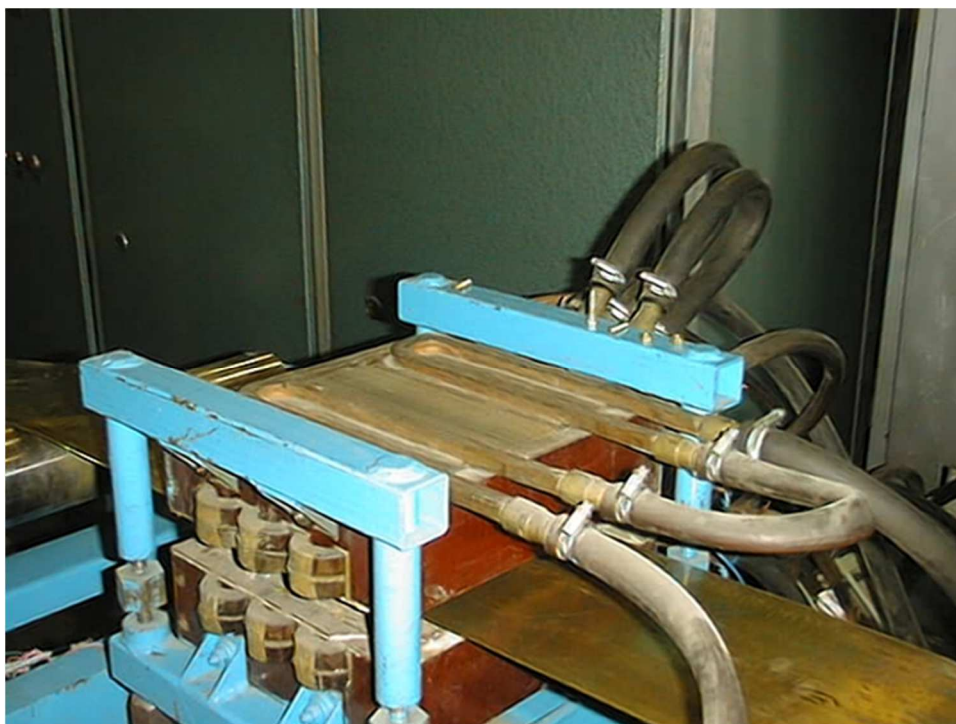
Nagrzewanie indukcyjne cienkich wsadów płaskich z metali nieżelaznych to jeden z kilku dynamicznie rozwijających się działów współczesnej elektrotermii. Nagrzewanie indukcyjne wsadów cienkich o grubości porównywalnej z głębokością wnikania pola elektromagnetycznego do wsadu wymaga użycia wciąż dość rzadko stosowanych indukcyjnych układów grzejnych o polu poprzecznym (ang. Transverse Flux Induction Heating System – TFIHS). Dzięki temu możliwe staje się osiągnięcie wysokiej sprawności elektrycznej wzbudnika i tym samym wysokiej sprawności elektrotermicznej całego procesu już przy stosunkowo niskiej częstotliwości prądu wzbudnika. Wyżarzanie indukcyjne oznacza zmiękczenie materiału z częściowym wykorzystaniem nagrzewania indukcyjnego (rys. 2.1).



Rys. 2.1. Wyżarzanie taśm Cu, 1 – bęben rozwijarki, 2 – taśma, 3 – nagrzewnica indukcyjna, 4 – atmosfera ochronna, 5 – komora chłodzenia, 6 – bęben zwijarki, 7 – piec.

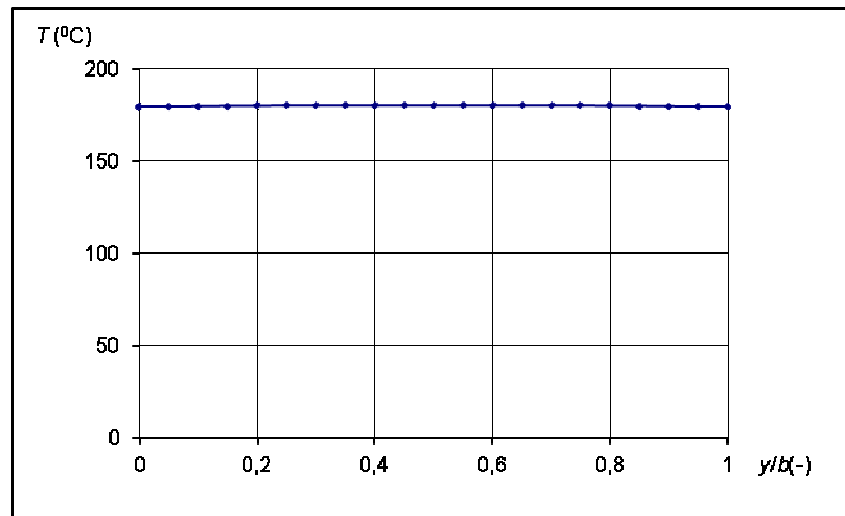
Taśma (2) przemieszcza się z bębna rozwijarki (1) przez kolejne strefy linii: piec (7) i komorę chłodzenia (5) do bębna zwijarki (6). Aby zapobiec utlenianiu taśma przemieszcza się wewnątrz zbiornika z atmosferą ochronną (4). Aby zwiększyć efektywność procesu w początkowej części pieca (7) znajduje się nagrzewnica

indukcyjna (3) umożliwiającą uzyskanie dużej prędkości nagrzewania, rzędu nawet 1000 K/s. Dzięki temu już w nagrzewnicy indukcyjnej taśma osiąga wymaganą temperaturę końcową i równomierny rozkład temperatury w całej objętości. Część rezystancyjna pieca zapewnia utrzymanie stałej temperatury przez wymagany czas. Stanowisko doświadczalne ze wzбудnikiem pola poprzecznego pokazano na rys. 2.2.



Rys. 2.2. Stanowisko doświadczalne do wyżarzania indukcyjnego taśm Cu (na górze) i wzbudnik pola poprzecznego (na dole)

W toku badań stwierdzono, że zastosowanie wstępnego nagrzewania indukcyjnego w polu poprzecznym pozwala na istotne zwiększenie sprawności elektrotermicznej procesu. Do zasilania wzbudnika można stosować źródło o częstotliwości sieciowej. Jednak aby uzyskać równomierny rozkład temperatury niezbędne jest zasilenie wzbudnika z przemiennika tyrystorowego lub tranzystorowego o podwyższonej częstotliwości. Rozkład temperatury w taśmie można kształtować przez zmianę częstotliwości prądu wzbudnika [8]. Na rysunku 2.3 pokazano przykładowy rozkład temperatury w szerokości taśmy mosiężnej o grubości 3,2 mm.



Rys. 2.3. Rozkład temperatury w szerokości taśmy mosiężnej o grubości $g = 3,2$ mm.

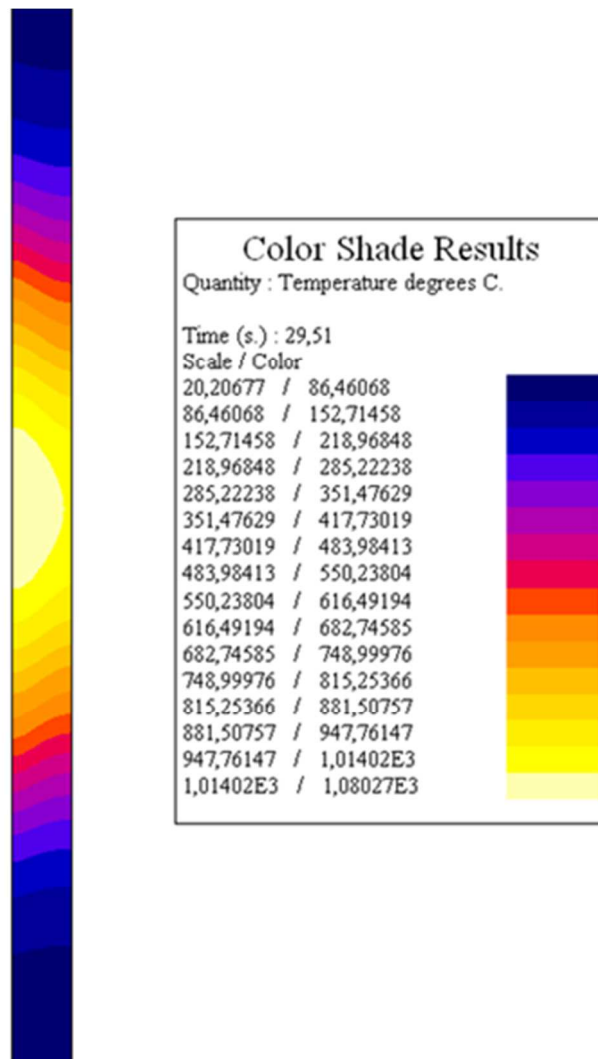
Uzyskano równomierny rozkład przy zasilaniu wzbudnika prądem o częstotliwości $f = 275$ Hz. Szczegółowe omówienie wyników badań można znaleźć w [9, 10].

Badania procesu hartowania od wewnątrz rur do transportu pneumatycznego i hydraulicznego z wykorzystaniem nagrzewania gazowego i indukcyjnego

Badania prowadzono w ramach grantu MNiSW nr 3T08B065 [11, 12]. Hartowaniu poddawane były rury okładzinowe i złączkowe ze stali R34GS, ze stali 32HA oraz ze stali 28G2HB, a także rury przeznaczone na cylindry hydrauliczne ze stali 20 GB oraz ze stali 32HA. Prowadzono również hartowanie trudnościeralnych rur podsadzkowych gładkich ze stali 20GB. Dotychczas, we wszystkich tych przypadkach, nagrzewanie rur przed hartowaniem odbywało się w piecu gazowym, natomiast chłodzenie metodą jednoczesną – silnym natryskiem wodnym. Osiągnięcie po hartowaniu wymaganych parametrów było uzależnione nie tyle od samej technologii hartowania, ile od dotrzymania w procesie równomierności nagrzewania rury i stałej optymalnej

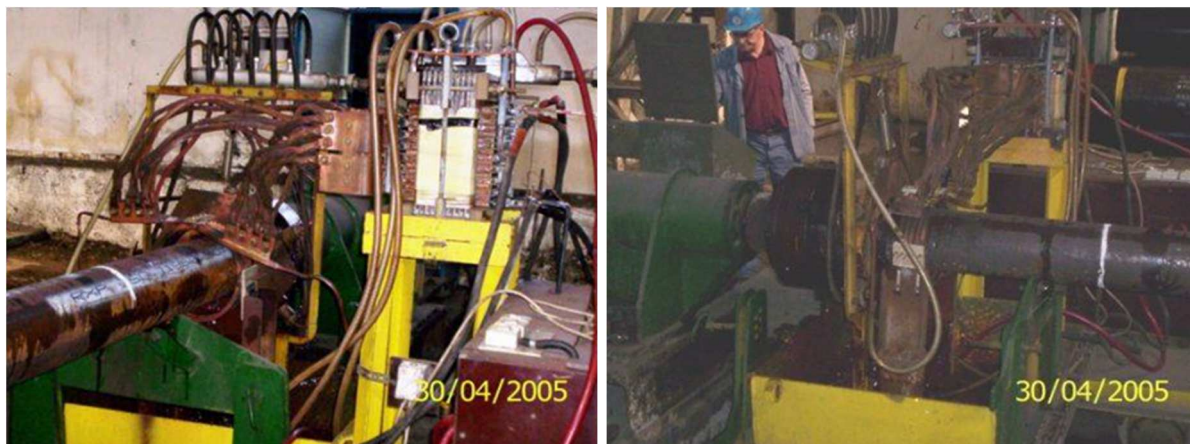
temperatury. Zastosowanie w tych procesach nagrzewania indukcyjnego pozwoliło na osiągnięcie tego efektu oraz umożliwiło precyzyjne sterowanie procesem.

Przeprowadzono kompleksową analizę procesu nagrzewania indukcyjnego rur, obejmującą sprzężone zjawiska elektromagnetyczne i ciepłne, a także strukturalne. W projekcie ograniczono się jedynie do badań cylindrycznych nagrzewnic indukcyjnych do nagrzewania rur, w szczególności przed ich hartowaniem, ale opracowane metody obliczeniowe mogą być również stosowane w innych procesach przeróbki plastycznej, czy obróbki cieplnej rur. Na podstawie opracowanych metod wykonano wielowariantowe obliczenia nagrzewnic indukcyjnych rur (przykładowe wyniki pokazano na rys. 2.4.). z uwagi na planowaną w ramach projektu weryfikację doświadczalną wyników obliczeniowych, zdecydowano się na przeprowadzenie obliczeń dla takich samych danych, jakie przyjęto w modelach doświadczalnych. Jako materiał rur wybrano stal w gatunku 20GB, z której to stali są produkowane rury między innymi w Hucie Batory i Hucie Częstochowa.

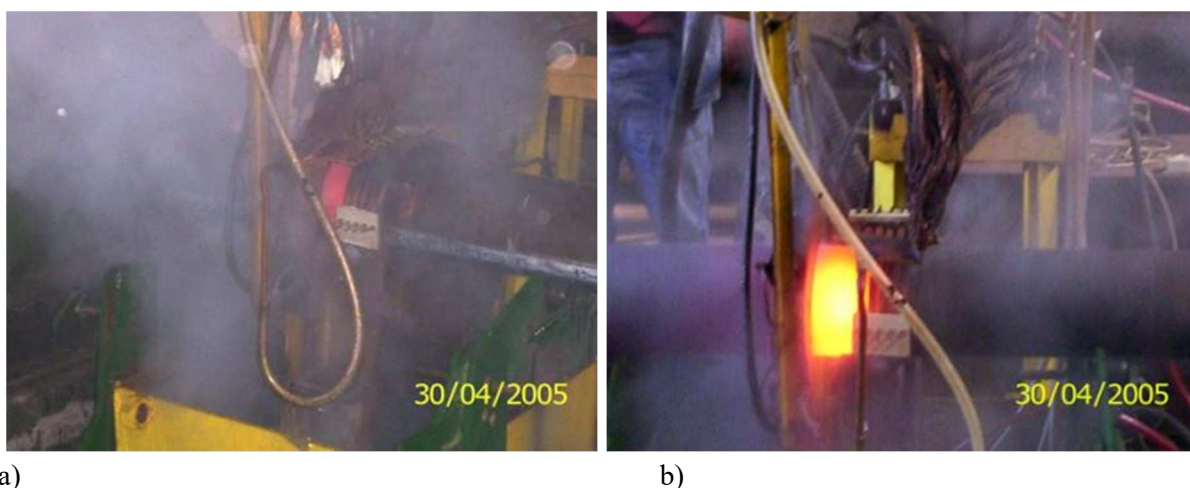


Rys. 2.4. Rozkład temperatury w ścianie rury po ok. 30 s nagrzewania.

Widok ogólny stanowiska do hartowania rur pokazano na rys. 2.5. Na rysunku 2.6 pokazano natomiast proces hartowania rury o średnicy 249 mm i grubości ścianki 12 mm z natryskiem wodno-powietrznym.



Rys. 2.5. Widok stanowiska do hartowania rur.



a)

b)

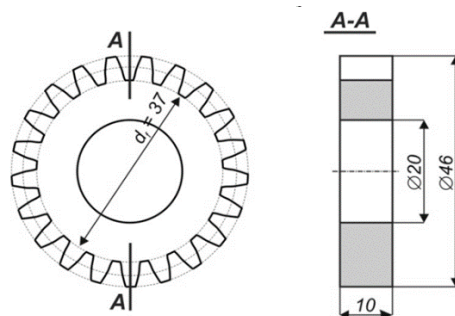
Rys. 2.6. Widok hartowania rur z natryskiem wodno-powietrznym (a). Widok nagrzanej indukcyjnie rury podczas prób (b).

Na zahartowanych indukcyjnie rurach przeprowadzono badania: właściwości wytrzymałościowych, twardości od strony wewnętrznej rury, mikrotwardości na przekroju grubości ścianki, zdjęcia mikrostruktury na przekroju grubości ścianki oraz określenie grubości warstwy zahartowanej. Podsumowując wyniki wszystkich badań rur hartowanych indukcyjnie, można stwierdzić, że wymagane parametry rur można uzyskać dwoma sposobami: stosując nagrzewanie indukcyjne rury od zewnątrz i chłodzenie od zewnątrz lub stosując nagrzewanie indukcyjne rury od zewnątrz i odpowiednio intensywne chłodzenie od wewnątrz. Porównując uzyskane wyniki hartowania indukcyjnego i gazowego rur należy stwierdzić, że są one zbliżone. Jednakże za zastosowaniem nagrzewania indukcyjnego przemawia łatwość

automatyzacji procesu i oszczędność energii. Dodatkowo rury nagrzewane w piecu gazowym i hartowane metodą jednoczesną silnym natryskiem wodnym cechują się nierównomiernym rozkładem twardości na obwodzie. Reasumując, można powiedzieć, że wyniki prac badawczych wykonanych w ramach Projektu w pełni potwierdziły przewidywane rezultaty, tworząc możliwość podjęcia decyzji przez Hutę Batory i Hutę Częstochowa o przystąpieniu do wdrożenia nowo opracowanych technologii hartowania indukcyjnego rur.

Hartowanie indukcyjne kół zębatach

Zaletą technologii hartowania indukcyjnego kół zębatach jest możliwość regulacji kształtu, mikrostruktury i grubości warstwy zahartowanej oraz uzyskanie warstwy przejściowej i wewnętrznej o odpowiednich właściwościach przez dobór konfiguracji układu wzbudnik – natryskiwacz, parametrów układu hartowniczego oraz częstotliwości prądu wzbudnika. Spośród wielu metod hartowania indukcyjnego kół zębatach najczęściej stosowane i najbardziej charakterystyczne są: hartowanie postępowe poszczególnych zębów, hartowanie metodą obrotową zęb po zębie, hartowanie jednoczesne. Pierwsza z tych metod stosowana jest dla kół zębatach o module $m > 6$. Opracowane rozwiązanie zostało wdrożone w jednym z zakładów przemysłowych do hartowania indukcyjnego kół zębatach o module $m = 8$ mm [13]. Druga z wyżej wymienionych metod została zastosowana do hartowania indukcyjnego metodą obrotową pił tarczowych stosowanych do cięcia wlewków stalowych w procesie ich ciągłego odlewania. Szczegóły metody omówione zostały w [14]. W dalszej części niniejszego punktu autorzy skupią się na omówieniu hartowania indukcyjnego jednoczesnego dla małych kół zębatach o module $m < 2$ mm. Hartowanie indukcyjne przeprowadzono metodą dwuczęstotliwościową. Szczegółowy opis sposobu użytych metod obliczeniowych oraz przeprowadzonych badań doświadczalnych opisano między innymi w pracach [15-17].



Rys. 2.7. Szkic wymiarowy koła zębatego (moduł $m = 2$ mm)

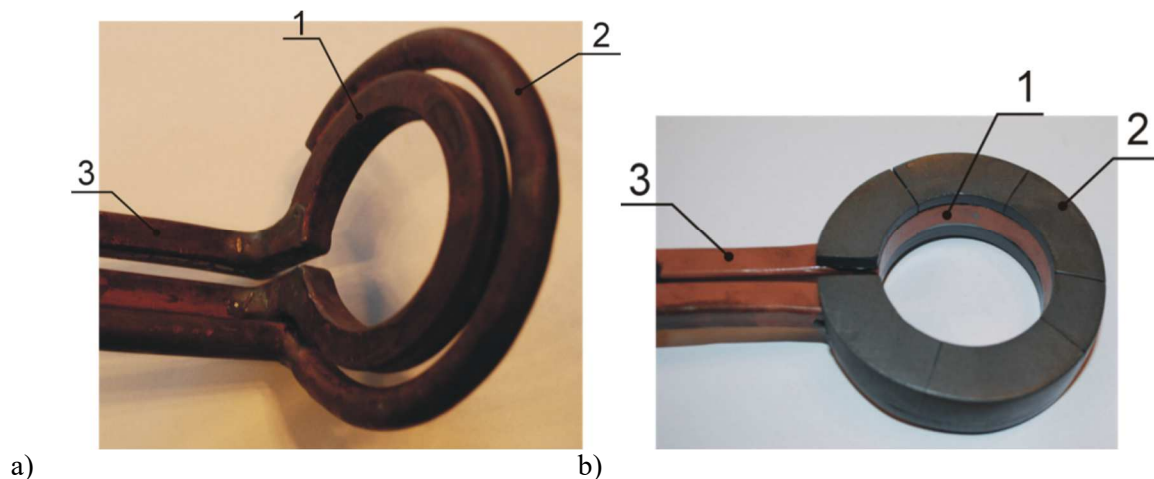
Badania zostały wykonane w ramach projektu badawczego PBS2/A5/41/2014 koordynowanego przez Politechnikę Śląską, a finansowanego przez Narodowe Centrum Badan i Rozwoju w Warszawie. Jako przykład rozpatrzmy przypadek hartowania indukcyjnego małego koła zębatego z niskostopowej stali jakościowej C45E. Szkic wymiarowy hartowanego koła pokazano na rys. 2.7, a skład chemiczny stali zestawiono w tab. 2.1.

Tabela 2.1

Skład chemiczny niskostopowej stali C45E (%)

C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	S	Fe
0,43 – 0,5	0,5 – 0,8	0,4	0,4	0,1	0,4	0,045	reszta

Jak już wspomniano hartowanie przeprowadzono metodą dwuczęstotliwościową. Użyte wzbudniki pokazano na rys. 2.8.



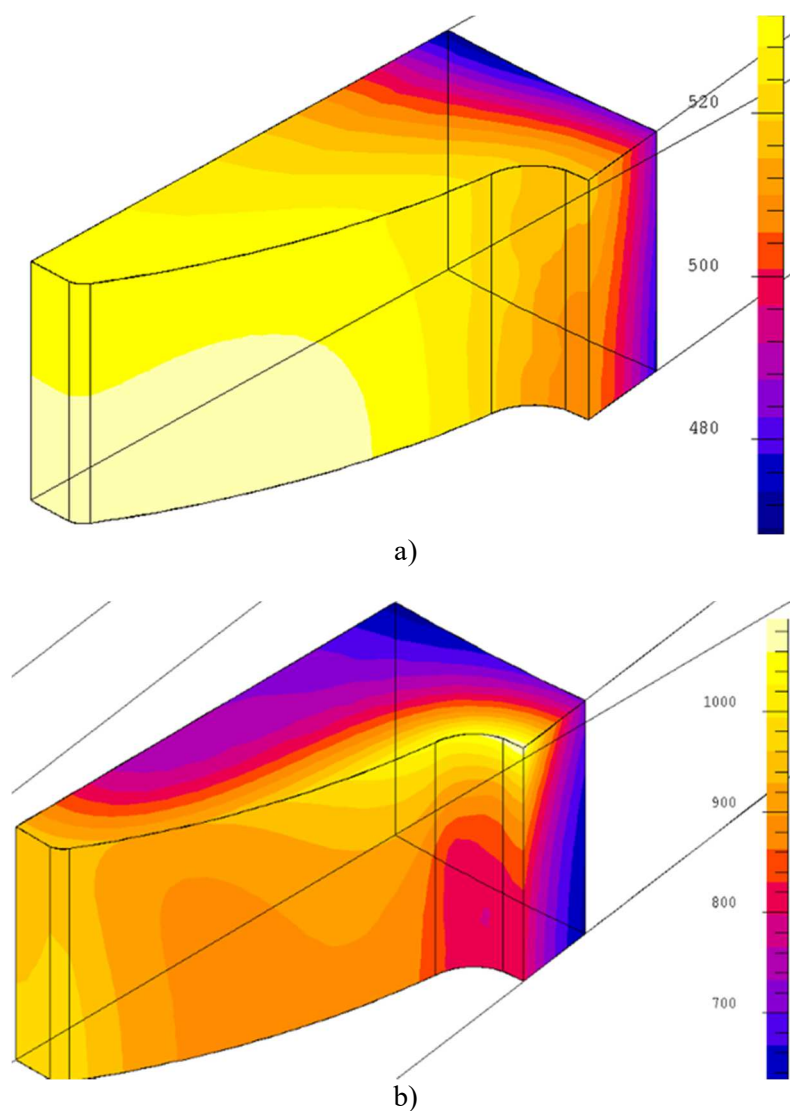
Rys. 2.8. Wzbudnik średniej częstotliwości z natryskiwaczem (a): 1 – cewka, 2 – natryskiwacz, 3 – doprowadzenia prądowe. Wzbudnik wysokiej częstotliwości (b): 1 – cewka, 2 – koncentrator magnetyczny, 3 – doprowadzenia prądowe

Jako czynnik chłodzący wykorzystano 10% roztwór polimerowy Aqua Quench 140. Natężenie przepływu czynnika chłodzącego było regulowane w zakresie $(0,5 \cdot 10^{-5} \div 5 \cdot 10^{-5}) \text{ m}^3/\text{s}$. Na podstawie pomiarów dylatometrycznych (diagram Czas – Temperatura – Austenitacja) ustalono następujące wartości temperatur kryterialnych dostosowane do rzeczywistych wartości prędkości nagrzewania indukcyjnego $Ac=f(v)$ [15]. Dolna temperatura kryterialna oznaczająca rozpoczęcie przemiany austenitycznej $Ac_{1m}= 770^\circ\text{C}$, górna temperatura kryterialna oznaczająca zakończenie przemiany austenitycznej $Ac_{1m}= 900^\circ\text{C}$. W wyniku pomiarów dylatometrycznych (wykres Czas – Temperatura – Chłodzenie ciągłe CTPc) wyznaczono też temperaturę

rozpoczęcia przemiany martenzytycznej $M_s = 220^\circ\text{C}$. Hartowanie przeprowadzono przy następujących parametrach procesu:

- *nagrzewanie MF*: prąd $I_{MF} = 3100\text{ A}$, częstotliwość $f = 10\text{ kHz}$, moc $P_1 = 15\text{ kW}$, średnia temperatura końcowa $T_{k1} = 500^\circ\text{C}$, czas $t_{MF} = 8,5\text{ s}$,
- *przerwa na przemieszczenie koła między wzbudnikami* $t_b = 1,5\text{ s}$,
- *nagrzewanie HF*: $I_{HF} = 5300\text{ A}$, częstotliwość $f_2 = 384\text{ kHz}$, moc $P_2 = 10\text{ kW}$, czas $t_{HF} = 2\text{ s}$.

Obliczenia przeprowadzono przy użyciu programu komputerowego Flux 3D uzupełnionego o własne procedury numeryczne. Rozkład temperatury wzdłuż powierzchni zęba po nagrzewaniu MF oraz po zakończeniu nagrzewania przedstawiono szczegółowo na rys. 2.9.



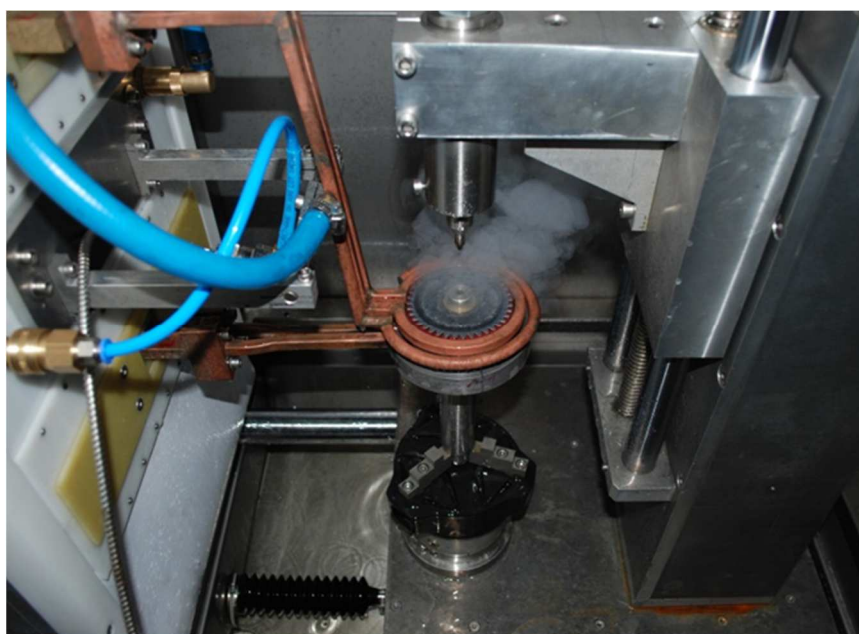
Rys. 2.9. Rozkład temperatury na powierzchni zęba po nagrzewaniu średnią częstotliwością (a). Końcowy rozkład temperatury na powierzchni zęba po nagrzewaniu dwuczęstotliwościowym (b).

Średnia temperatura powierzchni roboczej zęba po nagrzewaniu MF jest mniejsza od temperatury kryterialnej i wynosi około 500°C , natomiast temperatura końcowa jest większa od górnej temperatury kryterialnej i wynosi 950°C . Weryfikacji doświadczalnej obliczeń dokonano na stanowisku laboratoryjnym do hartowania dwuczęstotliwościowego zainstalowanym na Politechnice Śląskiej, (rys. 2.10, 2.11).

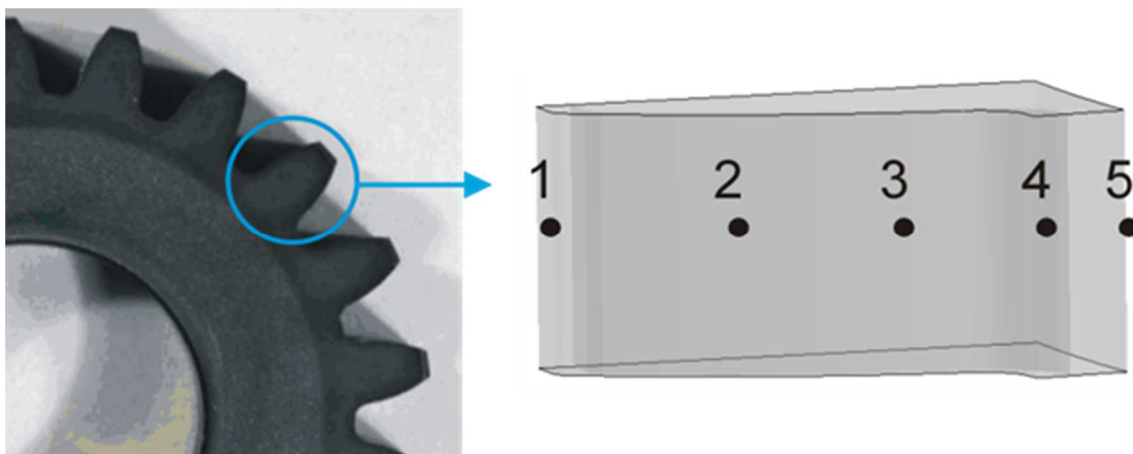
Rozkład twardości wzdłuż powierzchni roboczej zęba po niskotemperaturowym odpuszczaniu w punktach 1-5 zaznaczonych na rys. 2.12 zestawiono w tab. 2.2.



Rys. 2.10. Stanowisko doświadczalne



Rys. 2.11. Układ: wzбудnik, koło zębate, natryskiwacz



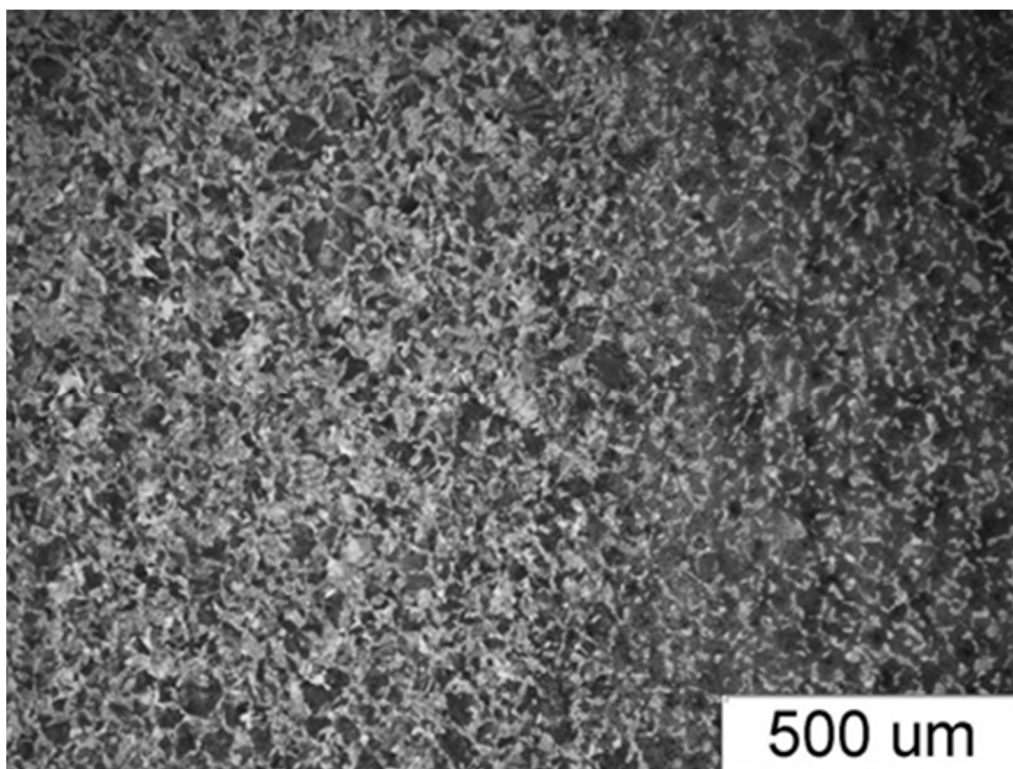
Rys. 2.12. Rozmieszczenie punktów do pomiaru twardości wzdłuż powierzchni roboczej zęba

Tabela 2.2

Rozkład twardości na powierzchni roboczej koła zębatego ze stali C45E

Punkty	1	2	3	4	5
Twardość, HV	662	654	666	629	272

Uzyskano pożądaną rozkład twardości w przypowierzchniowej warstwie zahartowanej. Mikrostrukturę materiału tworzy martenzyt drobnoiglasty z niewielkim dodatkiem austenitu szczątkowego (rys. 2.13).

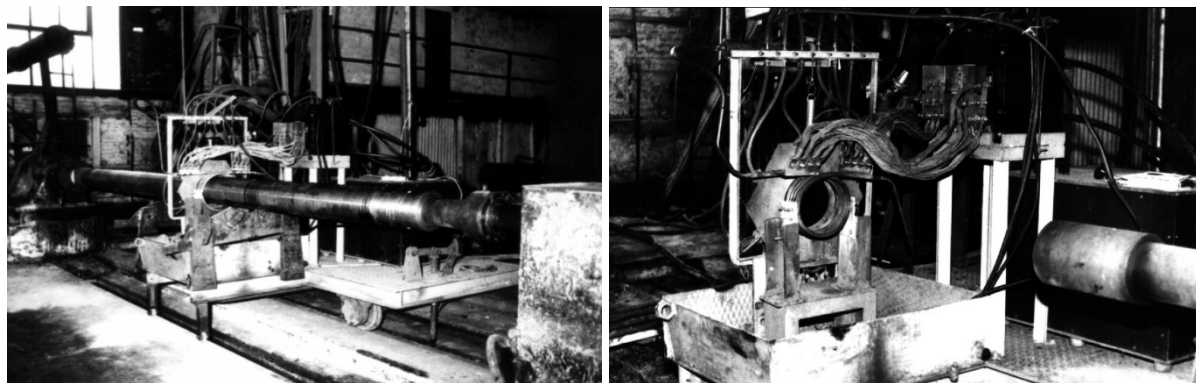


Rys. 2.13. Mikrostruktura strefy powierzchniowej zęba. Martenzyt drobnoiglasty. Powiększenie x100

Opracowanie nowej technologii wytwarzania trzpieni pielgrzymowych stosowanych w procesie walcowania rur metoda Mannesmana

Trzpienie pielgrzymowe, stosowane do walcowania rur metodą Mannesmana wykonywane są w Hucie Batory z prętów kutych na gorąco, które po przeprowadzeniu operacji studzenia i wstępnej kontroli stanu powierzchni poddane zostają w piecu komorowym obróbce cieplnej obejmującej: wyżarzanie zmiękczające, hartowanie i odpuszczanie. Po obróbce cieplnej prętów wykonuje się: prostowanie (gdy jest to konieczne), końcową kontrolę stanu powierzchni, obróbkę mechaniczną na wymagany wymiar (łącznie z wykonaniem uchwyty i wytoczeniem części stożkowej trzpienia) oraz badanie trzpienia metodą ultradźwiękową. Podstawowym wskaźnikiem charakteryzującym jakość trzpieni pielgrzymowych jest ich zużycie mierzone w kilogramach na tonę odwalcowanych rur. Wartości tego wskaźnika, uzyskiwane do tej pory w Hucie Batory należy ocenić jako bardzo wysokie, co niekorzystnie oddziałuje na koszty produkcji rur. Dlatego też hartowanie powierzchniowe trzpieni metodą indukcyjną pozwoli na zwiększenie żywotności trzpieni, a tym samym, zmniejszenie kosztów wytwarzania rur [18-20].

Indukcyjne hartowanie powierzchniowe trzpieni pielgrzymowych, przeprowadzono w Hucie Batory na zbudowanym stanowisku, którego widok ogólny pokazano na rys. 2.14. Samotok skośnorolkowy napędzany był przez przekładnię bezstopniową za pomocą silnika elektrycznego. Regulowana prędkość obrotowa rolek umożliwiała zmianę prędkości obwodowej trzpienia. Natomiast zmianę szybkości przesuwu osiowego trzpienia uzyskiwano poprzez zmianę kąta ustawienia rolek względem osi samotoku. W środkowej części urządzenia zabudowany był wzbudnik wraz z transformatorem dopasowującym oraz natryskiwacz wodno-powietrzny (rys. 2.14). Do indukcyjnego nagrzewania trzpieni stosowano wzbudniki cylindryczne, pięciozwojowe, nawinięte profilem miedzianym 12 x 16 x 2 mm. Izolację międzyzwojową stanowiła szczelina powietrzna. Wzbudnik zasilano z przemiennika tyrystorowego średniej częstotliwości o mocy 200 kW. Celem zmniejszenia długości stanowiska założono, że elementem ruchomym, poruszającym się z regulowaną prędkością wzdłuż trzpienia, będzie układ wzbudnik – natryskiwacze hartownicze. Wraz z tymi elementami poruszać się muszą również transformator dopasowujący średniej częstotliwości, bateria kondensatorów kompensacyjnych oraz zbiornik wody chłodzącej. Dlatego wszystkie te elementy zostały zabudowane na odpowiednim wózku poruszającym się na szynach, równoległych do osi stanowiska.



Rys. 2.14. Widok ogólny stanowiska przemysłowego w czasie hartowania trzpienia pielgrzymkowego

W celu uzyskania maksymalnej żywotności trzpieni pielgrzymowych założono, że warstwa zahartowana powinna posiadać drobną strukturę martenzytyczną o możliwie dużej grubości. Uzyskane wybrane wyniki pomiarów twardości powierzchniowej trzpieni po hartowaniu i odpuszczaniu zestawiono w tab. 2.3.

Tabela 2.3

Wyniki pomiarów twardości trzpieni po hartowaniu i odpuszczaniu

Nr trzpienia	Twardość HB		
	Punkt A	Punkt B	Punkt C
1	~ 409	~ 409	~ 409
2	~ 401	~ 401	~ 401
3	~ 409	~ 409	~ 409
4	~ 409	~ 409	~ 409
5	~ 409	~ 401	~ 409
6	~ 409	~ 409	~ 415
7	~ 409	~ 409	~ 409

C – punkt umieszczony w odległości 0,3 m od podstawy części stożkowej trzpienia, **B** – punkt umieszczony w odległości 2 m od punktu **C**, **A** – punkt umieszczony w odległości 2 m od punktu **B**.

Z zahartowanych trzpieni wycięto poprzecznie tarcze, na których po wytrawieniu warstwy zahartowanej wykonano wzdłuż promienia pomiary twardości HRc. z tarcz wycięto próbki do badań mikroskopowych i po wytrawieniu nitalem wykonano na nich obserwacje struktury w płaszczyznach prostopadłej i równoległej do osi trzpienia. Uzyskane wyniki potwierdziły, że trzpienie posiadały warstwę zahartowaną o grubości ok. 12-15 mm i stosunkowo drobną strukturę martenzytyczną w warstwie zahartowanej. Strefa przejściowa natomiast ma strukturę martenzytyczno-ferrytyczną. Z kolei rdzeń trzpienia ma strukturę bainityczną. z przeprowadzonych badań wynikało również, że optymalne połączenie wytrzymałości statycznej, właściwości

plastycznych, udarności i twardości uzyskuje się stosując, po hartowaniu, odpuszczanie w temperaturze 625-630°C, przez 4 godz.

Uzyskane wyniki pozwoliły na realizację Projektu Celowego (KBN Nr 7T08B 133 98C/3981) polegającego na modernizacji technologii i budowie stanowiska hartowania trzpieni pielgrzymowych. Wdrożenie tych rozwiązań zapewniło wymierne efekty w postaci zmniejszenia wskaźnika zużycia (masa odwalcowanych ton rur w tonach na 1 kg masy trzpienia) do wartości ok. 3,1 kg/t, a więc ma około dwukrotnie niższy niż osiągniany dotychczas. Wdrożenie w Hucie Batory nowej technologii wytwarzania trzpieni pielgrzymowych wpłynęło w zasadniczy sposób na obniżenie kosztów wytwarzania oraz poprawę i stabilizację jakości produktu finalnego.

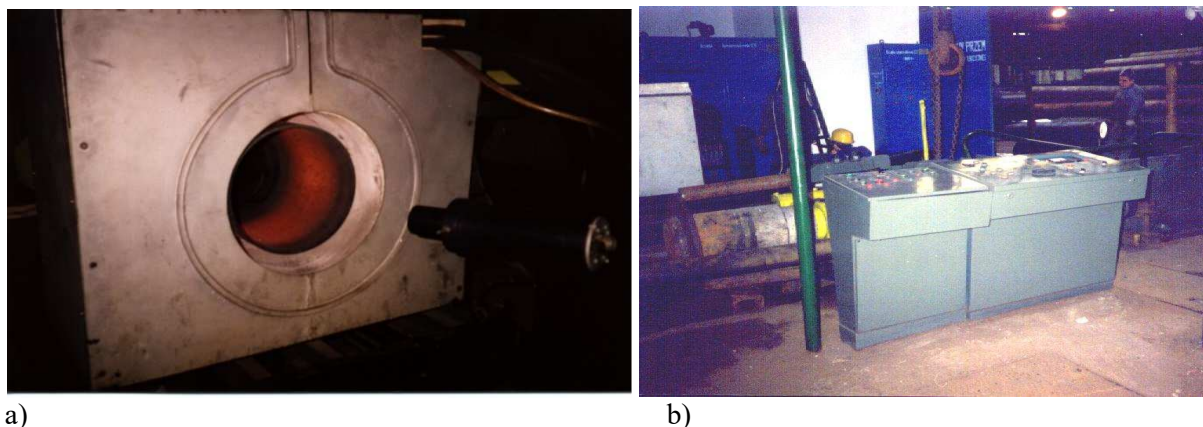
2.3. Nagrzewanie indukcyjne w procesie przeróbki plastycznej

Kalibrowanie końców rur na gorąco

Obecnie w Hucie Batory, produkowane są dwa rodzaje rur, które wymagają operacji kształtowania końca (rys. 2.15). Są to rury przewodowe oraz rury wiertnicze (złączkowe i kielichowe). Nagrzewanie końców rur przed kalibrowaniem odbywało się dotychczas w piecu gazowym (rys. 2.16). Osiągnięcie po kalibrowaniu żądanej tolerancji średnicy rury, symetrii kołowej końca i wymaganych tolerancji grubości ścianki na obwodzie rury, jest uzależnione nie tyle od samej operacji kalibrowania, ile od dotrzymania, w procesie kalibrowania równomierności nagrzania końca i stałej, optymalnej temperatury. Przy stosowaniu tej technologii, z uwagi na nierównomierność nagrzewania końców rur, często zdarza się, że przeprowadzoną operację kalibrowania należy powtórzyć, co oczywiście zwiększa koszty produkcji. Zastosowanie w tym procesie nagrzewania indukcyjnego [21] wyeliminuje wybraki po kalibrowaniu. Wpłynie również na znaczne obniżenie zużycia energii i poprawę struktury kalibrowanego końca rury.

Zbudowane stanowisko przemysłowe do kalibrowania końców rur składało się z nagrzewnicy indukcyjnej i prasy kalibrującej. Wzbudniki wykonano z profilu miedzianego o wymiarach 20 x 20 mm i grubości ścianki 2 mm. Izolację zwojową stanowi taśma szklana impregnowana, lakierem elektroizolacyjnym, i ciepła wymurówka ogniotrwała. Wzbudniki nagrzewnicy indukcyjnej zasilane były z tyrystorowego przemiennika częstotliwości, połączonego z wymiennikiem ciepła, działającym w obiegu zamkniętym. Wykonano układ sterowania pracą nagrzewnicy

oraz pozycjonowania nagrzewanego końca rury względem wzbudnika. Zastosowany algorytm sterowania oraz konstrukcja układu pozycjonowania rury pozwoliły uzyskać zamierzony efekt, potwierdzony w czasie prób i badań stanowiska.



Rys. 2.15. Nagrzewanie rury na stanowisku przemysłowym (a). Ogólny widok stanowiska do kalibracji rur (b)



Rys. 2.16. Rury podczas kalibrowania

Na podstawie przeprowadzonych prób i badań procesu kalibrowania wyznaczono optymalną (dla danej średnicy rury) głębokość zanurzenia końca rury we wzbudniku (dla zapewnienia równomierności nagrzewania). Z przeprowadzonych badań wynikało również, że:

- dla danego gatunku rur (o tej samej średnicy i grubości ścianki) zarówno czas nagrzewania jak i temperatura końcowa powierzchni nagrzanego końca rury (przy tej samej mocy czynnej doprowadzonej do wzbudnika) są powtarzalne,
- czas operacji (bez uwzględnienia czasu nagrzewania, zależnego od średnicy i grubości ścianki) liczony od chwili ustawienia rury w osi wzbudnika, obejmujący: czas nasunięcia wzbudnika na nagrzewany koniec rury, czas

potrzebny na odsunięcie wzbudnika i przetransportowanie rury do prasy kalibrującej, nie przekraczał 70 s,

- przeprowadzone badania metalograficzne potwierdziły drobnoziarnistość i jednorodność struktury materiału oraz brak odwęglenia).

Prace badawczo-rozwojowe wykonane w ramach Projektu Celowego (KBN nr 6T08097) w pełni potwierdziły przewidywane rezultaty, uzasadniając trafność decyzji o przystąpieniu do wdrożenia nowo opracowanej technologii kalibrowania końców rur.

Miejscowe nagrzewanie indukcyjne w celu lutowania lub regeneracji uszkodzeń

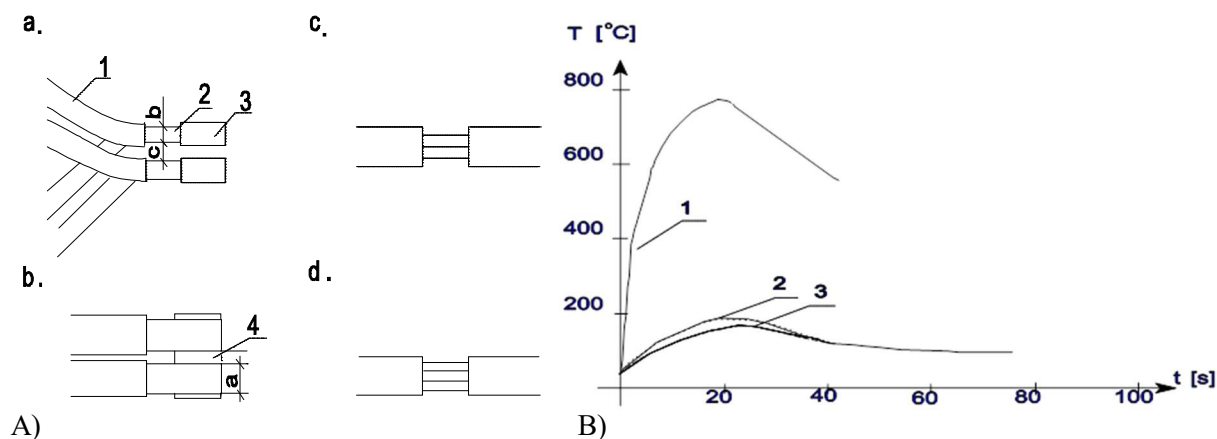
W ramach projektu celowego (KBN nr PC9/96) oraz kilku prac zleconych bezpośrednio przez przemysł, przeprowadzono próby i badania procesu lutowania indukcyjnego uzwojeń silników indukcyjnych oraz uzwojeń turbogeneratorów [22-27]. Tu przedstawiono wyniki dla trzech, konkretnych technologii lutowania indukcyjnego wdrożonych przez ówczesny Zakład Elektrotechnologii i Elektrotermii Politechniki Śląskiej.

Łączenie miedzianych lub mosiężnych prętów uzwojeń ze sobą lub pierścieniami zwierającymi, czy elementami chłodzenia jest procesem często występującym w przemyśle. Stosuje się zwykle spajanie tych elementów tzw. lutami twardymi, a do ich topienia używa się najczęściej palników gazowych (rys. 2.17). Tworzy to jednak duże zagrożenie BHP, dlatego opracowano nowe technologie z wykorzystaniem nagrzewania indukcyjnego. Huta Katowice zwróciła się o opracowanie metody indukcyjnego lutowania lutem twardym połączeń czołowych uzwojeń silników elektrycznych. Szkic wymiarowy fragmentu uzwojenia dwuwarstwowego wirnika pokazano na rys. 2.18a.



Rys. 2.17. Uzwojenie lutowane gazowo

Widoczne są końce przewodów wychodzących z obydwu warstw, które poddawane są lutowaniu, gdzie b jest grubością przewodu, a a jego szerokością. Dwa lutowane przewody połączone są specjalną skuwką (3), a pomiędzy nimi znajduje się klin miedziany (4). Na rysunku 2.18a widoczne są sąsiednie zwoje, pomiędzy którymi odległość wynosi c . Odległość ta ma decydujące znaczenie dla wymiarów i kształtu wzbudnika, gdyż w trakcie lutowania wybranego czoła musi on zostać wprowadzony pomiędzy zwoje.

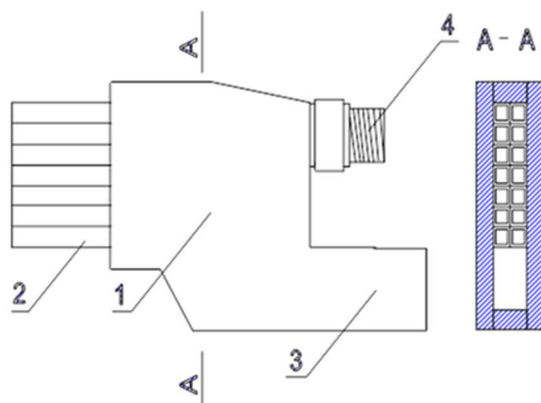


Rys. 2.18. A – Fragment uzwojenia dwuwarstwowego a) sąsiednie zwoje, b) lutowane płaskowniki, c), d) końce uzwojeń wykonanych z 2 lub 3 równoległych płaskowników. 1 – pręt Cu w izolacji, 2 – pręt Cu, 3 – skuwka (Cu), 4 – klin (Cu) B – Rozkład temperatury przy lutowaniu indukcyjnym – płaskownik 20 x 2 mm

Ze względu na małe wymiary wzbudnika i krótkie czasy nagrzewania, wzbudnik zasilano z generatora wysokiej częstotliwości. Zastosowanie lutowia fosforobrazowego w postaci proszku podawanego na powierzchnie lutowanych płaskowników. Płaskowniki do prób zostały zaizolowane taśmą szklaną w ten sam sposób jak w warunkach docelowych. Celem doświadczalnego stwierdzenia wzrostu temperatury w różnych częściach lutowanego uzwojenia umieszczono termo-elementy w otworach wywierconych w płaskownikach. Wybrane wyniki przedstawiono na rys. 2.18b. Krzywe 1, 2, 3 oznaczają temperaturę odpowiednią w miejscu lutowania.

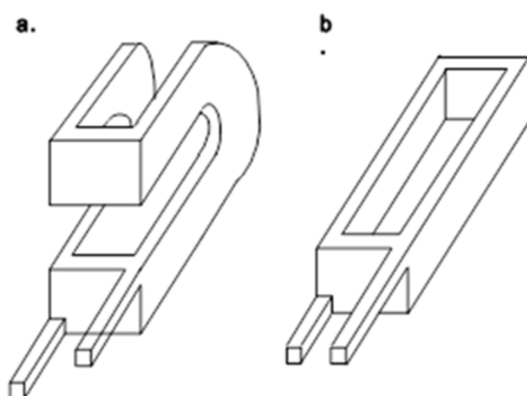
Po zakończeniu lutowania i rozwinięciu taśmy stwierdzono jedynie lekkie zaczernienia w bezpośredniej bliskości miejsca lutowania. W żadnym punkcie nie nastąpiło trwałe uszkodzenie (przepalenie) taśmy izolacyjnej. Na podstawie tych prób stwierdzono, że w przypadku zastosowania nagrzewania indukcyjnego nie występuje konieczność dodatkowego chłodzenia lutowanych uzwojeń. Przeprowadzone próby i badania zezwoliły na wdrożenie opisaną technologię w warunkach Wydziału Remontów Elektrycznych Huty Katowice.

Na zlecenie ZRE Lubliniec, została opracowana przez Zakład Elektrotechnologii i Elektrotermii Politechniki Śląskiej przy współpracy z Instytutem Maszyn Elektrycznych Politechniki Śląskiej technologia lutowania indukcyjnego komór wodnych generatorów (rys. 2.19) [22, 23].



Rys. 2.19. Komora wodna uzwojenia generatora 200 MVA; 1 – korpus komory, 2 – pręt uzwojenia, 3 – przyłącze prądowe, 4 – wlot chłodzenia

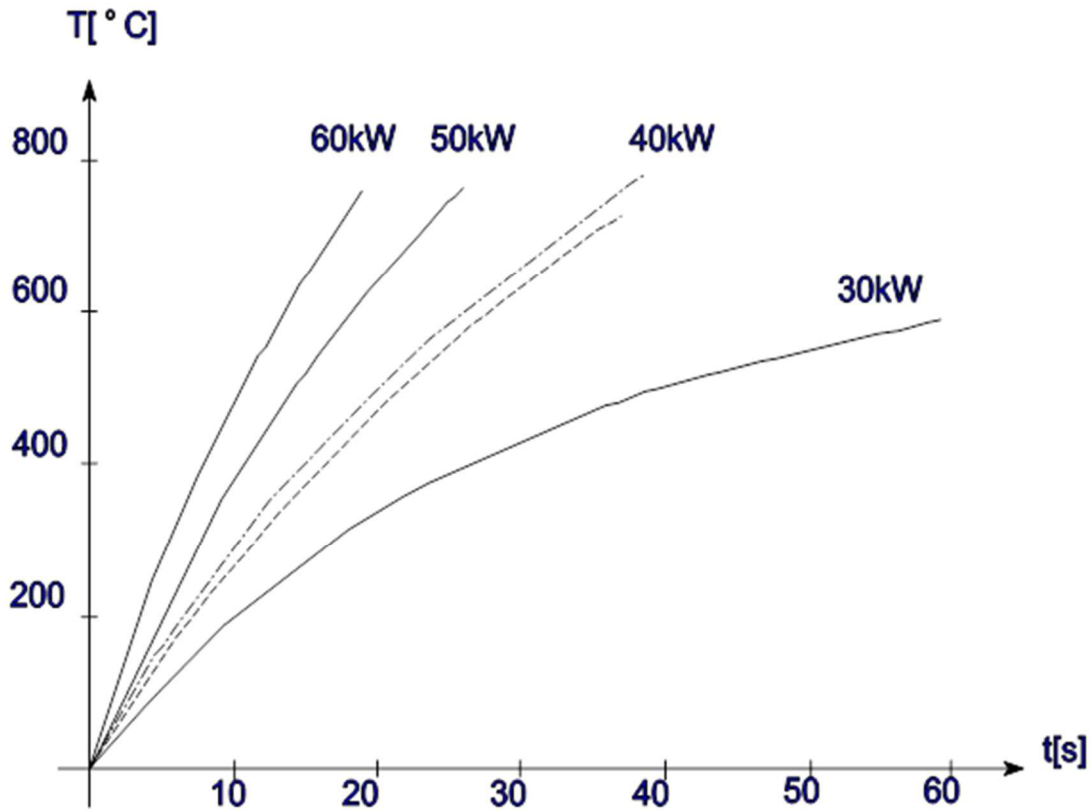
Wstępne obliczenia wykazały, że lutowanie indukcyjne komór powinno odbywać się przy temperaturze ok. $700-720^{\circ}\text{C}$, zależnej od rodzaju użytego lutu. Osiągnięcie jej powinno nastąpić w możliwie krótkim czasie (kilkadziesiąt sekund), dla uniknięcia nadmiernego nagrzewania się prętów. Dla osiągnięcia odpowiedniej głębokości nagrzania wzbudnik powinien być zasilany prądem częstotliwości średniej. Próby nagrzewania komór wodnych generatorów prowadzono za pomocą prototypowej nagrzewnicy tyrystorowej, stosując różne typy wzbudników (rys. 2.20), przy różnych mocach i częstotliwościach przemiennika tyrystorowego.



Rys. 2.20. Schematy użytych wzbudników

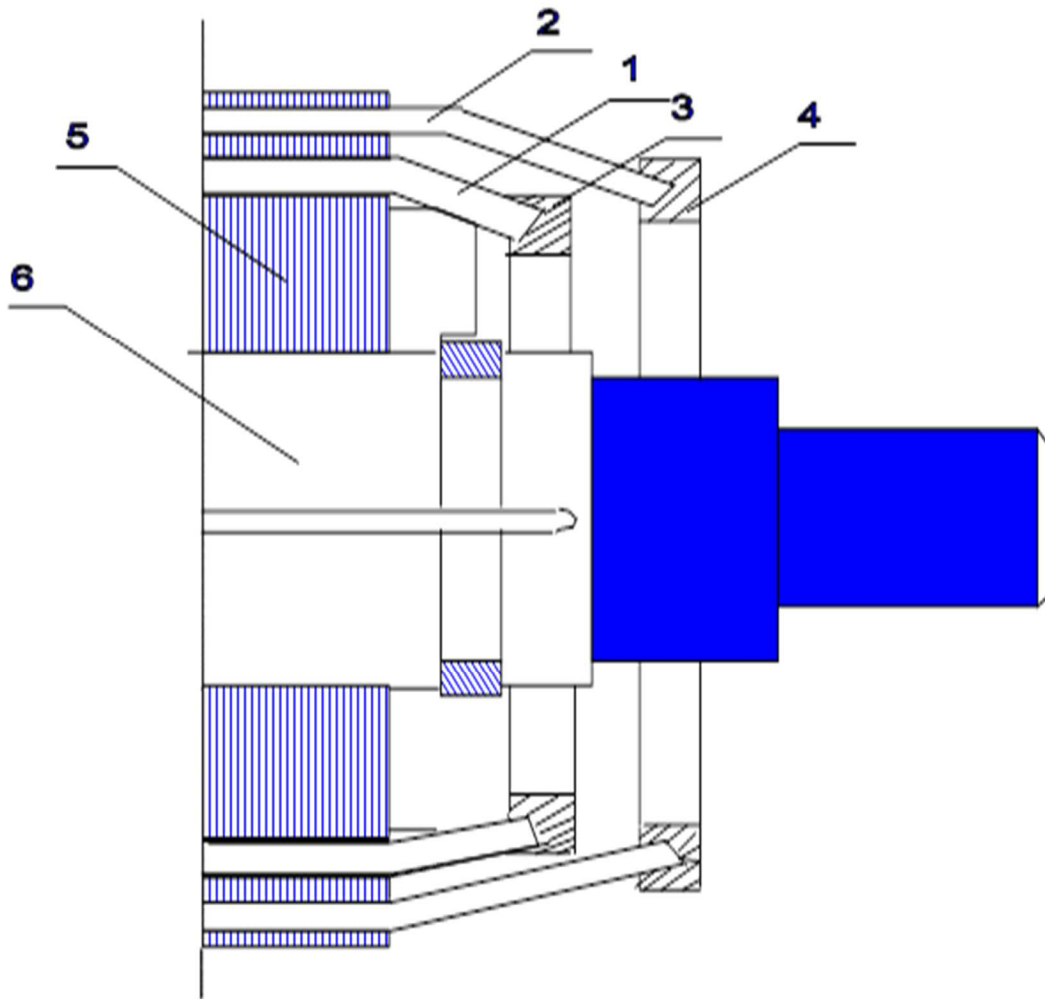
Przykładowe krzywe nagrzewania komory z włożonymi prętami uzwojenia generatora 200 MVA, przy stałej mocy wyjściowej przemiennika i stałej częstotliwości pokazano na rys. 2.21. Przeprowadzone próby i badania zezwoliły na

wdrożenie w ZRE Lubliniec technologii lutowania indukcyjnego komór wodnych generatorów.



Rys. 2.21. Przykładowe wyniki indukcyjnego nagrzewania komory

PRPGME „Damel” w Dąbrowie Górniczej zwrócił się o opracowanie metody lutowania lutem twardym uzwojeń wirników indukcyjnych silników klatkowych. Zakres produkowanych i remontowanych silników w jednym z zakładów jest bardzo szeroki. Obejmuje on maszyny o średnicach wirnika od ok. 150 mm do 500 mm i masach od kilkudziesięciu kg do dwóch ton. Także zakres profili stosowanych na pręty uzwojeń jest szeroki. Są to płaskowniki miedziane o wymiarach od 3 x 6 mm do 8 x 25 mm oraz pręty mosiężne o średnicach od 5 mm do 20 mm. Większość stanowią silniki dwuklatkowe (rys. 2.22), co dodatkowo komplikuje proces lutowania. Lutowanie tych uzwojeń odbywa się metodą gazową. Czas lutowania waha się od 40 ÷ 60 minut. Zastosowanie lutowania indukcyjnego stwarzało szansę na eliminację wyżej wymienionych wad. W czasie badań stosowano różnego rodzaju luty, a mianowicie: lut srebrny LS25 i LS15F, miedź fosforową LcuPSn. Wymienione luty podawano w postaci past, proszków i prętów. Próby wykazały, że najlepsze efekty (wypełnienie rowka, rozpląwność lutu) uzyskano stosując luty w postaci proszku.



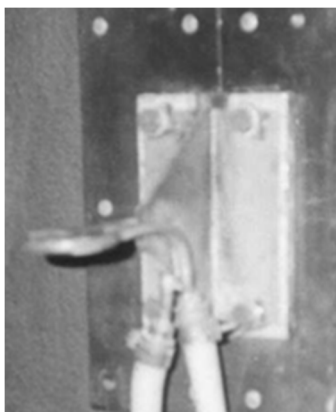
Rys. 2.22. Wirnik. 1 – uzwojenie wewnętrzne, 2 – uzwojenie zewnętrzne, 3 – pierścień wewnętrzny, 4 – pierścień zewnętrzny, 5 – rdzeń magnetyczny, 6 – wał

Próby lutowania prowadzono na wirnikach doświadczalnych oraz wirnikach produkcyjnych. Temperaturę mierzono przy użyciu termoelementów NiCr-Ni oraz pirometru cyfrowego. Oprócz tych pomiarów proces był dodatkowo rejestrowany kamerą. Po wykonaniu prób (różne typy lutów, różne rodzaje wzbudników, różna częstotliwość prądu zasilającego wzbudnik) zalutowane wirniki przekazano do badań strukturalnych, mechanicznych i fizycznych. Na szczególną uwagę zasługują wyniki badań własności elektrycznych lutowanych uzwojeń. Pomiary przeprowadzono w Instytucie Fizyki i Chemii Metali Uniwersytetu Śląskiego.

W ramach projektu „Badania możliwości zastosowania indukcyjnego nagrzewania miejscowego w procesie regeneracji naczyń emaliowanych”, zleconego przez jeden z krajowych zakładów, przeprowadzono badania możliwości zastosowania indukcyjnego nagrzewania miejscowego w procesie lutowania [28]. Zaprojektowano i zbudowano stanowisko doświadczalne, przeprowadzono próby regeneracji naczyń dostarczonych przez zleceniodawcę, badania laboratoryjne próbek modelowych

i naczyń po regeneracji oraz opracowano założenia do budowy stanowiska przemysłowego. Zaprojektowany i zbudowany układ zasilania elektrycznego stanowiska doświadczalnego składał się z generatora lampowego wysokiej częstotliwości typu GIS-10, transformatora dopasowującego, wzbudników do nagrzewania regenerowanego elementu (wykonano różne typy wzbudników, o kształcie dopasowanym do rodzaju uszkodzenia (rys. 2.23), układów: zabezpieczeń i pomiarowych.

Przeprowadzono badania na elementach modelowych pokrytych warstwami podkładowymi i emaliami o różnych barwach. Próby modelowe prowadzono w trzech podstawowych kierunkach: wypalanie osobno gruntu i emalii w przypadku uszkodzeń głębokich, wypalanie tylko emalii nałożonej na nieuszkodzonym gruncie, nakładanie gruntu i emalii i wypalanie równoczesne obydwu warstw. Celem było stwierdzenie, jak w poszczególnych wariantach łączy się warstwa regenerowana z pozostałą częścią emalii. Szczególnie interesujące byłyby próby równoczesnego wypalania gruntu i emalii. Co dałoby możliwość zmniejszenia w warunkach przemysłowych ilości operacji i skrócenia czasu regeneracji naczyń. Jednakże podczas równoczesnego wypalania następuje silne odgazowanie z wewnętrznej warstwy gruntu, co skutkuje przerywaniem zewnętrznej powłoki emalii. Powoduje to w efekcie mieszanie się obydwu materiałów i pozostawieniem po zakończeniu procesu drobnych, ciemnych śladów gruntu na powierzchni emalii. Procesy te trzeba więc będzie prowadzić oddzielnie lub zrezygnować z regeneracji naczyń głęboko uszkodzonych.



Rys. 2.23. Przykładowy wzbudnik

Oprócz badań modelowych prowadzono również próby na naczyniach dostarczonych przez zleceniodawcę. Wybrano naczynia o różnych kształtach i wielkościach, różnych barwach i z uszkodzeniami we wszystkich praktycznie występujących miejscach. Nakładanie warstw regeneracyjnych prowadzono zarówno

ręcznie, jak i przy użyciu pistoletów natryskowych stosowanych przez zleceniodawcę. Naczynia te również przekazano do badań laboratoryjnych w zakładzie.

Badanie wzbudników wielowarstwowych

Z rozważań teoretycznych opartych na analizie pola elektromagnetycznego bazującej na metodach analitycznych wynika, że skuteczną metodą zwiększania sprawności nagrzewnic pracujących przy częstotliwościach sieciowych jest stosowanie uzwojeń wielowarstwowych [29-30]. z pracy [29] wynika, że oczekiwany przyrost sprawności powinien wynosić 20%, przy zmianie konstrukcji uzwojeń z jednowarstwowych na dwuwarstwowe. W praktyce bardzo trudno uzyskać taki przyrost sprawności, co między innymi spowodowało, że układy wielowarstwowe nie są powszechnie stosowane.

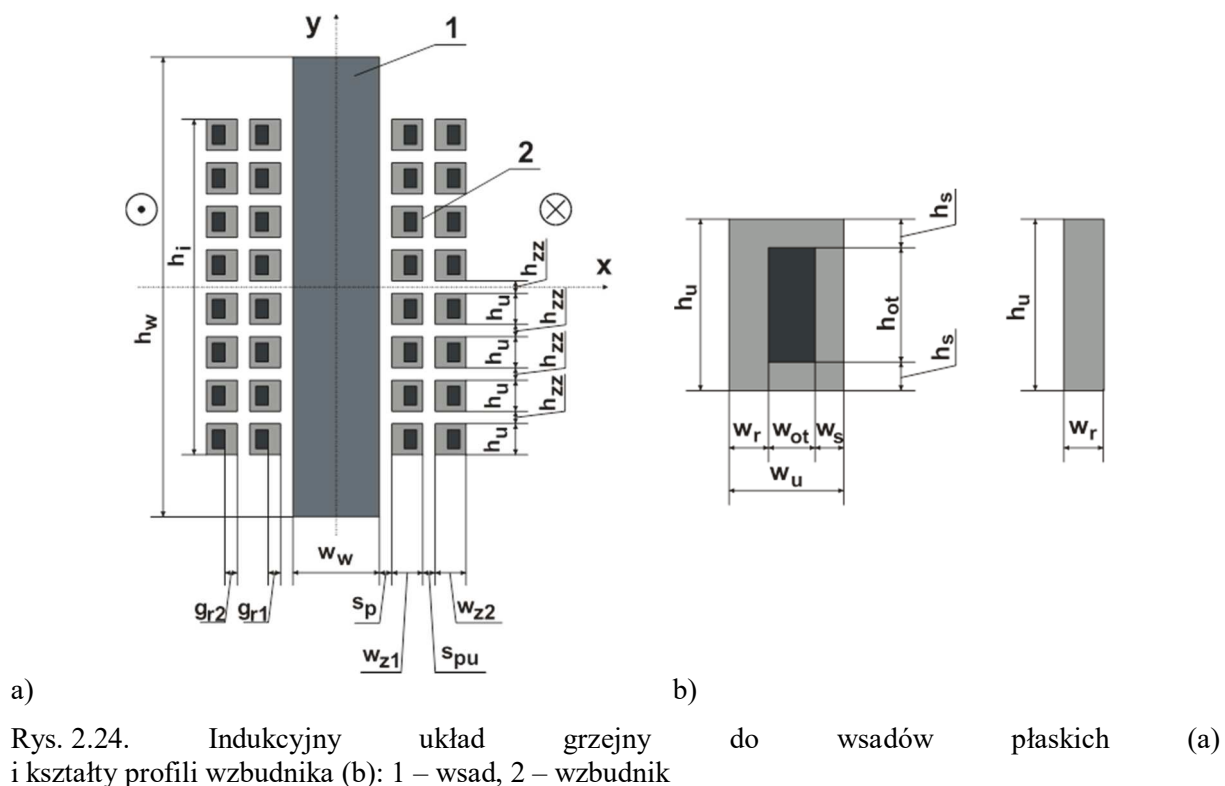
Badania nagrzewnic wielowarstwowych rozpoczęto od analizy wielowariantowej dla modelu dwuwymiarowego, następnie przeprowadzono optymalizację dla modelu dwuwymiarowego oraz dla modelu trójwymiarowego. Najszerszy zakres analizy dotyczył obliczeń wielowariantowych. z natury rzeczy obliczenia optymalizacyjne stanowiły raczej studium przypadku i weryfikację obliczeń wielowariantowych. W obliczeniach wielowariantowych rozpatrywano nagrzewnice dwustronne i jednostronne do wsadów płaskich i nagrzewnice cylindryczne. Natomiast optymalizację prowadzono jedynie dla układów płaskich dwustronnych. Wybrane geometrie układów grzejnych przedstawiono na rys. 2.24. Badania zamieszczone w tym rozdziale odnoszą się jedynie do badań dotyczących zmian sprawności elektrycznej nagrzewnic.

W ramach eksperymentów numerycznych badano wpływ następujących czynników na sprawność układu:

1. grubości poszczególnych warstw;
2. liczby warstw wzbudnika;
3. odległości warstw wzbudnika od siebie;
4. geometrii profilu wzbudnika;
5. odległości warstw wzbudnika od wsadu.

Badano nagrzewnice do wsadów płaskich jedno i dwustronne oraz nagrzewnice do wsadów cylindrycznych. Najszerszy zakres badań przeprowadzono dla nagrzewnic dwustronnych do wsadów płaskich.

Badano nagrzewnice do wsadów płaskich jedno- i dwustronne oraz nagrzewnice do wsadów cylindrycznych. Najszerszy zakres badań przeprowadzono dla nagrzewnic dwustronnych do wsadów płaskich.



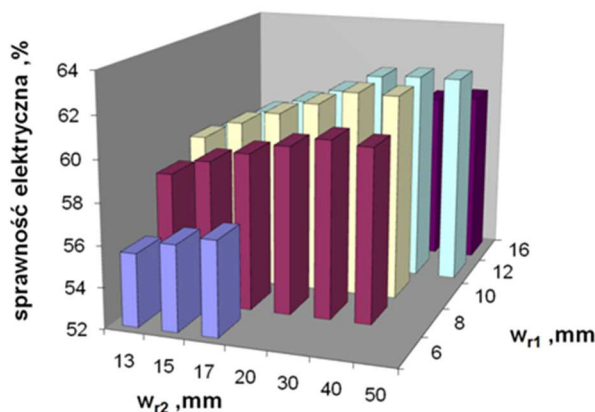
W pierwszej części eksperymentu badano wpływ zmiany grubości jednej warstwy wzbudnika o przekroju pełnym dla nagrzewnicy płaskiej dwustronnej. Kolejnym etapem było badanie dwóch warstw wzbudnika o przekroju pełnym i trzech warstw wzbudnika. Wyniki obliczeń wielowariantowych dla wzbudników dwuwarstwowych pokazano na rys. 2.25. Optymalne grubości warstw uzyskane dla wzbudników trójwarstwowych wynoszą 0,009, 0,014 i 0,021 m (0,006, 0,008 i 0,015 m to rezultaty uzyskane w pracy [29]). Przyrost sprawności w stosunku do układu jednowarstwowego wynosi 12%.

W drugim etapie badano sprawności wzbudników nawiniętych z profilu z otworem chłodzącym. z badań tych wynika, że obecność otworu chłodzącego, a w szczególności ścianek go otaczających w bardzo istotny sposób obniża maksymalne sprawności. Do tego stopnia, że dla układów trójwarstwowych nie uzyskano przyrostu sprawności.

Trzecim etapem badań były obliczenia wielowariantowe dla nagrzewnic płaskich jednostronnych. W tym przypadku przyrosty sprawności wraz ze wzrostem liczby warstw były niewielkie i wzrost sprawności między nagrzewnicą jedno-

i dwuwarstwową wynosił jedynie 0,5 punktu procentowego, a między nagrzewnicą dwu- i trójwarstwową jedynie 0,2 punktu procentowego.

Czwartym etapem badań były obliczenia wielowariantowe dla nagrzewnic cylindrycznych. Dla nagrzewnic cylindrycznych procentowe przyrosty sprawności były podobne jak dla nagrzewnic płaskich dwustronnych. Przyrost sprawności między nagrzewnicą jednowarstwową a trójwarstwową wynosił ok. 10%.



Rys. 2.25. Sprawność płaskiej nagrzewnicy dwuwarstwowej, dwustronnej o różnych grubościach warstw wzbudnika (wynik obliczeń wielowariantowych)

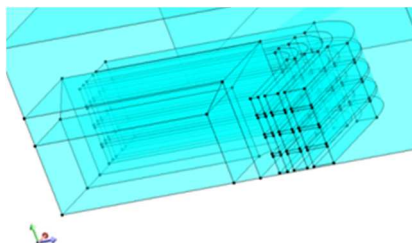
Kolejnym, piątym etapem badań nad nagrzewnicami wielowarstwowymi, były obliczenia optymalizacyjne. Obliczenia optymalizacyjne prowadzono dla modeli dwuwymiarowych i trójwymiarowych. Dla modeli 2D optymalizowano grubości warstw dla wzbudnika maksymalnie czterowarstwowego nawiniętego przewodem o przekroju pełnym. Dla modeli 3D ze względu na długi czas obliczeń maksymalną liczbę warstw ograniczono do trzech. Podczas optymalizacji modelu 2D wykorzystano metodę optymalizacyjną Rosenbrocka i zmieniano punkt startowy optymalizacji. Uzyskane wyniki nie zależą od punktu startowego. Wyniki optymalizacji zawarto w tab. 2.4. Optymalne grubości poszczególnych warstw zmieniają się wraz ze zmianą liczby warstw.

Tabela 2.4

Wyniki optymalizacji 2D nagrzewnicy dwustronnej

Liczba warstw wzbudnika	Sprawność elektryczna, %	Liczba iteracji	Optymalna grubość warstw, mm			
			w _{r1}	w _{r2}	w _{r3}	w _{r4}
1	61,4238	24	30,00	-	-	-
2	66,8888	135	10,13	29,83	-	-
3	69,7102	185	7,52	11,03	24,90	-
4	70,4315	278	6,00	7,99	13,10	17,70

Obliczenia optymalizacyjne dla modelu 3D przeprowadzono wykorzystując dwie metody optymalizacyjne (Rosenbrocka i Największego Spadku) oraz różne punkty startowe. Uzyskane wyniki nie zależą od wybranej metody optymalizacyjnej i punktu startowego. Geometrię modelu obliczeniowego przedstawiono na rys. 2.26. Wyniki optymalizacji zawarto w tab. 2.5.



Rys. 2.26 Geometria modelu obliczeniowego dla optymalizacji modelu 3D

Tabela 2.5

Wyniki optymalizacji 2D nagrzewnicy dwustronnej

Liczba warstw wzbudnika	Sprawność elektryczna, %	Optymalna grubość warstw, mm		
		w_{r1}	w_{r2}	w_{r3}
1	51,78	29,97	-	-
2	57,90	11,29	29,87	-
3	60,30	7,97	13,50	29,77

Wnioski wynikające z optymalizacji:

- uzyskano przyrost sprawności elektrycznej o maksimum 14% (pomiędzy nagrzewnicą jednowarstwową a czterowarstwową);
- największy przyrost sprawności uzyskano przy zmianie konstrukcji wzbudnika z jednowarstwowego na wzbudnik dwuwarstwowy (8,9%);
- uzyskany przyrost sprawności jest niższy od prognozowanego w [30];
- optymalne grubości uzwojeń różnią się od wyznaczonych metodą analityczną.

2.4. Podsumowanie

W rozdziale scharakteryzowano niektóre wyniki prac naukowo-badawczych z obszaru nagrzewania indukcyjnego ciał stałych, opracowane w latach 1975-2018 przez pracowników naukowych Katedry Informatyki Przemysłowej i jej organizacyjnych poprzedników. Omówiono metody modelowania matematycznego. Przedstawiono wyniki badań laboratoryjnych i przemysłowych. Wyniki prac

prezentowano na prestiżowych konferencjach krajowych i zagranicznych, a część rozwiązań wdrożono do przemysłu.

Bibliografia

1. Mühlbauer A.: History of induction heating and melting, Vulkan-Verlag GmbH, Essen, 2008
2. Sajdak C., Barglik J.: Kierunki badań naukowych w elektrotermii w uczelniach polskich, Materiały V konferencji "Badania Naukowe w Elektrotermii", 199, s. 22 – 37.
3. Barglik J.: Działalność naukowo-badawcza Zakładu Elektrotermii Hutniczej Instytutu Metalurgii Politechniki Śląskiej. Przegląd Elektrotechniczny, 2, 1986. s. 279 – 280.
4. Sajdak C., Samek E.: Nagrzewanie indukcyjne. Podstawy teoretyczne i zastosowanie, Śląsk, Katowice 1985.
5. Barglik J.: Nagrzewanie indukcyjne w procesach technologicznych. Obróbka cieplna, modelowanie matematyczne i weryfikacja doświadczalna. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2015.
6. Przyłucki R.: Wykorzystanie komputerowych technik optymalizacyjnych w projektowaniu wzbudników wielowarstwowych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2014.
7. Smalcerz A.: Modelowanie zjawisk zachodzących podczas procesu hartowania indukcyjnego kół zębatach. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2015.
8. Barglik J.: Modelowanie komputerowe nagrzewania indukcyjnego cienkich wsadów płaskich z metali nieżelaznych, [w:] Blacha L. (red): Postępy w inżynierii materiałowej i metalurgii. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2005, s. 7 – 31.
9. Barglik J.: Nagrzewanie indukcyjne wsadów płaskich w polu poprzecznym. Symulacja komputerowa i weryfikacja doświadczalna. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2002, s. 120.
10. Barglik J.: Nagrzewanie indukcyjne w poprzecznym polu magnetycznym – modelowanie matematyczne i weryfikacja doświadczalna. Przegląd Elektrotechniczny, 9, 2009, s. 17 – 23.
11. Wieczorek T., Kadzimirz R., Woźnica H.: Badanie wpływu nagrzewania strefowego rur na ich strukturę i własności. Materiały i Konferencji

- „Nowoczesne urządzenia elektrotermiczne w metalurgii”, Szczyrk 1995, s. 35 – 42.
12. Wieczorek T., Kadzimirz R., Dreszer S., Nawrocki K., Wierzbicki M.: Indukcyjne dogrzewanie i ciecie rur w ciągach walcowniczych walcarek rur. Materiały VI Konferencji „Badania naukowe w elektrotermii”, 1994, s. 177 – 184.
 13. Barglik J.: Stanowisko do hartowania indukcyjnego kół zębatych o zębach prostych. Materiały konferencji „Badania naukowe w elektrotermii”, 1989, s. 80 – 87.
 14. Barglik J., Doležel I., Ducki K., Ulrych B.: Mathematical and Computer Modelling of Induction Heating and Consequent Hardening of Circular Saw, IOS Press, „Studies in Electromagnetics and Mechanics“, Vol. 22, Warszawa – Łódź 2002, s. 351 – 356.
 15. Barglik J.: Smagór A., Smalcerz A.: Induction hardening of gear wheels of steel 41Cr4, International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics vol. 57, suppl. 1, 2018, s. S3 – S12.
 16. Barglik J.: Induction surface hardening – comparison of different methods. Przegląd Elektrotechniczny, R. 94, nr 7, 2018, s. 6 – 11.
 17. Barglik J., Smalcerz A.: Surface Induction Hardening. Comprehensive Materials Finishing. Vol. 2, 2017, s. 154 – 170.
 18. Wieczorek T., Kadzimirz R., Pragłowska Z.: Indukcyjne hartowanie powierzchniowe trzpieni walcowniczych ze stali WNL. Materiały i Konferencji „Nowoczesne urządzenia elektrotermiczne w metalurgii”, 1995, s. 43– 50.
 19. Kadzimirz R., Sajdak C., Wieczorek T., Kucia K., Kadzimirz T., Partyka S., Nawrocki K.: Indukcyjne hartowanie powierzchniowe trzpieni pielgrzymowych dla zespołu MMII w warunkach Wydziału Walcowni Rur Huty Batory. Materiały III Konferencji „Badania naukowe w elektrotermii”, 1988, s. 83 – 90.
 20. Kadzimirz R., Wieczorek T., Sajdak C., Kucia K.: Zur Anwendung einer neuen Methode der Wärmebehandlung der Kerne für das Walzen von Röhren in einem Mannesmann-Walzwerk. Proceedings 34. Internationales Wissenschaftliches Kolloquium, 1989, s. 37 – 40.
 21. Gorczyński L., Kadzimirz R., Wieczorek T.: Stanowisko przemysłowe do kalibrowania końców rur z wykorzystaniem nagrzewania indukcyjnego. Hutnik, 11, 2003, s. 438 – 442.
 22. Wieczorek T., Kadzimirz R., Gorczyński L., Jakubiec M., Nabagło W.: Indukcyjne lutowanie połączeń czołowych uzwojeń maszyn elektrycznych w

- warunkach Wydziału Remontów Elektrycznych Huty Katowice. Materiały VIII Konferencji Remontowej Energetyki, 1993, s. 1 – 8.
23. Wieczorek T., Kadzimirz R., Gorczyński L.: Zastosowanie nagrzewania indukcyjnego w procesach lutowania uzwojeń maszyn elektrycznych. *Maszyny Elektryczne*, z. 54, 1997, s. 147 – 152.
 24. Paszek W., Żywiec A., Kadzimirz R., Sajdak C.: Lutowanie indukcyjne komór wodnych i prętów uzwojeń turbogeneratorów. *Materiały III Konferencji „Badania naukowe w Elektrotermii”*, 1988.
 25. Mitas A., Wieczorek T., Kopeć W.: Application of a digital control system to induction soldering of electric motors. [w:] *Advanced computer systems. ACS'98. The fifth international conference*, Szczecin, Poland, November 19-20, 1998. *Proceedings*. Eds: J. Sołdek, S. Yanushkevich. Technical University of Szczecin. Institute of Computer Science & Information Systems. Poland, University of Goettingen. Germany, Saint Francis Xavier University. Canada. Szczecin: Informa, 1998 s. 422 – 427.
 26. Wieczorek T., Kadzimirz R., Onderka J., Smyczek H.: Hartowanie indukcyjne powierzchni nośnej haków suwnicowych. *Materiały VI Konferencji „Badania naukowe w elektrotermii”*, 1994, s. 164 – 169.
 27. Wieczorek T., Kadzimirz R., Gorczyński L.: Próby i badania lutowania indukcyjnego uzwojeń silników i turbogeneratorów. *Materiały VII Konferencji „Badania naukowe w elektrotermii”*, 1997, s. 96 – 103.
 28. Wieczorek T., Kadzimirz R., Gorczyński L.: Badania możliwości indukcyjnego nagrzewania miejscowego w procesie regeneracji naczyń emaliowanych. *Materiały II Konferencji „Nowoczesne urządzenia elektrotermiczne w metalurgii”*, 1998, s. 12 – 16.
 29. Muras J.: *Analiza pola elektromagnetycznego nagrzewnic wielowarstwowych*, rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 1990.
 30. Harvey I.: *The theory of multi-layer windings for induction heating and their application to 1 MW, 50 Hz longitudinal flux billet heater*, Liege, 1976.

List of figures

Fig. 2.1. Annealing of Cu strips. 1 – uncoiler drum, 2 – strip, 3 – induction heater, 4 – inert atmosphere, 5 – cooling chamber, 6 – final drum, 7 – furnace

Fig. 2.2. Experimental stand for induction annealing of Cu strips (up) and transverse flux inductor (down)

Fig. 2.3. Temperature distribution in width of brass strip of thickness $g = 3.2$ mm

Fig. 2.4. Temperature distribution in tube wall after about 5 s of heating

Fig. 2.5. View of set-up for tube hardening

Fig. 2.6. View of hardened tube with water-air spraying (a). View of heated tube during investigation (b)

Fig. 2.7. Scheme of gear wheel with dimensions (modulus $m = 2$ mm)

Fig. 2.8. MF inductor and sprayer (a): 1-coil, 2 – sprayer, 3 – busbars. HF inductor (b): 1 – coil, 2 – flux concentrator, 3 – busbars

Fig. 2.9. Temperature distribution at tooth surface after medium frequency heating (a). Final temperature distribution at tooth surface after dual frequency heating (b)

Fig. 2.10. Experimental stand

Fig. 2.11. Inductor – sprayer – gear wheel system

Fig. 2.12. Location of points for measurements of hardness along body of tooth

Fig. 2.13. Microstructure of surface zone of the tooth. Acicular martensite. Enlargement $\times 100$

Fig. 2.14. General view of industrial stand during hardening of mandrels

Fig. 2.15. Heating of tube at industrial stand (a). General view at stand for calibration of tubes (b)

Fig. 2.16. Tubes during calibration

Fig. 2.17. Winding soldering by gas

Fig. 2.18. A – part of two-layer winding, a) neighboring coils, b) soldered flats. c, d) ends of tubes made of 2 or 3 parallel flats. 1 – insulated Cu rod, 2 – Cu rod, 3 – ferrule (Cu), wedge (Cu). B – Temperature distribution at induction soldering (flat 20×2 mm)

Fig. 2.19. Water chamber of generator 200 MVA. 1 – body of chamber, 2 – rod of winding, 3 – busbars, 4 – cooling inlet

Fig. 2.20. Applied inductors

Fig. 2.21. Exemplary results of induction heating of chamber

Fig. 2.22. Rotor. 1 – internal winding, 2 – external winding, 3 – internal ring, 4 – external ring, 5 – magnetic core, 6 – shaft

Fig. 2.23. Exemplary inductor

Fig. 2.24. Induction heating system for flat workpieces (a) and shapes of profiles (b): 1- workpiece, 2 – inductor

Fig. 2.25. Efficiency of a two-layer, double-sided flat heater with different thicknesses of the inductor layers (result of multivariant calculations)

Fig. 2.26. Geometry of calculation model for 3D optimization

Marek CIEŚLA¹, Janusz TOMCZAK², Grzegorz JUNAK¹, Tomasz KAWAŁA³,
Rafał FINDZIŃSKI¹

Rozdział 3

KSZTAŁTOWANIE WŁAŚCIWOŚCI UŻYTKOWYCH ŁUKÓW RUROWYCH DLA ENERGETYKI WYTWARZANYCH W PROCESIE GIĘCIA Z LOKALNYM NAGRZEWANIEM INDUKCYJNYM

3.1. Wprowadzenie

W procesie projektowania i wytwarzania instalacji rurociągowych stosowanych w energetyce, przemyśle chemicznym, gazowym i naftowym wymaga się stosowania takich materiałów i technologii, które mogą sprostać wysokim wymaganiom w zakresie ich trwałości i bezpieczeństwa eksploatacji.

Polski system energetyczny wymaga nowych inwestycji w celu poprawy stanu istniejącego, w wielu przypadkach przestarzałego technologicznie i o niskiej sprawności wytwarzania energii elektrycznej. W przypadku budowy nowych, nowoczesnych kotłów nadkrytycznych opalanych węglem występuje szereg nowych problemów, które między innymi dotyczą wytrzymałości zastosowanych materiałów konstrukcyjnych. W tego typu obiektach w wyniku zwiększenia obciążeń na skutek oddziaływania wysokiej temperatury i ciśnienia znajdują zastosowanie gatunki stali, takie jak: X10CrMoVNb9-1 (P91) i X10CrWMoVNb9-2 (P92), które w porównaniu z dotychczas najczęściej stosowanymi (14MoV6-3 (13HMF), 10CrMo9-10 (10H2M)) charakteryzują większe właściwości wytrzymałościowe i czasowa wytrzymałość na pełzanie. Ich zastosowanie pozwala spełnić bardzo wysokie wymagania dotyczące sprawności oraz dyspozycyjności bloków. Dotyczy to szczególnie rurociągów, których temperatura pracy wynosi około 600°C, a ciśnienie pary ponad 28 MPa. Przykładem może być nowy blok energetyczny w elektrowni Bełchatów o mocy 858 MW

¹ Silesian University of Technology, Department of Materials Science

² Lublin University of Technology, Department of Computer Modelling and Metal Forming Technologies

³ ZRE Katowice S.A. Production Centre

i sprawności netto 42%, a także budowane bloki w Elektrowni Opole i Jaworzno o mocy 900 MW i sprawności netto większej od 45%.

Ze względu na wysokie wymagania dotyczące właściwości mechanicznych materiału rurociągów pary, technologiczne procesy wytwarzania rur wymagają spełnienia założonych parametrów procesów przeróbki plastycznej oraz obróbki cieplnej. Wymagania te są ściśle kontrolowane i weryfikowane, a zgodność właściwości mechanicznych z wymogami przedmiotowych norm PN-EN10216-2 i PN-EN12952 potwierdzana w świadectwach odbioru.

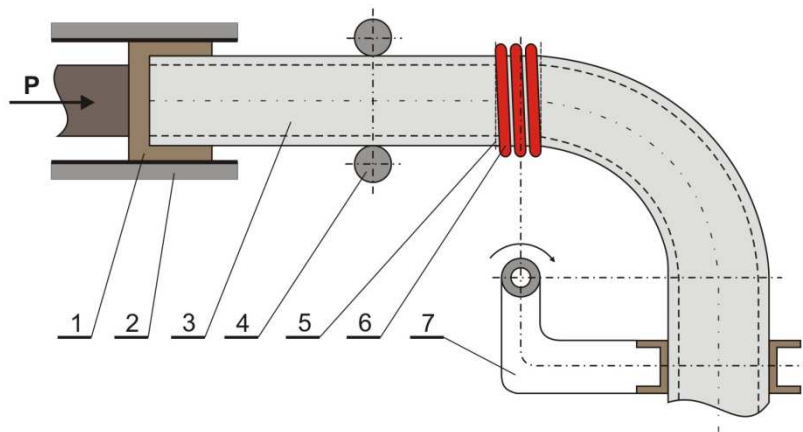
Praktycznie w każdym bloku energetycznym stosuje się łuki gięte rur i powszechnie dostępna i kompletna jest wiedza na temat wpływu procesów produkcyjnych na właściwości rur w stanie wyjściowym. Jednakże wiedza jest niepełna na temat wpływu procesów przeróbki plastycznej i obróbki cieplnej na właściwości użytkowe giętych łuków rurowych. Dotyczy to szczególnie określenia wpływu wartości odkształcenia w strefie rozciąganej i ściskanej giętego łuku na właściwości mechaniczne. Prowadzone przez Instytut Technologii Metali Politechniki Śląskiej prace [1÷6] wykazały, że zróżnicowane odkształcenie plastyczne w wybranych strefach łuków ze stali P91, 14MoV6-3 wynikające z procesu gięcia ma wpływ na ich charakterystyki mechaniczne w tym charakterystyki zmęczeniowe i pełzaniowe. Właściwości mechaniczne stref łuku także znacznie różnią się od materiału rury w stanie wyjściowym.

Charakterystyki pełzaniowe są podstawowym kryterium przy doborze stali do konkretnych zastosowań w bloku energetycznym, a czasowa wytrzymałość na pełzanie, jest uwzględniana przy projektowaniu rurociągów parowych. Istotnym zatem jest określenie wpływu zróżnicowanego odkształcenia wynikającego z kształtowania łuku rurowego w procesie gięcia na właściwości eksploatacyjne. Wiedza ta może mieć zasadnicze znaczenie przy prognozowaniu trwałości instalacji rurociągowych pary. W warunkach eksploatacji łuki rurowe są bardziej wyęteżone od prostych odcinków rur [7÷9], a podstawą przy projektowaniu rurociągów są wartości naprężenia dopuszczalnego wyznaczone wyłącznie w oparciu o czasową wytrzymałość na pełzanie rur w stanie dostawy. Z tych powodów podjęcie badań mających na celu wyznaczenie kompleksowych charakterystyk mechanicznych łuków rurowych ma istotne znaczenie, zarówno dla bezpiecznej eksploatacji instalacji rurociągowych już istniejących, jak i nowych oraz modernizowanych.

Aktualnie w procesie wytwarzania łuków rurowych znajdują zastosowanie niekonwencjonalne metody gięcia, w których wykorzystuje się lokalne, indukcyjne podgrzewanie rur podczas gięcia jak na rys. 3.1 i 3.2 [10].



Rys. 3.1. Widok stanowiska firmy Cojafex do gięcia rur z lokalnym nagrzewaniem indukcyjnym



Rys. 3.2. Schemat gięcia rur z lokalnym nagrzewaniem indukcyjnym [11]: 1 – element mocujący (popychacz rury), 2 – prowadnice mechanizmu posuwowego, 3 – gięta rura, 4 – rolki prowadzące, 5 – miejscowa strefa nagrzewania i kształtowania, 6 – induktor, 7 – ramię kształtujące, P - siła popychająca

Technologia gięcia rur z lokalnym nagrzewem indukcyjnym może być stosowana do kształtowania elementów rurociągów w systemie 3D. Jest relatywnie nową metodą, opracowaną w końcu XX wieku, polegającą na wytworzeniu gotowego elementu za pomocą maszyn pozwalających na kontrolowany obrót rury podczas kształtowania na gorąco, z zastosowaniem nagrzewania indukcyjnego. Rury odkształca się najczęściej za pomocą ramienia gnącego. Po wygięciu rury o określony kąt, następuje zwolnienie szczęk, a rurę przepycha się o długość odcinka prostego. W kolejnym etapie operacji następuje zmiana orientacji rury i zamknięcie zacisku ramienia gnącego/szczęk tak, aby kształtowane było kolejne kolano elementu przestrzennego. Metoda pozwala na wykonanie całego odcinka rurociągu bez potrzeby spawania. Metoda ta jednak ze względu na długi czas gięcia elementów kształtowanych na gorąco jest bardzo energochłonna, jednak wciąż bardziej ekonomiczna względem konwencjonalnej metody kształtowania łuków [12, 13]. Proces ten jest najbardziej opłacalny przy

wytwarzaniu łuków rurowych o średnicy 300-1600 mm i grubości ścianki 5-110 mm oraz o dowolnych promieniach i kątach gięcia. Przy prawidłowo dobranych parametrach gięcie tą metodą zapobiega pękaniu rur, zafałdowaniu ścianek i zniekształceniu przekroju poprzecznego. Takie niekorzystne skutki występują podczas gięcia na giętarkach konwencjonalnych rur o średnicy powyżej 300 mm i dużej grubości ścianki.

Otrzymanie prawidłowej geometrii łuków rurowych w procesie gięcia z lokalnym nagrzewaniem indukcyjnym uwarunkowane jest przyjęciem prawidłowych parametrów procesu takich jak: temperatura, prędkość podawania półfabrykatu, sposób chłodzenia i inne, a te zależne są od średnicy, grubości ścianki i gatunku materiału giętej rury. Natomiast kryterialne, podstawowe właściwości mechaniczne, a także korzystne charakterystyki pełzaniowe i zmęczeniowe materiału łuków rurowych determinowane są prawidłowym doбором parametrów ich obróbki cieplnej [5].

Biorąc pod uwagę przedstawione przesłanki w Instytucie Technologii Metali przy współdziałaniu Instytutu Nauki o Materiałach Politechniki Śląskiej, Katedry Komputerowego Modelowania i Technologii Obróbki Plastycznej Politechniki Lubelskiej, CMBK w Instytucie Lotnictwa w Warszawie, oraz Uniwersytetu Technicznego w Ostrawie podjęto badania zmierzające do opracowania parametrów procesu gięcia rur ze stali, mających zastosowanie głównie w energetyce takimi między innymi jak: X10CrMoVNb9-1, X10CrWMoVNb9-2, 14MoV6-3, 10CrMo9-10, 15NiCuMoNb5-6-4. Parametry procesu gięcia rur z zastosowaniem lokalnego nagrzewania indukcyjnego dobrano na podstawie symulacji numerycznych metodą elementów skończonych. Łuki rurowe do badań materiałowych, przy tak zdefiniowanych parametrach gięcia, wykonano w Zakładach Remontowych Energetyki Katowice S.A., w ramach umów zawartych z Politechniką Śląską.

ZRE Katowice są przedsiębiorstwem z sześćdziesięcioletnim doświadczeniem na rynku energetycznym, o uznanej renomie krajowej i międzynarodowej, specjalizującym się w zakresie projektowania, prefabrykacji, montażu, remontów i modernizacji urządzeń dla energetyki.

Celem przeprowadzonych badań było wykonanie łuków rurowych o pożądanym cechach geometrycznych i właściwościach mechanicznych zgodnymi z wymogami norm.

Efektom przeprowadzonych badań było także uzyskanie rezultatów o poznawczym charakterze wskazującym na związki zachodzące między parametrami technologicznymi procesu gięcia i obróbki cieplnej, a cechami geometrycznymi,

podstawowymi właściwościami mechanicznymi, mikrostrukturą i charakterystykami pełzania oraz zmęczenia niskocyklowego w wybranych strefach łuku.

3.2. Modelowanie numeryczne procesu gięcia rur

Sposób określania parametrów procesu wytwarzania grubościennych łuków gładkich rurociągów energetycznych jest numeryczną metodą obliczeniową, która bazuje na metodzie elementów skończonych. Proces obliczeniowy, zmierzający do wyznaczenia optymalnych parametrów technologii gięcia oraz geometrii wyrobu realizowany jest w sposób wielowariantowy, uwzględniający szereg czynników, których wpływ jest istotny na uzyskane rezultaty.

Do analizy procesu gięcia łuków rurowych z lokalnym nagrzewem indukcyjnym, zastosowano metodę elementów skończonych (MES), która jest powszechnie stosowanym numerycznym narzędziem obliczeń inżynierskich. Metoda elementów skończonych polega na numerycznym rozwiązywaniu układów równań różniczkowych, które opisują zachowanie się kształtowanego materiału. Równania te opierają się na podziale dziedziny (analizowanego układu) na elementy skończone, dla których rozwiązanie przybliżane jest przez konkretne funkcje matematyczne, które są rozwiązywane jedynie dla węzłów tego podziału. W rezultacie modelowanie metodą elementów skończonych procesów obróbki plastycznej polega na zmianie obiektów rzeczywistych (brył przestrzennych) na modele dyskretne. Ich geometria jest odzwierciedlona skończoną ilością elementów połączonych ze sobą punktami węzłowymi. Do tych punktów są przypisane odpowiednie własności określające jednoznacznie ich przemieszczenia, cechy modelowanego obiektu oraz zależności zachodzące, zarówno w obrębie jednego elementu, jak i pomiędzy sąsiadującymi elementami. Przemieszczenia węzłów są spowodowane oddziaływaniem sił węzłowych. W różnych obszarach można przeprowadzić różną gęstość podziału. Dzięki temu istnieje możliwość zwiększenia lub zmniejszenia gęstości elementów, co skutkuje zwiększeniem dokładności obliczeń w obszarach o zwiększonym odkształceniu i przyspieszeniem obliczeń w obszarach o niewielkim stopniu deformacji plastycznej. Szczegółowo proces modelowania procesów plastycznego kształtowania metali i ich stopów z wykorzystaniem metody elementów skończonych został opisany między innymi w książce autorstwa Macieja Pietrzyka pt. *Metody numeryczne w przeróbce plastycznej metali*, AGH, Kraków, 1992.

Pierwszym zagadnieniem (stadium) w metodyce ustalania parametrów wytwarzania grubościennych łuków gładkich rurociągów energetycznych jest określenie optymalnych parametrów technologii gięcia z zastosowaniem lokalnego nagrzewania metodą indukcyjną.

Wielowariantowość obliczeń numerycznych polega na wirtualnym zamodelowaniu procesu gięcia indukcyjnego łuków rurowych przy różnych parametrach kinematycznych i termicznych, a także geometrycznych wsadów (rur) i łuków, a następnie przeprowadzeniu symulacji numerycznych gięcia łuków (z wykorzystaniem komercyjnego oprogramowania, dostępnego na rynku). Kolejne warianty obliczeń realizowane są:

- z różnymi prędkościami podawania rury,
- z różnymi temperaturami nagrzewu w strefie gięcia,
- z różnymi sposobami chłodzenia za strefą gięcia,
- z różnymi kątami i promieniami gięcia.

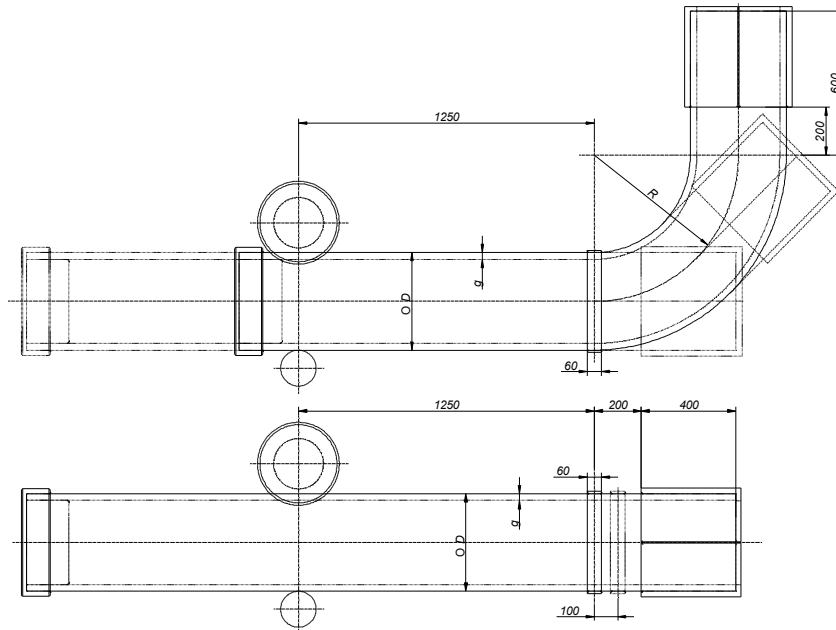
Obliczenia metodą elementów skończonych wykonano z użyciem oprogramowania Simufact Forming w wersji 12.0. Oprogramowanie to wielokrotnie było wykorzystywane do modelowania numerycznego złożonych procesów kształtowania plastycznego, a uzyskane wyniki z powodzeniem weryfikowano doświadczalnie [14÷17].

Pierwszy etap obliczeń polega na przygotowaniu modelu geometrycznego procesu gięcia. W tym etapie przygotowuje się modele przestrzenne (3D) narzędzi, oraz rury. Do tego celu wykorzystywane jest dostępne na rynku oprogramowanie CAD. Na tym etapie określane są również parametry geometryczne giętych łuków.

Na potrzeby analizy numerycznej zbudowano wiele modeli geometrycznych procesu gięcia rur z wybranych gatunków stali stosowanych w energetyce. Między innymi analizowano proces gięcia rur ze stali niskostopowej 10CrMo9-10 przeznaczonej na elementy pracujące do temperatury 520°C i najczęściej stosowanej na rurociągi do przesyłu pary wtórnie przegrzanej. Obiektem analiz numerycznych były również rury do budowy rurociągów pary świeżej i wtórnie przegrzanej ze stali 14MoV6-3, które mogą pracować w temperaturze do 560°C. Obecnie rurociągi ze stali 14MoV6-3 są zastępowane rurociągami ze stali martenzytycznych, np.: X10CrMoVNb9-1, co pozwoliło na podniesienie temperatury pracy elementów instalacji energetycznych do 580÷600° oraz zmniejszenie masy tych elementów o około 50÷60% [5, 18-23]. Numeryczne symulacje procesu gięcia wykonano także dla rur ze stali 15NiCuMoNb 5-6-4, która jest stosowana do wytwarzania rurociągów wody zasilającej ($T_{\max} = 400^{\circ}\text{C}$, $p_{\max} = 50 \text{ MPa}$) w szczególności elementów pracujących pod wysokim ciśnieniem, jak

np. kocioł parowy przepływowy. Stal zaliczana jest do stali bainitycznych, które charakteryzują się bardzo wysokimi właściwościami mechanicznymi, również w wysokiej temperaturze.

Schemat procesu gięcia z zaznaczonymi ważniejszymi wymiarami pokazano na rys. 3.3, a na rys. 3.4 model geometryczny procesu opracowany w Simufact Forming. Jako przykład, w tabeli 3.1 zestawiono parametry geometryczne giętych łuków rurowych z wybranych gatunków stali.

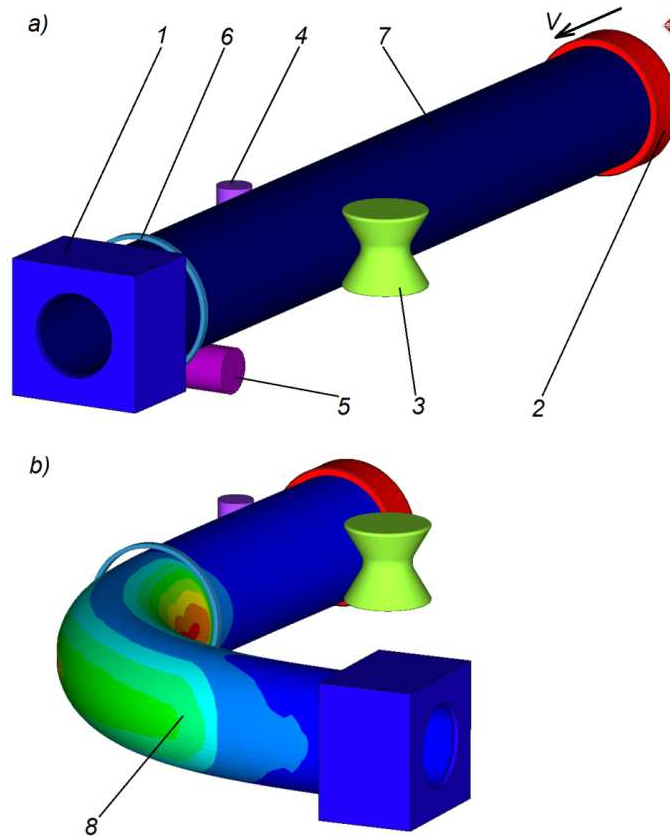


Rys. 3.3. Schemat procesu gięcia rur z lokalnym nagrzewem indukcyjnym w obszarze kształtowania: początek procesu (rys. 3.3.dolny), koniec procesu (rys. 3.3.górny)

Tabela 3.1

Parametry geometryczne giętych łuków z wybranych gatunków stali

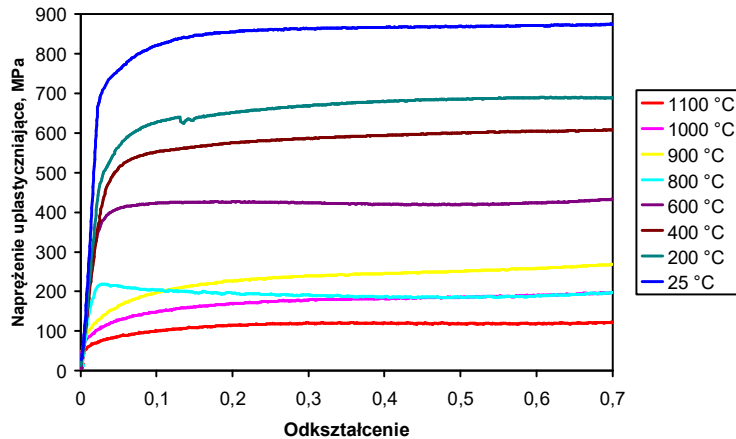
Gatunek stali	Cechy geometryczne rury (średnica zew., grubość)	Cechy geometryczne łuku (promień i kąt gięcia)
X10CrMoVNb9-1	Ø 530 x 90	R=1325, $\varphi=90^\circ$
14MoV6-3	Ø 323,9 x 40	R=485, $\varphi=90^\circ$
10CrMo9-10	Ø 508 x 20	R=762, $\varphi=90^\circ$
15NiCuMoNb5-6-4	Ø 470 x 60	R=940, $\varphi=90^\circ$



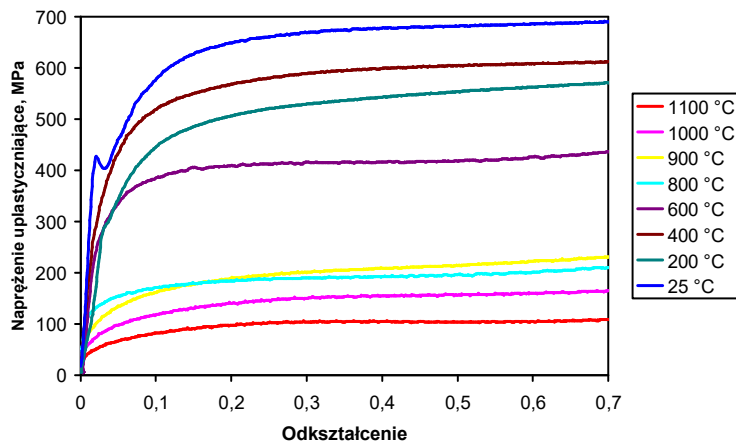
Rys. 3.4. Model geometryczny procesu gięcia łuków rurowych, wykorzystany w symulacjach MES: a) początek procesu, b) koniec procesu; szczeka zaciskowa - 1, popychacz - 2, rolka boczna gładka - 3, rolka boczna kształtowa - 4, rolka podtrzymująca dolna - 5, pierścień grzewczy - 6, gięta rura - 7, 8, V - kierunek podawania rury

Drugi etap obliczeń związany jest z opracowaniem modelu materiałowego giętych rur. W tym etapie wyznaczane są własności materiału, z którego wykonana jest rura. Krzywe płynięcia materiału określone są na podstawie badań doświadczalnych. W trakcie badań opracowuje się zależności naprężeń uplastyczniających od odkształcenia, temperatury, prędkości odkształcenia. Określenie krzywych płynięcia odbywa się w próbach ściskania oraz w próbach skręcania (w zależności od wielkości szacowanych odkształceń w procesie).

Krzywe płynięcia (umocnienia) określają zależność między odkształceniem (najczęściej rzeczywistym) a naprężeniem w zależności od temperatury oraz prędkości odkształcenia i charakteryzują właściwości mechaniczne konkretnego materiału podczas jego odkształcania plastycznego. Wyznaczane są doświadczalnie dla każdego materiału, który jest wykorzystywany podczas modelowania. Na rysunku 3.5 i 3.6 pokazano przykładowe krzywe płynięcia. Krzywe płynięcia są głównym składnikiem numerycznego modelu materiałowego.



Rys. 3.5. Krzywe płynięcia wyznaczone dla stali X10CrMoVNb9-1 w plastometrycznej próbie ściskania przy prędkości odkształcenia $0,1 \text{ s}^{-1}$ [24]



Rys. 3.6. Krzywe płynięcia wyznaczone dla stali 14MoV6-3 w plastometrycznej próbie ściskania przy prędkości odkształcenia $0,1 \text{ s}^{-1}$ [25]

Trzeci etap symulacji komputerowych związany jest z opracowaniem modelu numerycznego do obliczeń. Ten proces realizowany jest z wykorzystaniem oprogramowania MES. W trakcie opracowywania modelu numerycznego zostają zaimportowane modele geometryczne narzędzi oraz model materiałowy (opracowany w drugim etapie podczas badań plastometrycznych). Określa się również warunki brzegowe (temperatura, tarcie, kinematyka ruchu itp.). Ponadto na tym etapie następuje wzajemne spójycjonowanie narzędzi i giętej rury, dyskretyzacja wsadu (podział wsadu – rury na wielowęzłowe elementy, których geometria uzależniona jest od kształtu wyrobu oraz rodzaju procesu).

Zestawy parametrów technologicznych gięcia, przy których realizowane są obliczenia określa się na podstawie programów eksperckich, opracowanych na podstawie danych doświadczalnych (z kolejnych prób gięcia). Często stosuje się w tym celu sieci neuronowe, które wykorzystują dane pozyskane z symulacji numerycznych,

które zostały zweryfikowane podczas prób gięcia. Wykorzystywana jest również wiedza praktyczna, zdobyta podczas przemysłowego gięcia łuków rurowych.

W trakcie obliczeń zakłada się, że nagrzewanie będzie realizowane lokalnie w strefie gięcia, na wskroś grubości ścianki na odcinku o długości $l = 50\div 60$ mm przy różnych temperaturach, zaś chłodzenie będzie realizowane nadmuchem powietrza (dla mniejszych grubości ścianki) oraz dla dużych grubości ścianek proces będzie przebiegał przy swobodnym chłodzeniu w stojącym powietrzu. W obliczeniach temperaturę początkową rury, otoczenia oraz narzędzi przyjęto jako 20°C . Pozostałe parametry procesu przyjęte w obliczeniach to: czynnik tarcia między półfabrykatem a narzędziami $\mu = 0,3$ (model tarcia stałego), współczynnik wymiany ciepła między materiałem a narzędziem – $10 \text{ kW/m}^2\text{K}$, współczynnik wymiany ciepła między pierścieniem grzewczym a półfabrykatem – $100 \text{ kW/m}^2\text{K}$ oraz między materiałem a otoczeniem $0,35 \text{ kW/m}^2\text{K}$ dla chłodzenia w stojącym powietrzu.

W obliczeniach przyjmuje się również różne prędkości gięcia - podawania rury, uzależnione od temperatury nagrzewu. Jako przykład, w tab. 3.2 zestawiono parametry procesu gięcia przy których prowadzono symulacje komputerowe dla rur z wybranych gatunków stali.

Tabela 3.2

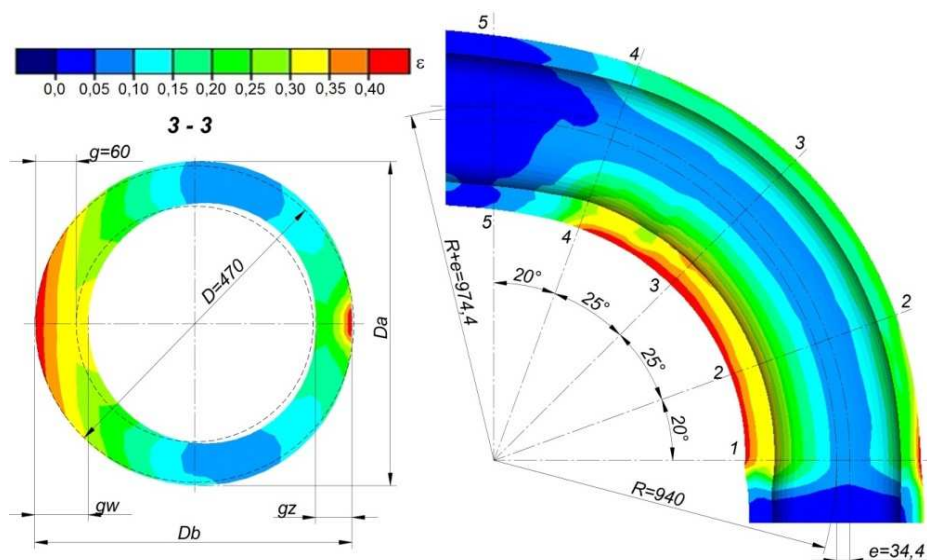
Zestawienie parametrów wykonania łuków rurowych modelowanych MES

Łuk rurowy $\varnothing 530 \times 90$, $R=1325$, $\varphi=90^{\circ}$ ze stali X10CrMoVNb9-1			
Warianty gięcia	Temperatura nagrzewu T , $^{\circ}\text{C}$	Chłodzenie za strefą grzania,	Prędkość posuwu rury v , mm/min
A	w zakresie od 900 do 1050	brak	w zakresie od 3 do 6
Łuk rurowy $\varnothing 323,9 \times 40$, $R=485$, $\varphi=90^{\circ}$ ze stali 14MoV6-3			
B	w zakresie od 850 do 1000	brak	w zakresie od 4 do 9
Łuk rurowy $\varnothing 508 \times 20$, $R=762$, $\varphi=90^{\circ}$ ze stali 10CrMo9-10			
C	w zakresie od 850 do 950	brak oraz wymuszone nadmuchem powietrza	w zakresie od 12 do 28
Łuk rurowy $\varnothing 470 \times 60$, $R=940$, $\varphi=90^{\circ}$ ze stali 15NiCuMoNb5-6-4			
D	w zakresie od 890 do 990	brak oraz wymuszone nadmuchem powietrza	w zakresie od 4 do 8

Czwarty etap symulacji komputerowych polega na poszukiwaniu optymalnego rozwiązania. Prowadzone są obliczenia, rezultatem których prognozowana jest geometria wygiętych łuków, parametry siłowe procesu, parametry termiczne.

Przewidywane są również zjawiska ograniczające, które mogą zakłócić przebieg procesu gięcia.

Jako wybrany przykład obliczeń MES, na rysunku 3.7 pokazano wyznaczoną numerycznie geometrię giętego łuku ze stali 15NiCuMoNb5-6-4 w przekroju poprzecznym oraz wzdłużnym, dla jednego z wariantów "D" symulacji (wg tab. 3.2). Na rysunku uwidoczniony jest również rozkład intensywności odkształcenia (ϵ) oraz zniekształcenie przekroju poprzecznego. Podobnie jak w przypadku innych wariantów gięcia, również w tym zaobserwowano przesunięcie osi obojętnej w stosunku do osi geometrycznej w kierunku promienia zewnętrznego o wielkość "e" (rys. 3.7). Jest to zjawisko charakterystyczne dla tego procesu gięcia i wynika z kinematyki realizacji procesu. Obserwuje się również dość duże różnice w grubości ścianek w strefie rozciąganej i ściskanej, co jest charakterystyczne dla procesów gięcia rur (tab. 3.3).



Rys. 3.7. Wyznaczona MES zmiana geometrii przekroju w obszarze giętego łuku ze stali 15NiCuMoNb5-6-4, [26]

Tabela 3.3
Geometria giętego łuku ze stali 15NiCuMoNb5-6-4 dla parametrów procesu gięcia: $T = 890^{\circ}\text{C}$,
 $v = 6 \text{ mm/min}$

Geometria łuku	Średnia grubość ścianki		Owalizacja przekroju $U = \frac{D_a - D_b}{D_0} \cdot 100\%$
	Strefa ściskana g_w , mm	Strefa rozciągana g_z , mm	
Wyznaczona MES	75,3	54,2	2,3
Wymagana normą PN-EN 13480-3	min. 54	min. 45	max. 10

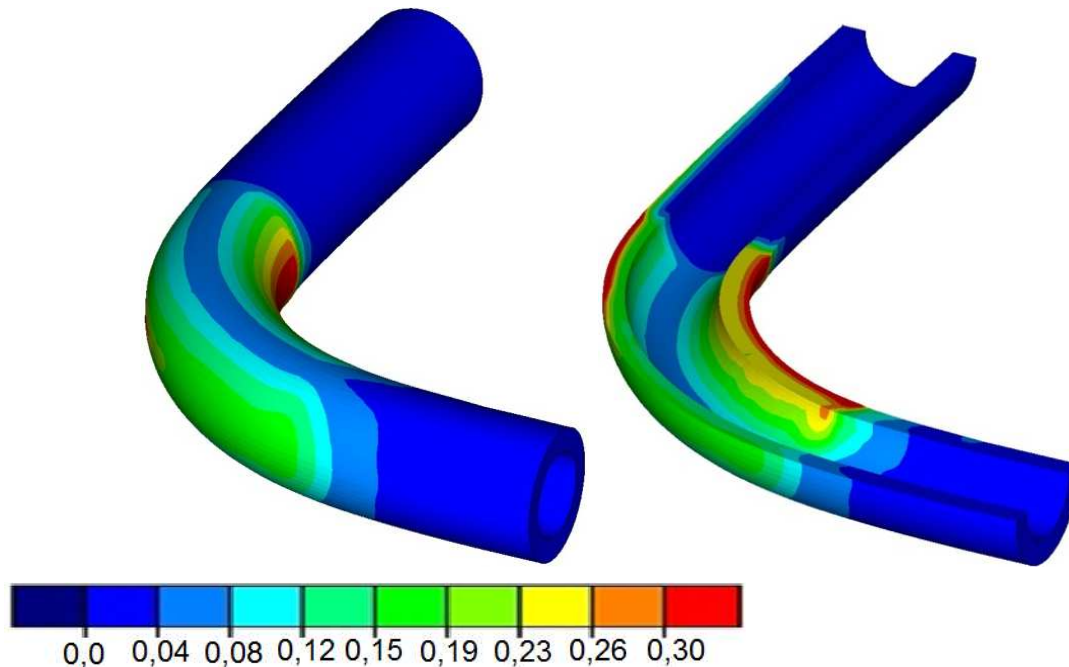
W giętych łukach rurowych tą metodą w obszarze promienia wewnętrznego w wyniku działania ściskających naprężeń następuje spęczanie materiału i znaczne zwiększenie grubości ścianki. Odkształcenia w tym obszarze osiągają wartości, które zbliżają się do około 0,3 jak na rys. 3.8. Natomiast w strefie promienia zewnętrznego w wyniku działania naprężeń rozciągających następuje zmniejszenie grubości ścianki, co przedstawiono w tab. 3.4, jako rezultat obliczeń numerycznych wykonanych dla jednego z wariantów "A" gięcia łuku ze stali X10CrMoVNb9-1. Pomiarów parametrów geometrycznych dokonuje się w pięciu przekrojach (zaznaczonych na rysunku 3.7), prostopadle do osi zagiętego łuku. Uzyskany kształt giętego łuku rurowego charakteryzuje się stosunkowo niewielką owalizacją przekroju, znacznie mniejszą w stosunku do obserwowanej w procesach gięcia na giętarkach konwencjonalnych na zimno. Należy jednak zaznaczyć, że zaobserwowane pocienienie ścianki w strefie rozciąganej jest znacznie mniejsze od wzrostu grubości w obszarze promienia wewnętrznego, co ma swoje odzwierciedlenie w wartościach odkształceń w tej strefie, które oscylują w zakresie 0,15 (rys. 3.8). Jedynie jak wykazały prowadzone symulacje procesu gięcia według jednego z wariantów "A", lokalnie dla większych kątów zagięcia łuków w warstwach powierzchniowych można zaobserwować wzrost odkształceń do około 0,25.

Tabela 3.4

Geometria giętego łuku ze stali X10CrMoVNb9-1 wyznaczona dla parametrów procesu: $T = 950^{\circ}\text{C}$

Łuk rurowy $\varnothing 530 \times 90$, $R=1325$, $\varphi=90^{\circ}$ ze stali X10CrMoVNb9-1						
przesunięcie osi obojętnej $e = 32,9$ mm						
Nr przekroju łuku	1-1	2-2	3-3	4-4	5-5	wartość średnia
Grubość ścianki w strefie rozciąganej łuku g_z [mm]	81,9	81,3	80,9	82,1	86,0	82,4
Grubość ścianki w strefie ściskanej łuku g_w [mm]	107,7	108,6	108,9	108,8	107,5	108,3
Duża oś elipsy D_b [mm]	536,1	528,3	529,8	531,2	532,4	531,6
Mała oś elipsy D_a [mm]	531,5	532,2	532,9	533,2	533,6	532,7
Owalizacja przekroju U , %	0,9	0,7	0,6	0,4	0,2	0,56

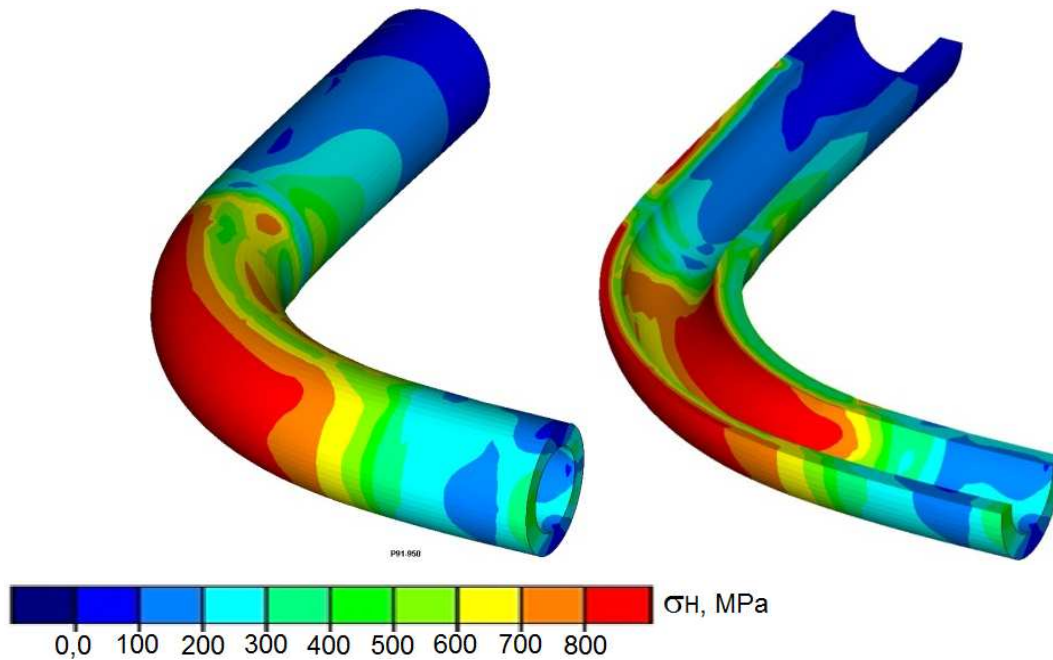
Podobnie jak w poprzednio analizowanym wariancie (rys. 3.7), wyznaczone MES rozkłady odkształceń nie mają jednorodnego charakteru (rys. 3.8). W obszarze osi obojętnej materiał odkształca się plastycznie w minimalnym stopniu (odkształcenia są bliskie 0,05), natomiast w okolicach zewnętrznej ścianki promienia wewnętrznego wygiętego łuku (w warstwach powierzchniowych) odkształcenia przyjmują maksymalne wartości (około 0,3). Maksymalne wartości odkształceń nie lokalizują się na całym obwodzie giętego łuku, a jedynie na niewielkiej części obwodu (około 20°). Taki rozkład odkształceń może być przyczyną deformacji przekroju poprzecznego (fałdowania ścianki). Jednak w przedstawionym przypadku nie występuje takie niebezpieczeństwo z uwagi na dużą sztywność ścianki, która wynika bezpośrednio z bardzo dużej grubości ścianki w stosunku do średnicy rury ($g/D = 0,17$).



Rys 3.8. Wyznaczone MES rozkłady intensywności odkształcenia w giętym indukcyjnie łuku rurowym ze stali X10CrMoVNb9-1 ($T = 950^{\circ}\text{C}$) [24]

Zastosowanie technik numerycznych w analizie procesów kształtowania plastycznego pozwala wyznaczyć parametry trudne do określenia innymi metodami lub nawet niemożliwe do określenia. Do takich parametrów zalicza się między innymi rozkłady naprężeń, na podstawie których można wnioskować o stopniu wyężenia materiału. Wyznaczone MES rozkłady naprężeń zredukowanych pokazano na kolejnym rysunku 3.9. Przedstawione rozkłady odnoszą się do końcowego etapu procesu gięcia (jeszcze przed odciążeniem kształtowanego elementu). Charakterystyczne dla tego typu procesów gięcia jest to, że naprężenia koncentrują się przede wszystkim w obszarze giętego łuku. Jednak największe ich wartości zlokalizowane są w okolicach

zewnętrznego i wewnętrznego promienia giętego łuku. Przy czym ich zasięg jest lokalny (powierzchniowy). W analizowanym wariantcie gięcia maksymalne wartości są dość duże i wynoszą około 800 MPa.



Rys. 3.9. Wyznaczone MES rozkłady naprężeń zredukowanych w końcowym etapie gięcia indukcyjnego łuku rurowego ze stali X10CrMoVNb9-1 ($T = 950^{\circ}\text{C}$)

Zlokalizowane są one w warstwach przypowierzchniowych wewnętrznej ścianki wewnętrznego promienia oraz w warstwach przypowierzchniowych zewnętrznej ścianki zewnętrznego promienia giętego łuku. Są to obszary poddane rozciąganiu podczas gięcia. W strefach zewnętrznego promienia giętego łuku lokalizują się zarazem największe naprężenia rozciągające promieniowe i obwodowe (ze znakiem dodatnim), zaś w strefie wewnętrznego promienia dominują naprężenia ściskające (ze znakiem ujemnym). Można zaobserwować również, że w okolicach zewnętrznego promienia giętego półfabrykatu, obszar występowania maksymalnych naprężeń jest zdecydowanie większy od obszaru występowania ekstremalnych naprężeń w okolicach promienia wewnętrznego. W rezultacie w obszarze zewnętrznego promienia giętego łuku dochodzi do znacznie większego wyężenia materiału, co może prowadzić do pęknięcia łuku w tym miejscu. Taki rozkład naprężeń jest charakterystyczny dla większości procesów gięcia rur i kształtowników, w których wewnętrzne warstwy są ściskane, zaś zewnętrzne rozciągane.

Wykorzystanie metod numerycznych umożliwia prognozowanie zjawisk zakłócających realizację procesów kształtowania. Obszary kształtowanego zagięcia, w których lokalizują się naprężenia rozciągające są najbardziej narażone na pęknięcie

materiału. Do takich zjawisk można zaliczyć między innymi naruszenie spójności materiału w wyniku odkształceń plastycznych. Do prognozowania pęknięć, najczęściej wykorzystuje się znormalizowane kryterium pęknięcia opracowane przez Cockrofta-Lathama, które można przedstawić zależnością (3.1):

$$\int_0^{\varphi^*} \frac{\sigma_1}{\sigma_m} d\varphi = C_3 \quad (3.1)$$

gdzie: C_3 – stała materiałowa wyznaczana doświadczalnie dla analizowanego materiału σ_1 – największe naprężenie główne, σ_m – naprężenie średnie, φ^* – graniczne odkształcenie pęknięcia.

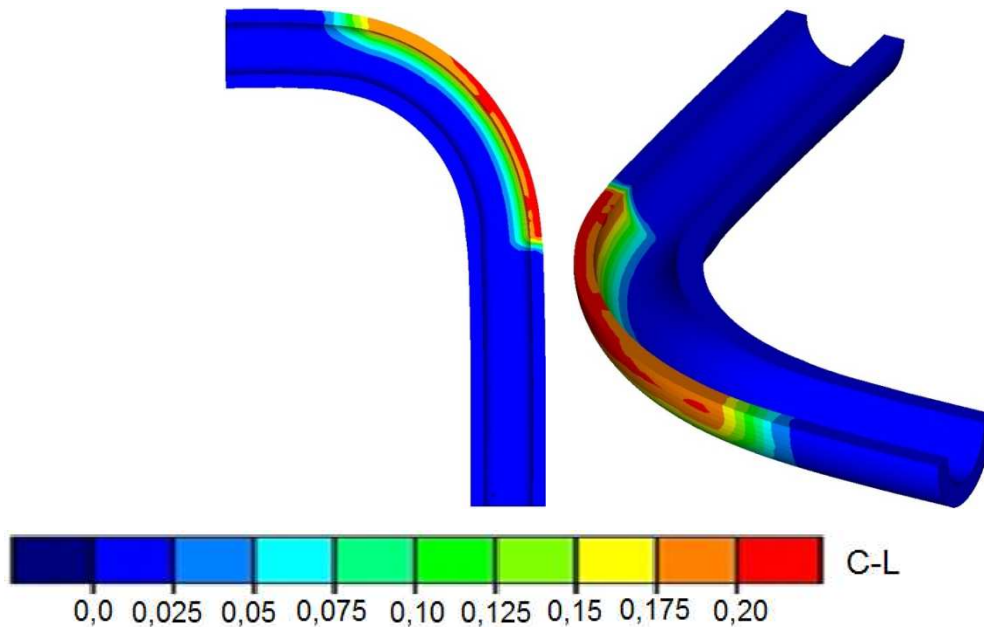
W obliczeniach numerycznych stosując kryterium zniszczenia Cockrofta-Lathama analizuje się możliwość wystąpienia pęknięć w trakcie gięcia łuków [27, 28] zgodnie z zależnością (3.2):

$$\int_0^{\varphi} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varphi \geq C_3 \quad (3.2)$$

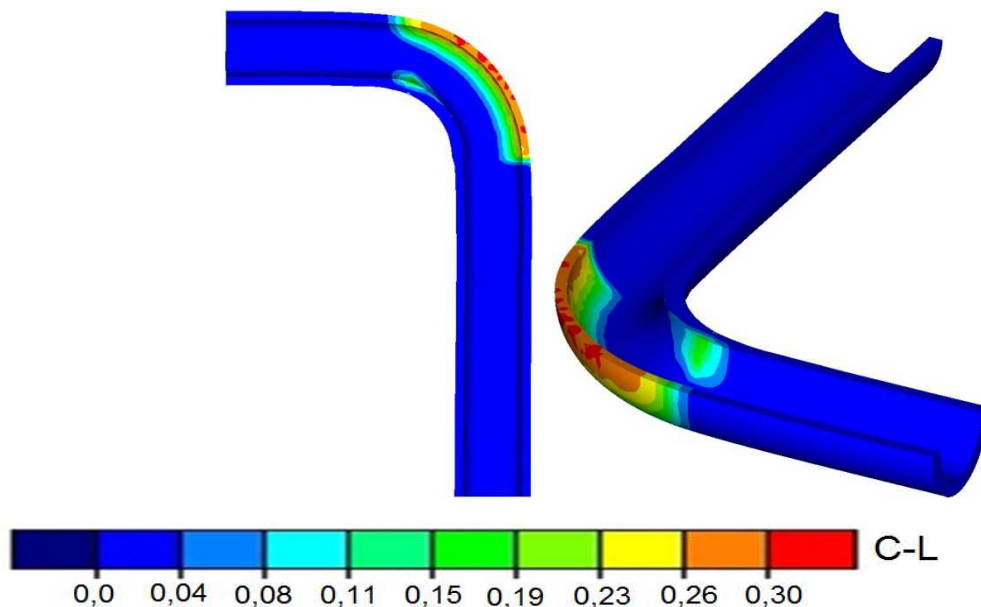
gdzie: σ_1 – największe naprężenie główne, σ_i – intensywność naprężenia, φ – odkształcenie

Wynika z niej, że jeżeli wartość całki, obrazującej znormalizowane kryterium pęknięcia przekroczy wartość graniczną dla danego materiału (C_3), można się spodziewać powstawania pęknięć. Analizując przykładowe rozkłady znormalizowanego kryterium zniszczenia (według Cockrofta-Lathama) (rys. 3.10 i 3.11), obserwuje się największe jego wartości w strefie promienia zewnętrznego giętego łuku rurowego. Jest to obszar, w którym lokalizują się największe wartości naprężeń rozciągających, które mogą prowadzić do pęknięcia materiału (w chwili, gdy ich wartości przekroczą doraźną wytrzymałość materiału). Przy czym uzyskane w analizowanych przypadkach wartości całki Cockrofta-Lathama są stosunkowo niewielkie (od 0,2 do 0,3). Dla typowych stali konstrukcyjnych wartości graniczne kryterium Cokrofta - Lathama przyjmują wartości z zakresu (0,7 ÷ 1). Należy jednak pamiętać, że wartość graniczna całki Cokrofta-Lathama określana jest doświadczalnie dla każdego z materiałów. Dlatego też, aby z całą pewnością stwierdzić, że nie występuje niebezpieczeństwo pęknięcia należy doświadczalnie określić graniczne wartości kryterium dla danego gatunku stali.

Charakterystyczny jest również fakt, że zmiana temperatury gięcia w niewielkim stopniu wpływa na wartość i rozkład kryterium pęknięcia. Dlatego też, czynnikiem determinującym wybór optymalnych parametrów realizacji procesu gięcia, jak wykazują numeryczne symulacje procesu gięcia rur tą metodą jest geometria przekroju poprzecznego ukształtowanych łuków.

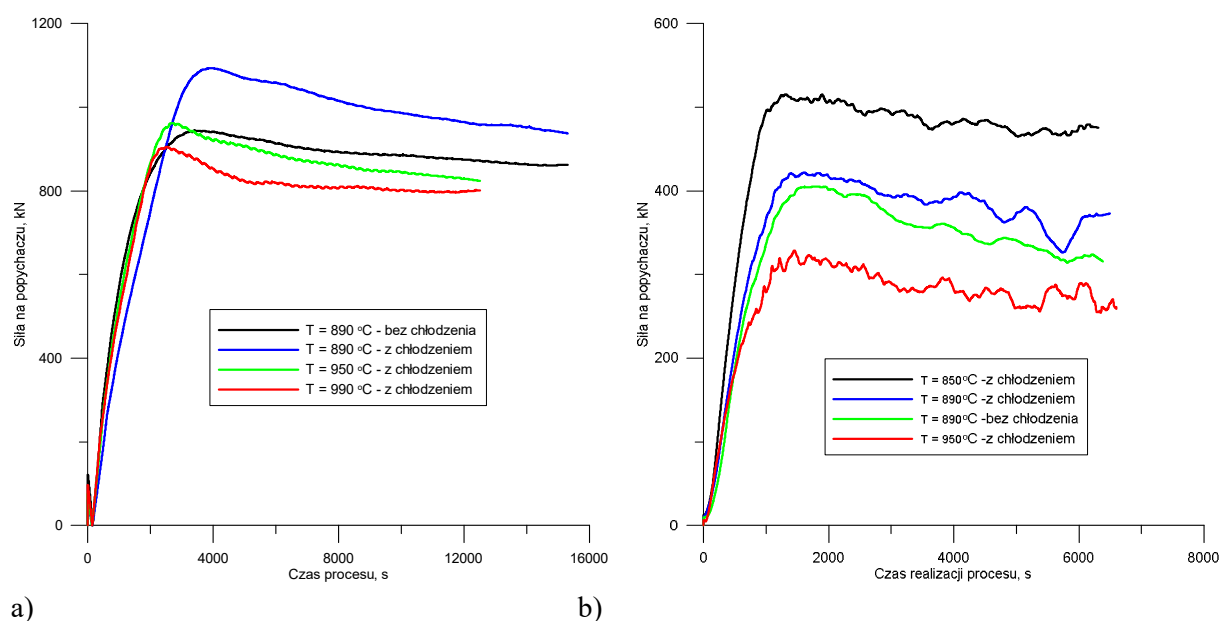


Rys. 3.10. Wyznaczone MES rozkłady kryterium zniszczenia wg Cockrofta-Lathama w końcowym etapie gięcia indukcyjnego łuku rurowego ze stali X10CrMoVNb9-1 ($T = 1050^{\circ}\text{C}$, $v = 5 \text{ mm/min}$)



Rys. 3.11. Wyznaczone MES rozkład kryterium zniszczenia wg Cockrofta-Lathama podczas symulacji procesu gięcia łuku rurowego ze stali 10CrMo9-10, z lokalnym podgrzewaniem rury ($T = 850^{\circ}\text{C}$, $v = 12 \text{ mm/min}$), [29]

Możliwości technologiczne maszyn i urządzeń najczęściej określa wartość maksymalna sił, jakie mogą być wywierane na kształtowany materiał. Często znajomość charakterystyk siłowych pozwala monitorować stabilny przebieg procesu. Dlatego też w czasie obliczeń analizuje się również przebiegi sił (siły na popychaczu, powodującej przemieszczanie rury i jej zaginanie). Przykładowy rozkład siły w czasie, działającej wzdłuż osi prostego odcinka rury pokazano na kolejnym rysunku 3.12. Analizując przebieg siły w czasie można zauważyć, że w początkowym etapie gięcia siła szybko wzrasta, co jest związane z inicjowaniem procesu i uplastycznianiem metalu. W chwili utraty stateczności (początek zakrzywiania) koniec rury umieszczony w obrotowym zacisku zaczyna się obracać dookoła osi gięcia (która pokrywa się z osią obrotu zacisku). Odpowiada to maksymalnej wartości siły. Następnie można zaobserwować niewielki spadek siły, związany z mniejszymi oporami gięcia. Od tego momentu rozpoczyna się ustalona faza gięcia, która charakteryzuje się dość łagodnie obniżającymi się wartościami siły i w końcowym etapie gięcia plasuje się na prawie stałym poziomie.



Rys. 3.12. Przebieg sił na popychaczu wyznaczony MES podczas symulacji gięcia łuków rurowych ze stali 15NiCuMoNb5-6-4 - (a) i stali 10CrMo9-10 - (b), [26, 29]

Symulacje numeryczne procesu gięcia wykazują ponadto jak duży wpływ na wielkość oporów odkształcenia plastycznego (rys. 3.12), a tym samym na wartość siły gięcia ma temperatura lokalnego nagrzewania rury. Widoczne jest, że zwiększenie temperatury nagrzewania zaledwie o ok. 50°C powoduje znaczący spadek siły gięcia. Zwiększenie temperatury lokalnego podgrzewania pozwala również zwiększyć prędkość gięcia, co skraca czas procesu.

Kolejny, ostatni etap prowadzonych analiz numerycznych związany jest z opracowaniem wyników i wyboru optymalnych parametrów gięcia, które zostaną zaimplementowane w trakcie przemysłowego gięcia łuków. Na tym etapie porównywane są wyniki symulacji numerycznych, prowadzonych przy różnych parametrach kinematycznych i termicznych (prędkość gięcia, temperatura nagrzewu i chłodzenia), a następnie zostaje wytypowany optymalny wariant (zestaw parametrów technologicznych) procesu gięcia. Proces typowania realizowany jest w oparciu o szereg kryteriów, do których można zaliczyć między innymi: najmniejsze parametry siłowe, najlepszą dokładność geometryczną, najmniejsze prawdopodobieństwo deformacji lub zniszczenia półfabrykatu.

Wybór optymalnych parametrów gięcia (temperatura, prędkość podawania materiału, promień gięcia) dokonywany jest w oparciu o pomiary zamodelowanych numerycznie łuków giętych z różnymi parametrami jak np. w przypadku łuku ze stali 10CrMo9-10 (tab. 3.5 i 3.6). Określane są między innymi wymiary przekroju poprzecznego łuków w różnych płaszczyznach. Określa się także wymiary przekroju osiowego ukształtowanych łuków, grubości ścianek w strefie wewnętrznej i zewnętrznej. Ponadto określa się deformację przekroju poprzecznego. Następnie wyniki pomiarów geometrycznych łuków są między sobą porównywane, co dla przykładu przedstawiono w tab. 3.6 dla kilku wybranych wariantów gięcia. Wyniki te porównuje się również z wartościami dopuszczalnymi, określonymi w normie PN EN 12952-5. Kolejnym krokiem jest odrzucenie wariantów obliczeń, w których geometria łuków nie spełnia wymogów stawianych przez normę. Następnie spośród wariantów gięcia spełniających wymagania jakościowe (zawarte w normie) określany jest optymalny proces.

Tabela 3.5

Wybrane parametry gięcia indukcyjnego łuków rurowych $\varnothing 508 \times 20$ ze stali 10CrMo9-10, [29]

Wariant modelowania	Temperatura gięcia łuku T, °C	Sposób chłodzenia łuku za strefą nagrzewania	Prędkość posuwu rury v, mm/min
I	850	wymuszone nadmuchem powietrza	12
II	890		
III	950		

Cechy geometrii łuków rurowych $\varnothing 508 \times 20 \times 90^\circ$ ze stali 10CrMo9-10, [29]

Wariant	Parametry procesu		Grubość ścianki		Owalizacja przekroju U, %	Maksymalna siła na popychaczu F_{\max} , kN
	Temperatura gięcia łuku T, °C	Prędkość posuwu rury v, mm/min	strefa rozciągana g_z , mm	strefa ściskana g_w , mm		
I	850	12	17,3	28,7	17,9	520
II	890	12	18,0	28,7	9,4	420
III	950	12	18,0	28,3	9,6	330
Wymagania wg norm PN-EN 12952-5 i PN-EN 13480-3			min. 15	min. 18	maks. 10	-

3.3. Próby przemysłowe gięcia indukcyjnego rur

Próby przemysłowe gięcia łuków rurowych dla zastosowań energetycznych wykonano w Zakładach Remontowych Energetyki Katowice S.A. zadając parametry procesu gięcia łuków z wybranych stali, określone w optymalnych wariantach symulacji numerycznych. Do badań wykorzystano giętarke indukcyjną, która umożliwia gięcie rur w zakresie średnic $D = 168 \div 1220$ mm i grubościach ścianki $g = 5 \div 110$ mm w obszarze kątów gięcia $\alpha = 0 \div 180^\circ$.

Cechą charakterystyczną wykonanych łuków przy optymalnych parametrach gięcia była duża zgodność ich geometrii z geometrią określoną na podstawie analizy numerycznej MES, co dla przykładu przedstawiono w tab. 3.7 i 3.8. Analizując geometrię ukształtowanych łuków można zaobserwować dużą zmianę grubości ścianki (podobnie jak to wyznaczono numerycznie), przy czym zmiana grubości ścianki łuków mieściła się w zakresie akceptowanym przez właściwe normy. Charakterystyczna była również niewielka deformacja przekroju poprzecznego wytworzonych łuków (owalizacja), której maksymalna zmierzona wartość była znacznie mniejsza w stosunku do dopuszczalnej.

Aby zapewnić wykonanym łukom wymagane właściwości mechaniczne dobór parametrów obróbki cieplnej łuków przyjęto na podstawie analizy właściwości mechanicznych rur w stanie dostawy, zaleceń zgodnych z normą PN-EN 10216-2, jak

również na podstawie analizy wykresów CTPC (właściwych dla danego gatunku materiału) oraz doświadczeń własnych ZRE Katowice w tym zakresie.

Tabela 3.7

Porównanie cech geometrycznych wykonanego łuku rurowego $\varnothing 508 \times 20$ ze stali 10CrMo9-10 z wynikami symulacji MES ($T=890^{\circ}\text{C}$, $v=12$ mm/min), [29]

Sposób wykonania łuku rurowego	Grubość ścianki		Owalizacja przekroju U, %
	strefa rozciągana g_z , mm	strefa ściskana g_w , mm	
Próba przemysłowa	18.2	27.6	4.6
Symulacja MES	18,0	28,7	9,4
Wymagania wg norm PN-EN12952-5 i PN-EN13480-3	min. 15	min. 18	max. 10

Tabela 3.8

Porównanie cech geometrycznych wykonanego łuku rurowego $\varnothing 323,9 \times 40$ ze stali 14MoV6-3 z wynikami symulacji MES ($T = 890^{\circ}\text{C}$, $v = 6,6$ mm/min), [25]

Sposób wykonania łuku rurowego	Grubość ścianki		Owalizacja przekroju U, %
	strefa rozciągana g_z , mm	strefa ściskana g_w , mm	
Próba przemysłowa	31,6	59,1	0,65
Symulacja MES	34,9	55,5	1,85
Wymagania wg norm PN-EN12952-5 i PN-EN13480-3	min. 30	min. 36	max. 10

3.4. Charakterystyki mechaniczne wykonanych łuków rurowych

Ocenę podstawowych właściwości mechanicznych rur w stanie dostawy i wykonanych z nich łuków w stanie po odpowiedniej obróbce cieplnej (np. typu NT - normalizowanie i odpuszczanie) przeprowadza się na podstawie wyników próby statycznego rozciągania, twardości oraz udarności. Materiał do badań mechanicznych

pobierany jest z rury w stanie dostawy i z 3 stref łuku scharakteryzowanych na rys. 3.13. Wyniki badań podstawowych właściwości mechanicznych elementów wybranych przykładowo zestawiono w tabeli 3.9 i 3.10. Na podstawie analizy danych zestawionych w przedstawionych tablicach można stwierdzić, że materiał łuków wykonanych zgodnie z opisaną metodyką spełnia wymagania stawiane rurom według normy PN-EN 10216-2.

Tabela 3.9.

Własności mechaniczne rury i łuku $\varnothing 508 \times 20 \times 90^\circ$ z stali 10CrMo9-10 w temperaturze pokojowej po obróbce cieplnej typu NT, [29]

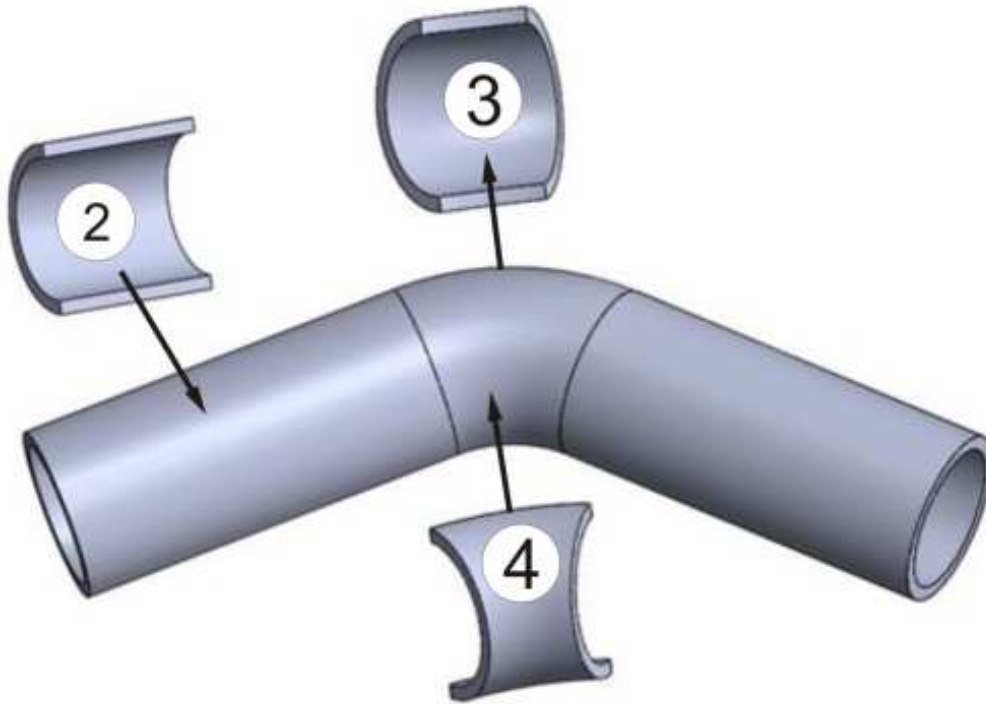
Miejsce pobrania próbki	Rura i łuk $\varnothing 323,9 \times 40$ ze stali 10CrMo9-10				
	R_m	R_e	A	KV	HV10
	[MPa]	[MPa]	[%]		
rura - stan dostawy	599	454	25,7	247	189
odcinek prosty za łukiem	548	379	28,4	225	163
łuk – strefa rozciągana	535	365	33,0	179	161
łuk – strefa ściskana	537	351	33,1	212	160
PN-EN 10216-2	480÷630	min. 280	min. 22	min. 27	150-197

Tabela 3.10

Własności mechaniczne rury i łuku $\varnothing 323,9 \times 40 \times 90^\circ$ z stali 14MoV6-3 w temperaturze pokojowej po obróbce cieplnej typu NT

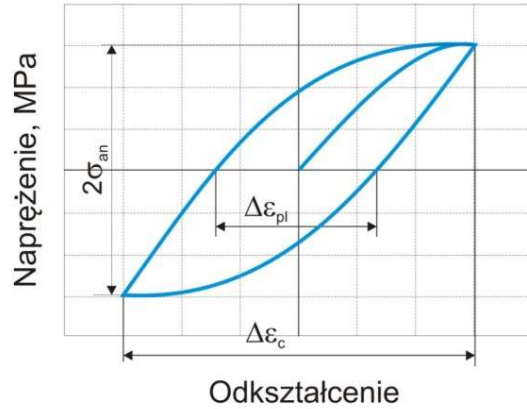
Miejsce pobrania próbki	Rura i łuk $\varnothing 323,9 \times 40$ ze stali 14MoV6-3				
	R_m	$R_{p0,2}$	A	KV	HV10
	[MPa]	[MPa]	[%]		
rura - stan dostawy	510,3	371,3	28,4	219	160
odcinek prosty za łukiem	511,4	374,7	30,6	225	158
łuk – strefa rozciągana	508,0	375,8	30,2	224	154
łuk – strefa ściskana	516,6	372,4	29,0	288	158
PN-EN 10216-2	460÷610	min. 310	min. 20	min. 27	143-190

Dla materiału rur i wybranych stref łuków przeprowadzono również próby zmęczenia niskocyklowego oraz próby pełzania. Tego typu procesy niszczenia materiałów należą do podstawowych, obserwowanych w stanach pracy ustalonej (pełzanie) i niustalonej (zmęczenie) krytycznych elementów bloku energetycznego [30, 31].

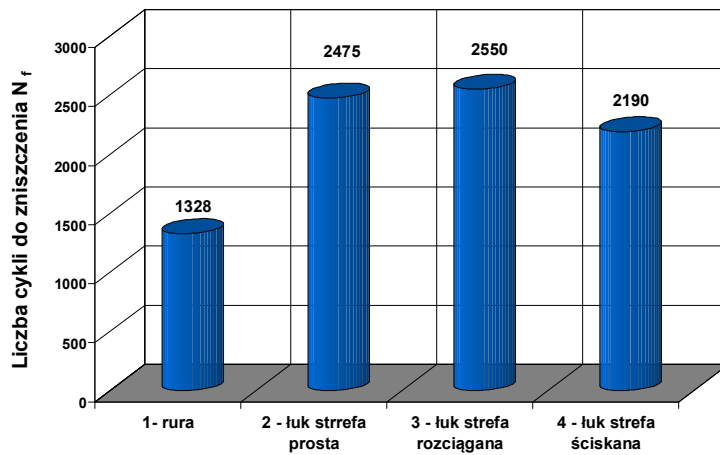


Rys. 3.13. Lokalizacja obszarów pobierania materiału z łuku do badań mechanicznych. gdzie: 2- odcinek prosty za łukiem, 3- strefa rozciągana łuku, 4- strefa ściskana łuku

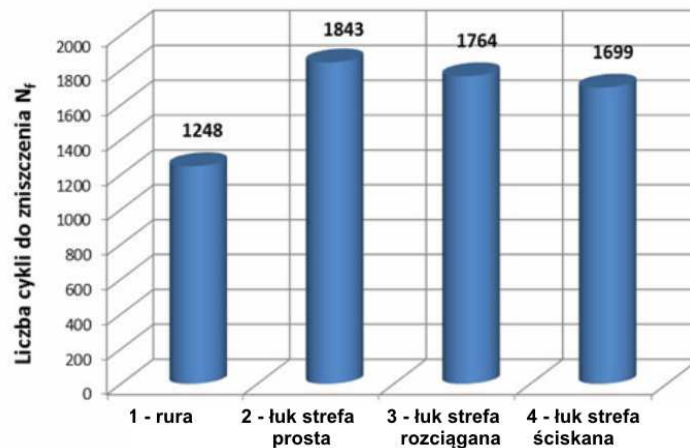
Badania zmęczeniowe realizowano na serwohydraulicznej maszynie wytrzymałościowej MTS-810, na próbkach walcowych zgodnie z polską normą PN84/H-04334. Próby prowadzono w temperaturze podwyższonej przy sterowaniu maszyny odkształceniem ze stałą częstotliwością zmiany odkształcenia 0,1Hz. Próbki nagrzewano metodą indukcyjną przy użyciu nagrzewnicy Hüttinger TIG-300. Badania realizowano przy ustalonym zakresie odkształcenia całkowitego $\Delta\varepsilon_c$ (rys. 3.14). Na podstawie uzyskanych wyników określano liczbę cykli do pęknięcia próbki (N_f). Charakterystyki trwałości wybranych materiałów przedstawiono na rysunkach 3.15 i 3.16. Uzyskane wyniki wskazują na znaczące zróżnicowanie trwałości niskocyklowej materiału badanych stref łuków w porównaniu z trwałością materiału rury w stanie dostawy. Przykładowo w analizowanych przypadkach dla łuku rurowego ze stali 10CrMo9-10 i 14MoV6-3 trwałość materiału (N_f) w poszczególnych strefach była większa od materiału rury w stanie dostawy, co wskazuje na jego wyższą zdolność do przenoszenia obciążeń o charakterze niskocyklowym.



Rys. 3.14. Pętla histerezy z zaznaczonymi wielkościami charakterystycznymi



Rys. 3.15. Zbiorcze zestawienie wyników trwałość niskocyklowej (N_f) materiału rury i łuku $\varnothing 508 \times 20$ ze stali 10CrMo9-10 ($T=500^\circ\text{C}$, $\Delta\varepsilon_c=0,6\%$), [29]

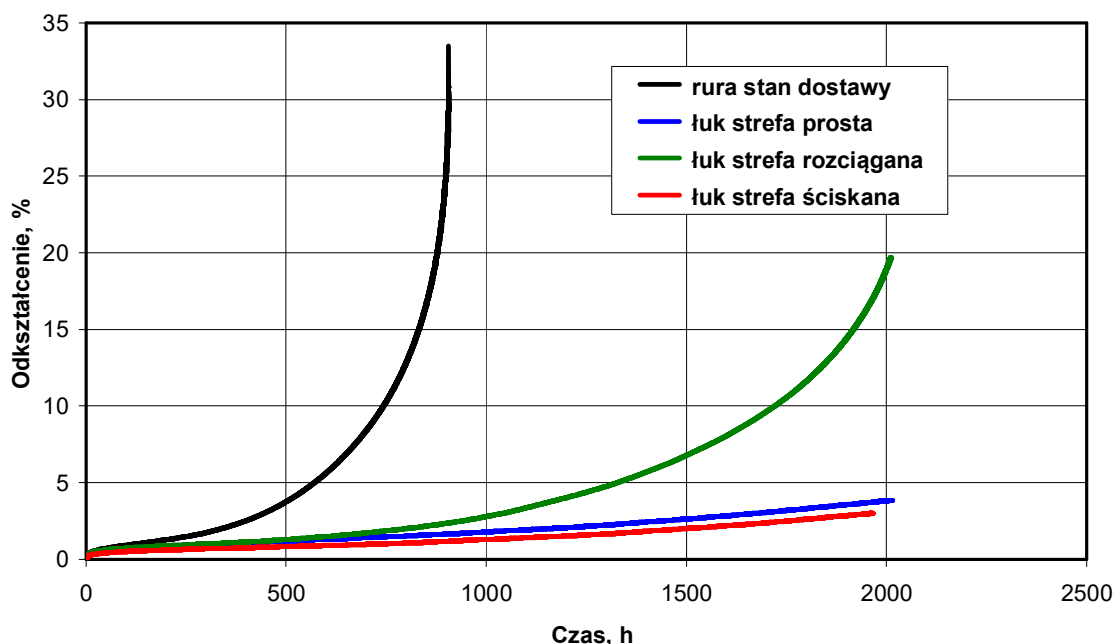


Rys. 3.16. Zbiorcze zestawienie wyników trwałość niskocyklowej (N_f) materiału rury i łuku $\varnothing 323,9 \times 40$ ze stali 14MoV6-3 ($T=500^\circ\text{C}$, $\Delta\varepsilon_c=0,6\%$), [25]

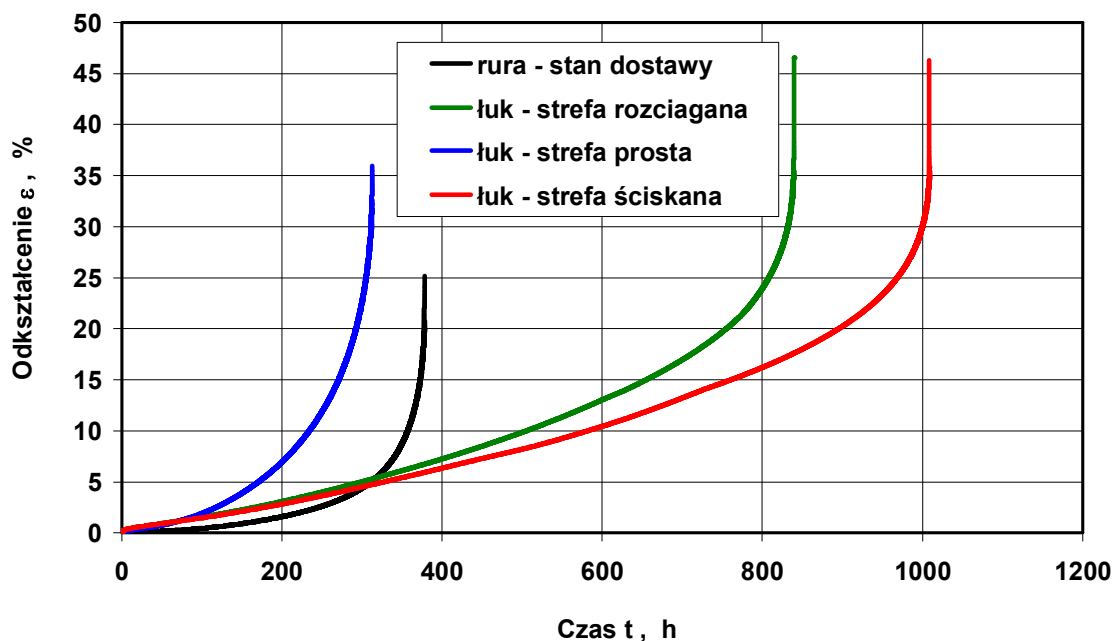
Badania pełzania wykonano na maszynie typ ATS 2330 zgodnie z normą ASTM-E-139. Przeprowadzone próby polegały na umieszczeniu próbki w piecu

i zamocowaniu w uchwytach pełzarki. Próbka umieszczana w piecu była obciążona obciążeniem wstępnym i utrzymywana pod tym obciążeniem w czasie dochodzenia do temperatury testu, podczas którego temperatura stabilizuje się z dokładnością $\pm 3^{\circ}\text{C}$. Następnie próbka została obciążona do wartości roboczej z równoczesnym pomiarem wydłużenia.

Opracowane dla analizowanych materiałów zależności odkształcenia pełzania od czasu przedstawiono na rys. 3.17 i 3.18. Na ich podstawie dla materiału łuku ze stali 14MoV6-3 można określić znacząco mniejsze prędkości pełzania ustalonego, a zarazem większą trwałość w porównaniu z materiałem rury w stanie dostawy (rys. 3.17). Natomiast w przypadku łuku ze stali 10CrMo9-10 stwierdzono podobnie jak wcześniej, znacząco większą (od 2 do 2,5 razy) trwałość pełzaniową (czas do zerwania próbki) materiału jego strefy rozciąganej i ściskanej w porównaniu z materiałem rury. Trwałość materiału w strefie prostej tego łuku była natomiast nieco mniejsza od rury w stanie dostawy (rys. 3.18). Przebiegi opracowanych charakterystyk pełzania wskazują, że w prowadzonych badaniach ze względu na duże wyężenie materiału próbek w podwyższonej temperaturze, dominującym mechanizmem odkształcania był mechanizm dyslokacyjny, który zachodzi przy dużych prędkościach pełzania [30, 31].



Rys. 3.17. Wykresy pełzania materiału rury i łuku $\varnothing 323,9 \times 40$ ze stali 14MoV6-3 ($T = 500^{\circ}\text{C}$, $\sigma = 270$ MPa), [25]



Rys. 3.18. Wykresy pełzania materiału rury i łuku $\varnothing 508 \times 20$ z stali 10CrMo9-10 ($T = 500^{\circ}\text{C}$, $\sigma = 250$ MPa), [29]

3.5. Wnioski

Analiza uzyskanych wyników badań pozwoliła na sformułowanie wniosków o aplikacyjnym i poznawczym charakterze:

1. Zastosowanie numerycznego modelowania procesu gięcia łuków rurowych z zastosowaniem lokalnego nagrzewania indukcyjnego, umożliwi dobór takich parametrów kinematycznych i termicznych procesu, które pozwalają na wykonanie łuków rurowych o pożądanym cechach geometrycznych, tzn. wymaganej grubości ścianki i owalizacji.
2. Modelowanie numeryczne umożliwia ocenę stateczności przebiegu procesu gięcia, którego miarą jest kryterium zniszczenia Cocrofta-Lathama. Na podstawie kryterium zniszczenia możliwe jest wyeliminowanie takich parametrów technologicznych procesu przy których może wystąpić pęknięcie łuku.
3. Określone na podstawie obliczeń numerycznych najbardziej korzystne parametry procesu gięcia łuków rurowych zostały zweryfikowane i zastosowane w przemysłowych próbach gięcia rur. Wykonane łuki rurowe wykazały cechy geometryczne zgodne z wymogami przedmiotowych norm.
4. Dobrane parametry obróbki cieplnej łuków zastosowane w warunkach przemysłowych umożliwiły uzyskanie akceptowanych przez normę

PN-EN 10216-2 kryterialnych właściwości mechanicznych łuków (R_m , R_e , $R_{p0,2}$, A , HV10 i KV) porównywalnych z właściwościami rur w stanie dostawy.

5. Wykazane na podstawie prób pełzania i zmęczenia niskocyklowego wyższe właściwości mechaniczne, tzn. trwałość w warunkach pełzania i zmęczenia niskocyklowego łuków rurowych, niż rur wsadowych, wskazują na właściwy dobór parametrów ich obróbki cieplnej, co umożliwi długotrwałą eksploatację wykonanych łuków w energetycznych instalacjach rurociągowych.

Bibliografia

1. Cieśla M., Tomczak J., Hadasik E., Findziński R., Kawała T.: Charakterystyki użytkowe łuków rur ze stali żarowytrzymałej X10CrMoVNb9-1 wykonanych w procesie gięcia ze strefowym nagrzewaniem indukcyjnym, *Hutnik–wiadomości Hutnicze*, Tom LXXXI (81), Lipiec 2014, s. 487-491.
2. Mutwil. K., Cieśla M., Junak G.: Wpływ przeróbki plastycznej na charakterystyki mechaniczne łuków rurowych ze stali 14MoV6-3, *Hutnik–wiadomości Hutnicze*, Tom LXXXIII (83), Wrzesień 2016, s. 425-427.
3. Cieśla M., Findziński R., Junak G.: Durability of tube bends made of the 14MoV6-3 steel under low-cycle fatigue conditions and creep at a temperature of 500°C, *Technologies and properties of modern utility materials XXII, Solid State Phenomena*, vol. 226, 2015, p. 79-86.
4. Cieśla M., Junak G., Tomczak J., Findziński R., Kawała T.: Durability of X10CrMoVNb9-1 steel tubes under low-cycle fatigue and creep conditions after bending with local induction heating, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2015, vol. 60, iss. 3A, p. 1839-1845.
5. Findziński R.: Rozprawa doktorska pt; Kształtowanie cech geometrycznych i właściwości mechanicznych łuków rurowych z wybranych gatunków stali dla energetyki wykonanych w procesie gięcia z lokalnym nagrzewaniem indukcyjnym, praca niepublikowana, Katowice 2017.
6. Cieśla M., Junak G.: The influence of load history on durability of P92 steel used for the construction of energy pipelines, *Archives of Metallurgy and Materials*, 2015, vol. 60, iss. 3, p. 1853-1857.
7. Renowicz D., Cieśla M.: Crack initiation in steel parts working in boilers and steam pipelines, *Proceedings of the 16th Scientific International Conference*

- “Achievements in Mechanical and Materials Engineering”, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, vol. 21, iss. 2, 2007, p. 49-52.
8. Renowicz D., Hernas A., Cieśla M., Mutwil K.: Degradation of cast steel parts working in power plant pipelines, Proceedings of the 15th Scientific International Conference “Achievements in Mechanical and Materials Engineering” AMME’2006, Gliwice–Wisła, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, vol. 18, iss. 1–2, 2006, p. 219-222.
 9. Hernas A., Dobrzański J.: Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2003.
 10. Hu Z., Li J. Q., Computer simulation of pipe-bending processes with small bending radius using local induction heating. Journal of Materials Processing Technology 91, 1999, pp. 75-79.
 11. Cieśla M., Tomczak J., Hadasik E., Findziński R., Kawała T.: Charakterystyki użytkowe łuków rurowych ze stali żarowytrzymałej X10CrMoVNb9-1 wykonanych w procesie gięcia ze strefowym nagrzewaniem indukcyjnym, Hutnik nr 7, 2014, s. 481-497.
 12. Reś A.: „Metoda konwencjonalna produkcji rurociągów, a metoda gięcia w systemie 3D – porównanie i wynikające korzyści”, I Konferencja ZRE Katowice „Doświadczenie i innowacyjność – odpowiedź na zmieniające się kierunki remontów i modernizacji w Energetyce”, 2–4 kwietnia 2014, Wisła, Materiały konferencyjne.
 13. Cieśla M., Gontarz A., Hadasik E., Mutwil K., Pater Z., Tomczak J., Kawała T. Rzepka W.: „Określenie stopnia odkształcenia w łukach giętych metodą indukcyjną na podstawie obliczeń numerycznych w stosunku do rzeczywistego procesu kształtowania”, I Konferencja ZRE Katowice „Doświadczenie i innowacyjność – odpowiedź na zmieniające się kierunki remontów i modernizacji w Energetyce”, 2–4 kwietnia 2014, Wisła, Materiały konferencyjne.
 14. Tomczak J., Pater Z., Bulazk T.: Designing of screw impressions in the helical rolling of balls. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 14 (1), (2014), pp.104 – 113.

15. Pater Z., Tomczak J., Bartnicki J., Lovell M. R., Menezes P. L.: Experimental and numerical analysis of helical – wedge rolling process for producing steel balls. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2013, vol. 67, pp. 1 – 7.
16. Cieśla M., Gontarz A., Hadasik E., Mutwil K., Pater Z., Tomczak J., Kawała T., Rzepka W.: Określenie stopnia odkształcenia w łukach giętych metodą indukcyjną na podstawie obliczeń numerycznych w stosunku do rzeczywistego procesu kształtowania; *Energetyka*, no. 4, 2014, pp. 211-217.
17. Tomczak J., Pater Z., Gontarz A., Hadasik E., Cieśla M., Mutwil K., Rzepka W., Kawała T.; Geometrical phenomena in tube bending with local induction heating; *Key Engineering Materials Vols. 622-623 (2014)*, pp 717-724
18. Polok K.: Wymiana rurociągu pary świeżej dla GDF Suez Energia Polska w Połańcu, II Konferencja ZRE Katowice – Rozwój i doświadczenie, nowoczesność i tradycja – 60 lat ZRE Katowice w Energetyce, 08–10.04.15, Wisła, s. 61-70.
19. Twardawa M.: Zmęczeniowe uwarunkowania trwałości stopów stosowanych na elementy grubościennych bloków energetycznych o parametrach nadkrytycznych, rozprawa doktorska, Katowice 2014.
20. Łomozik M.: Stale konstrukcyjne dla energetyki konwencjonalnej – wczoraj i dziś, *Energetyka: Zeszyt tematyczny nr XXVI Projektowanie i innowacje remontowe w energetyce*, Listopad 2015, s. 13-18.
21. Praca zbiorowa pod redakcją Hernas A. Materiały i technologie do budowania kotłów nadkrytycznych i spalarni odpadów, Katowice 2009.
22. Badyda K., Kuźniewski M.: Analiza opłacalności budowy elektrowni jądrowej w Polsce, *Energetyka: Problemy energetyki i gospodarki paliwowo-energetycznej*, Nr 11 (737), Listopad 2015, s. 695-701.
23. Hernas A.: Żarowytrzymałość Stali i Stopów, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2000.
24. Cieśla M., Junak G., Tomczak J., Findziński R., Kawała T.: Durability of X10CrMoVNb9-1 steel tubes under low-cycle fatigue and creep conditions after bending with local induction heating, *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 60, iss. 3A, 2015, s. 1839-1845.
25. Cieśla M., Findziński R., Junak G.: Durability of tube bends made of the 14MoV6-3 steel under low-cycle fatigue conditions and creep at a temperature of 500°C, *Solid State Phenomena* vol. 226, 2015, s. 79-86.
26. Cieśla M., Mutwil K., Junak G.: Low cycle fatigue life and creep life of material in tube bends made of 15NiCuMoNb5-6-4 steel, *Fatigue Failure and Fracture*

- Mechanics XXVI. Proceedings of the XXVI Polish National Conference on Fatigue Failure and Fracture Mechanics, vol. 1780, 2016, s. 020001-1 - 020001-8, Published American Institute of Physics, oct. 20, 2016.
27. M. Cockroft, D. Latham, Ductility and the workability of metals, Journal Institute of Metals, 1968, vol. 96, pp. 33-39.
 28. Stefanik A., Dyja H., Mróz S., Determination of the critical value of normalized Cockroft – Latham criterion during multi slight rolling based on tensile test. Archives of Metallurgy and Materials. 2011, vol. 56, no 2, p. 545 – 549.
 29. Cieśla M., Findziński R., Junak G., Kawała T.: The effect of heat treatment parameters on mechanical characteristics of 10CrMo9-10 steel tube bends, Archives of Metallurgy and Materials, vol. 60 iss. 4, 2015, s. 2971-2976.
 30. Kowalewski Z.: Zjawisko pełzania metali – eksperyment i modelowanie, Biblioteka Mechaniki Stosowanej, Warszawa 2005.
 31. Kowalewski Z.: Pełzanie Metali, Biuro Gamma, Warszawa 2005.

List of figures

Fig. 3.1. Tube bending using local induction heating

Fig. 3.2. Bending diagram: 1 – fixing element (tube pusher), 2 – feed mechanism guides, 3 – tube subject to bending, 4 – guiding rollers, 5 – local heating and forming zone, 6 – coil, 7 – forming arm, P – pushing force

Fig. 3.3. Diagram of tube bending by induction heating: (lower drawing) before bending process, (upper drawing) after bending process

Fig. 3.4. Diagram of tube bending: (a) before bending process, (b) after bending process, 1 – forming arm, 3, 4, 5 – guide rollers, 2 – clamping piece (tube pusher), 6 – inductor, 7, 8 – tube being bent, V – tube feed direction

Fig. 3.5. Flow curves established in plastometric tests (compression) for the 15NiCuMoNb5-6-4 steel, assuming the strain rate of 0.1 s⁻¹[24]

Fig. 3.6. Flow curves established in plastometric tests (compression) for the 15NiCuMoNb5-6-4 steel, assuming the strain rate of 0.1 s⁻¹[25]

Fig. 3.7. Tube bend cross-section geometry determined by FEM for a bend made of the 15NiCuMoNb5-6-4 steel [26]

Fig. 3.8. Distribution of deformation intensity values on a tube bend cross section, as determined for bending variant (X10CrMoVNb9-1 steel, T = 950°C) [24]

Fig. 3.9. FEM-determined (in the final stage of bending) distributions of reduced stresses

Fig. 3.10. FEM-based distribution of Cockroft-Latham fracture criterion for a tube bent with induction heating made of the X10CrMoVNb9-1 steel for the bending process variant

Fig. 3.11. FEM-based distribution of: (a) strain intensity, (b) Cockcroft-Latham fracture criterion for a tube bent with induction heating made of the 10CrMo9-10 steel for the bending process variant [29]

Fig. 3.12. Profile of force at tube pusher calculated by FEM for bending process of tube bends made of 15NiCuMoNb5-6-4 - (a) and 10CrMo9-10 - (b) [26, 29]

Fig. 3.13. Locations of tube and bend zones from which samples were collected for material testing: 2 - neutral bend zone, 3 - tensioned bend zone, 4 - compressed bend zone

Fig. 3.14. Hysteresis loop with characteristic parameters

Fig. 3.15. Comparison of low-cycle service life N_f of the tube and the tube bend material determined at the temperature of 500°C for the total strain range of $\Delta\varepsilon_t = 0.6\%$ [29]

Fig. 3.16. Low-cycle life N_f of the material of a 14MoV6-3 steel tube at a temperature of 500°C for the complete deformation range $\Delta\varepsilon_t=0.6\%$

Fig. 3.17. Creep diagrams for the tube material and bend made of the 14MoV6-3 steel at a temperature of 500°C and strain $\sigma=270$ MPa [25]

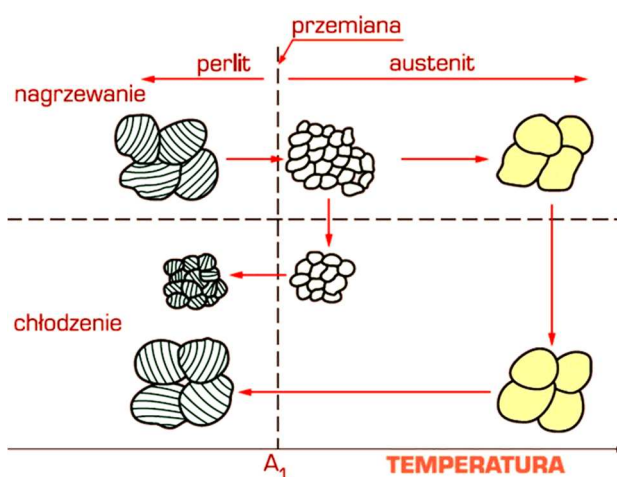
Fig. 3.18. Creep characteristics of a tube made of the 10CrMo9-10 steel and a tube bend of the same material subject to heat treatment [29]

Rozdział 4

CYKLICZNA OBRÓBKA CIEPLNA – W TEORII I ZASTOSOWANIU

4.1. Wprowadzenie

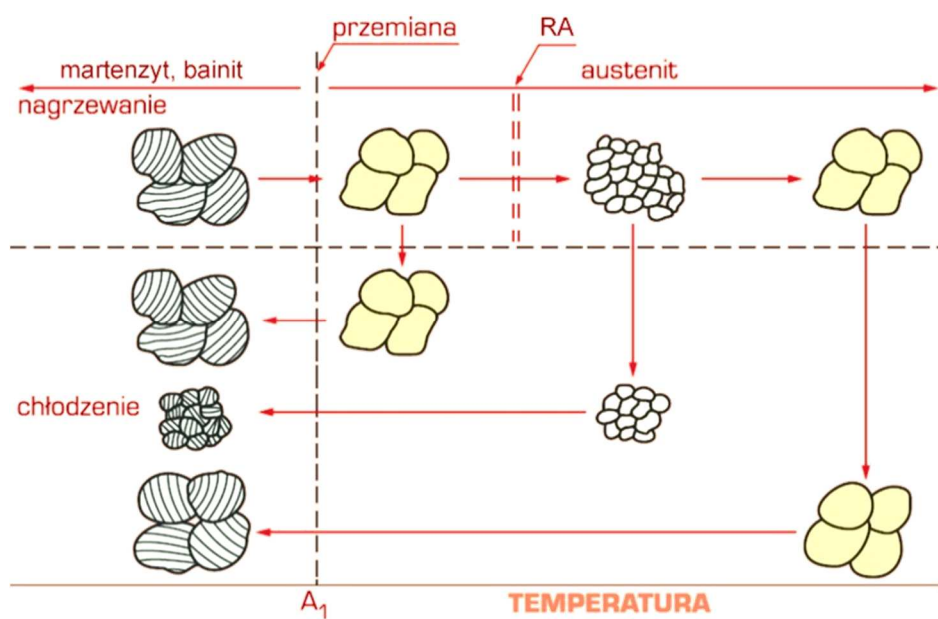
Nagrzewanie stali do temperatury występowania austenitu jest zabiegiem stosowanym w wielu operacjach obróbki cieplnej. Warunkiem rozpoczęcia procesu tworzenia się perlitu (mieszanina ferrytu i cementytu) jest nagrzanie stali do temperatury wyższej od A_1 (Rys. 4.1). Po nagrzaniu do tej temperatury na granicach międzyfazowych ferrytu i cementytu zachodzi niejednorodne zarodkowanie austenitu. Duża liczba granic międzyfazowych i tym samym duża liczba zarodków sprawia, że przemiana perlitu w austenit skutkuje rozdrobnieniem ziaren (Rys. 4.1). W warunkach powolnego chłodzenia utworzone drobne ziarna austenitu przemieniają się w ziarna perlitu o porównywalnej wielkości. Podwyższenie temperatury lub czasu wygrzewania w obszarze występowania austenitu powoduje rozrost ziaren.



Rys. 4.1. Schemat zmian wielkości ziarna stali o wyjściowej strukturze perlitycznej podczas nagrzewania i chłodzenia [1]

¹ Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej

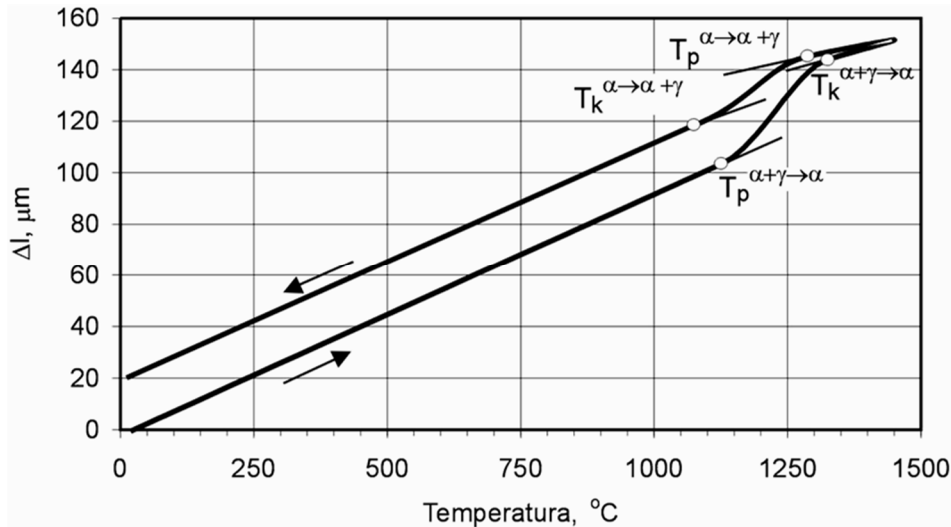
Jeśli wyjściową strukturą stali jest martenzyt lub bainit to przemiana martenzytu (bainitu) w austenit w temperaturze powyżej A_1 nie prowadzi do rozdrobnienia ziarna, odtwarzane jest jedynie byłe ziarno austenitu (Rys. 4.2). Do rozdrobnienia ziarna nie prowadzi również przemiana austenit→perlit zachodząca podczas chłodzenia. Natomiast nieoczekiwane rozdrobnienie ziarna występuje podczas nagrzewania nowoutworzonego austenitu do wyższej temperatury (Rys. 4.2) i jest ono skutkiem rekrytalizacji austenitu (RA) „odkształconego” w wyniku tzw. „zgniotu fazowego” towarzyszącego przemianie martenzyt (bainit)→austenit [2].



Rys. 4.2. Schemat zmian wielkości ziarna stali o wyjściowej strukturze martenzytycznej (bainitycznej) podczas nagrzewania i chłodzenia (na podstawie [1, 2])

Hipotezę o tym, że przemianie alotropowej $\alpha \rightarrow \gamma$ w żelazie i stopach żelaza towarzyszy wewnętrzne odkształcenie spowodowane różnicą objętości właściwych faz α i γ biorących udział w przemianie sformułował w latach 30. ubiegłego stulecia rosyjski uczonec A.A Bočvar, nazywając to odkształcenie zgniotem fazowym [3]. W późniejszych latach jego uczniowie opracowali podstawy procesowe technologii obróbki cieplnej wykorzystującej zjawisko zgniotu fazowego do umacniania stopów żelaza i metali nieżelaznych [2, 4-7].

Odkształcenie, jako zjawisko fizyczne towarzyszące przemianom fazowym, można scharakteryzować jako mikroodkształcenie plastyczne wywołane naprężeniami wewnętrznymi powstałymi w wyniku wzajemnego oddziaływania na siebie, biorących udział w przemianie, faz o różnych objętościach właściwych i właściwościach. Wizualnym odzwierciedleniem tego odkształcenia są rejestrowane dylatometrycznie zmiany wymiarów liniowych próbek podczas nagrzewania i chłodzenia (Rys. 4.3).



Rys. 4.3. Dylatogram dwufazowego stopu z przemianą $\alpha+\gamma \leftrightarrow \alpha$ [8]

Wartość odkształcenia Δ towarzyszącego przemianie typu $\alpha \rightarrow \beta$ lub $\alpha \rightarrow \gamma$ można oszacować w oparciu o następującą zależność [4, 6]:

$$\Delta = \frac{1}{3} \cdot \frac{\Delta\Omega}{\Omega} = \frac{\Omega_{\gamma(\beta)} - \Omega_{\alpha}}{\Omega_{\alpha}} \quad (4.1)$$

gdzie: $\Delta\Omega$ – różnica objętości komórek elementarnych fazy zanikającej i fazy powstającej, Ω – objętość komórki elementarnej fazy zanikającej, Ω_{α} – objętość właściwa zanikającej fazy α , $\Omega_{\gamma(\beta)}$ – objętość właściwa powstającej fazy γ lub β .

Oszacowana w oparciu o równanie (1) zmiana objętości towarzysząca przemianie alotropowej $\alpha \rightarrow \gamma$ w żelazie wynosi ok. 4,35% [2, 6]. Ta sama wielkość oszacowana dla przemiany alotropowej $\alpha \rightarrow \beta$ w tytanie jest zdecydowanie mniejsza i wynosi zaledwie 0,18% [4, 8]. Natomiast przemianie alotropowej $\beta \rightarrow \alpha$ cyny białej (β) w cynę szarą (α) w temperaturze 13,2°C towarzyszy zmiana objętości wynosząca aż 27,0%.

Do oceny wartości naprężeń wewnętrznych σ , towarzyszących konkretnej przemianie odbywającej się ze zmianą objętości właściwej można wykorzystać znaną regułę opartą na teorii sprężystości [4, 6]:

$$\sigma = \Delta \cdot E \quad (4.2)$$

gdzie: E – moduł sprężystości podłużnej (Younga) w temperaturze przemiany.

Wartości oszacowane w oparciu o równanie (4.2) określają wartość ciśnienia hydrostatycznego wywołanego przez sferyczny zarodek powstały ze zmianą objętości

w nieskończenie izotropowej osnowie. Określona w ten sposób wartość naprężeń wewnętrznych towarzyszących przemianie alotropowej $\alpha \rightarrow \gamma$ w żelazie wynosi ok. 380 MPa [2, 6]. Ta sama wielkość oszacowana dla przemiany alotropowej $\alpha \rightarrow \beta$ w tytanie jest ponad 10-krotnie mniejsza i wynosi ok. 30 MPa [4, 8]. z kolei naprężenia występujące podczas przemiany alotropowej $\beta \rightarrow \alpha$ cyny białej w cynę szarą są główną przyczyną wystąpienia efektu tzw. „zarazy cynowej”. z porównania szacunkowych wartości zgniotu fazowego i naprężeń wewnętrznych towarzyszących przemianom alotropowym w żelazie i tytanie, określonych na podstawie, odpowiednio równań (4.1) i (4.2), wynika, że przemianie alotropowej $\alpha \rightarrow \gamma$ w żelazie może towarzyszyć rozdrobnienie ziarna, natomiast podczas przemiany alotropowej $\alpha \rightarrow \beta$ w tytanie takie zjawisko nigdy nie wystąpi [4, 8].

4.2. Cykliczna obróbka cieplna – w teorii

Tam gdzie tradycyjne sposoby kształtowania mikrostruktury i właściwości metali i stopów nie są wystarczająco skuteczne, sięga się po nowe technologie pozwalające na bardziej efektywne wykorzystanie zachodzących w tych materiałach przemian fazowych. Do takich technologii należy zaliczyć cykliczną obróbkę cieplną, opartą na założeniu, że podczas wielokrotnie powtarzanego cyklu nagrzewanie \leftrightarrow chłodzenie realizowanego w warunkach nieprzerwanych zmian temperatury, z każdym kolejnym cyklem następuje kumulacja pożądanych zmian struktury i właściwości. Siłą sprawczą tych zmian są naprężenia cieplne wywołane dużymi gradientami temperatury i naprężenia strukturalne wywołane oddziaływaniem wzajemnym poszczególnych składników struktury o różnej objętości właściwej i różnym module sprężystości.

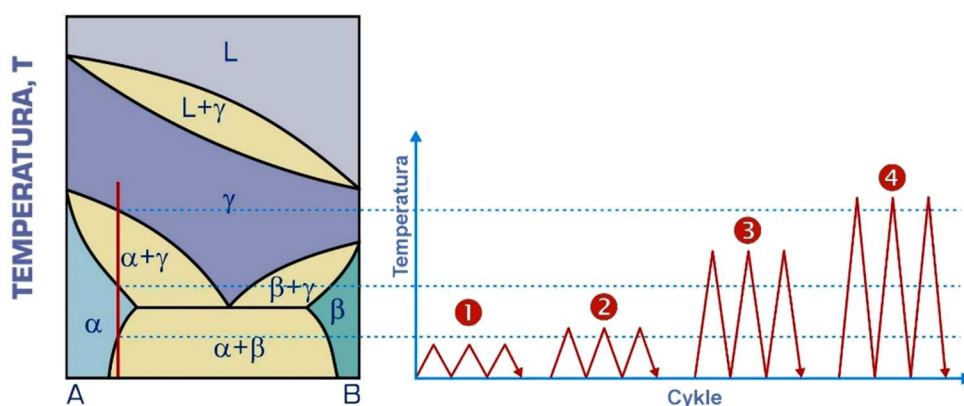
W odróżnieniu od innych rodzajów obróbki cieplnej, zachodzące w warunkach wielokrotnie powtarzanego cyklu nagrzewanie \leftrightarrow chłodzenie przemiany fazowe oraz towarzyszące tym przemianom zmiany struktury, umożliwiają nadanie poddanym cyklicznej obróbce cieplnej wyrobom właściwości niemożliwych do uzyskania w warunkach jednokrotnej, tradycyjnej obróbki cieplnej. Ma to szczególne znaczenie wówczas, gdy zmiany struktury występujące w warunkach pojedynczego cyklu nagrzewanie \leftrightarrow chłodzenie są niedostateczne bądź ekonomicznie nieadekwatne do kosztów takiej obróbki.

Pierwsze rozważania teoretyczne i badania laboratoryjne dotyczące cyklicznej obróbki cieplnej rozpoczęto w latach 60. ubiegłego stulecia [4, 5]. Od tego czasu

cykliczna obróbka cieplna stała się nową, obiecującą i szybko rozwijającą się technologią obróbki cieplnej, umożliwiającą efektywne kształtowanie struktury i właściwości wielu metali i stopów [6-38].

Śród wielu rodzajów cyklicznej obróbki cieplnej zasadniczo można wyróżnić obróbkę przebiegającą (Rys. 4.4):

- w warunkach ograniczonych zmian składu fazowego (1) – zmiany struktury są wynikiem wzajemnego oddziaływania na siebie poszczególnych składników struktury, o różnej objętości właściwej i różnym module sprężystości, w warunkach niewielkich zmian składu fazowego i temperatury,
- z udziałem procesów rozpuszczanie \leftrightarrow wydzielanie (2) – zmiany struktury są wynikiem wielokrotnie powtarzanych procesów rozpuszczania wydzielen i ponownego ich wydzielenia przebiegających w warunkach gradientu temperatury i z udziałem procesów dyfuzyjnych,
- z niepełnym przebiegiem przemiany fazowej (3) – zmiany struktury są wynikiem wzajemnego oddziaływania na siebie występujących w strukturze faz, o różnej objętości właściwej i różnym module sprężystości, w warunkach niepełnego przebiegu przemiany fazowej oraz dużego gradientu temperatury,
- z pełnym przebiegiem przemiany fazowej (4) – zmiany struktury są wynikiem wzajemnego oddziaływania na siebie występujących w strukturze faz, o różnej objętości właściwej i różnym module sprężystości, w warunkach pełnego przebiegu przemiany fazowej oraz bardzo dużego gradientu temperatury.

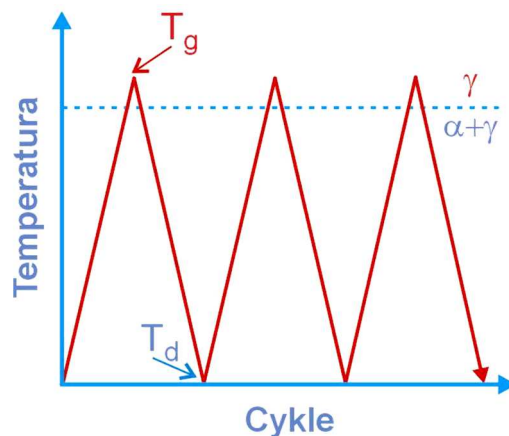


Rys. 4.4. Rodzaje cyklicznej obróbki cieplnej (opracowanie własne)

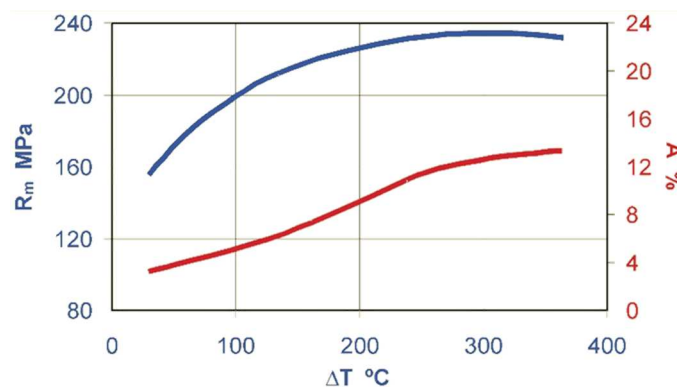
Największe zmiany struktury i właściwości metali i stopów są wynikiem cyklicznej obróbki cieplnej z pełnym przebiegiem przemiany fazowej. Podstawową przyczyną tych zmian są kumulujące się z cyklu na cykl mikroodkształcenia plastyczne wywołane naprężeniami wewnętrznymi powstałymi w warunkach wielokrotnie powtarzanego cyklu nagrzewania \leftrightarrow chłodzenie.

W warunkach cyklicznej obróbki cieplnej struktura obrabianego cieplnie metalu lub stopu przed każdym kolejnym cyklem jest inna. Wpływa to na przebieg, mechanizm i kinetykę zachodzących w tych warunkach przemian fazowych. Z tych względów cykliczna obróbka cieplna posiada wybitnie indywidualny charakter, a jej przebieg oraz warunki w każdym konkretnym przypadku muszą być precyzyjnie dobierane i nie mogą być automatycznie przenoszone na inne metale i stopy.

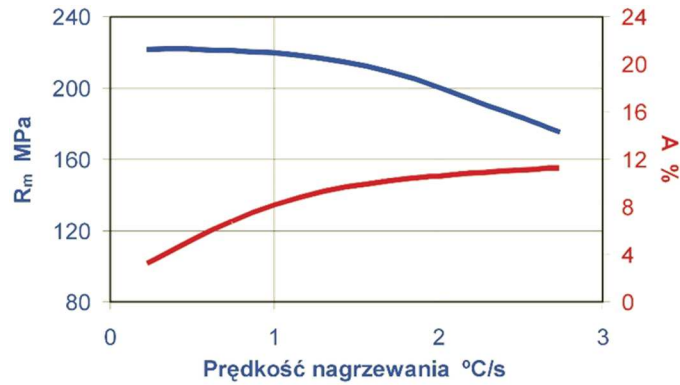
Jak pokazano na przykładzie stopu EN AC- AlSi7Mg [7], końcowe efekty cyklicznej obróbki cieplnej są zależne od składu chemicznego stopów i warunków temperaturowo-czasowych obróbki (Rys. 4.5), takich jak: minimalna (T_d) i maksymalna (T_g) temperatura cyklu, gradient temperatury ΔT stanowiący różnicę pomiędzy maksymalną i minimalną temperaturą cyklu (Rys. 4.6), prędkość nagrzewania pomiędzy minimalną i maksymalną temperaturą cyklu (Rys. 4.7), prędkość chłodzenia pomiędzy maksymalną i minimalną temperaturą cyklu (Rys. 4.8), liczba cykli (Rys. 4.9) oraz ewentualnie czas wygrzewania w maksymalnej i minimalnej temperaturze cyklu.



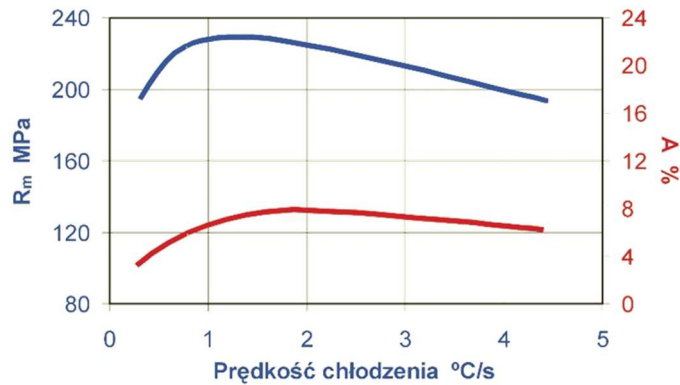
Rys. 4.5. Schemat cyklicznej obróbki cieplnej



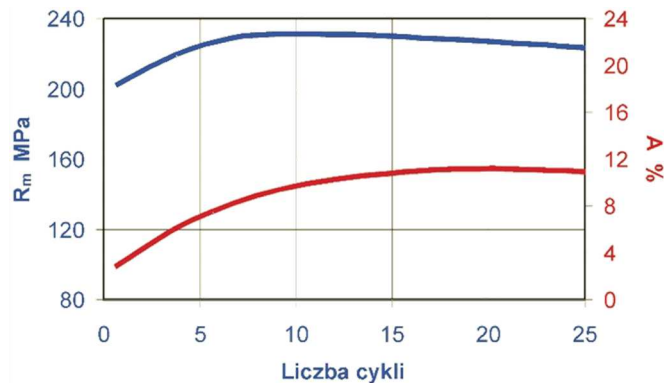
Rys. 4.6. Wpływ gradientu temperatury ΔT na właściwości stopu EN AC- AlSi7Mg poddanego cyklicznej obróbce cieplnej (10 cykli) [7]



Rys. 4.7. Wpływ prędkości nagrzewania na właściwości stopu EN AC-ALSi7Mg poddanego cyklicznej obróbce cieplnej w zakresie temperatury $250 \leftrightarrow 535^\circ\text{C}$ (10 cykli) [7]



Rys. 4.8. Wpływ prędkości chłodzenia na właściwości stopu EN AC-ALSi7Mg poddanego cyklicznej obróbce cieplnej w zakresie temperatury $250 \leftrightarrow 535^\circ\text{C}$ (10 cykli) [7]



Rys. 4.9. Wpływ liczby cykli na właściwości stopu EN AC-ALSi7Mg poddanego cyklicznej obróbce cieplnej w zakresie temperatury $250 \leftrightarrow 535^\circ\text{C}$ [7]

Stwierdzono: bardzo pozytywny wpływ rosnącego gradientu temperatury pomiędzy minimalną i maksymalną temperaturą cyklu w szerokim zakresie wartości na właściwości wytrzymałościowe i plastyczne stopów (Rys. 4.6), umiarkowanie pozytywny wpływ rosnącej prędkości chłodzenia w ograniczonym zakresie małych prędkości (Rys. 4.8) oraz pozytywny wpływ rosnącej liczby cykli do osiągnięcia maksymalnych poziomów wartości tych właściwości (Rys. 4.9). Natomiast zwiększenie prędkości nagrzewania pomiędzy minimalną i maksymalną temperaturą

cyklu oddziałuje przeciwnie, podwyższając wyraźnie właściwości plastyczne i obniżając właściwości wytrzymałościowe, szczególnie w zakresie umiarkowanych i większych prędkości nagrzewania (Rys. 4.7).

W zależności od sposobów oraz warunków nagrzewania (np. z piecem, indukcyjnie lub oporowo) i chłodzenia (np. w wodzie, oleju, ciekłych polimerach, w sprężonych lub spokojnych gazach, z piecem) zmiany wywołane cykliczną obróbką cieplną mogą dotyczyć całej objętości lub jedynie powierzchni obrabianych cieplnie półwyrobów.

W warunkach przemysłowych zabiegi cyklicznej obróbki cieplnej są kłopotliwe w realizacji i można je prowadzić z wykorzystaniem pieców jednokomorowych, pieców jednokomorowych w połączeniu z możliwością chłodzenia w różnych ośrodkach, dwóch pieców jednokomorowych, pieców dwukomorowych oraz pieców dwustrefowych: komorowych lub rurowych. W procesach cyklicznej obróbki cieplnej wymagających dużych prędkości nagrzewania stosuje się nagrzewnice indukcyjne lub oporowe w połączeniu z możliwością chłodzenia w różnych ośrodkach. Największe możliwości sterowania parametrami cyklicznej obróbki cieplnej występują w piecach jednokomorowych wyposażonych w systemy regulowanego nagrzewania i chłodzenia z prędkościami zmieniającymi się w szerokich przedziałach wartości. Zastosowanie takich pieców gwarantuje, że poszczególnymi parametrami cyklicznej obróbki można stosunkowo łatwo sterować, a całość procesu nie stwarza większych problemów technologicznych, co niewątpliwie zachęca do jej stosowania.

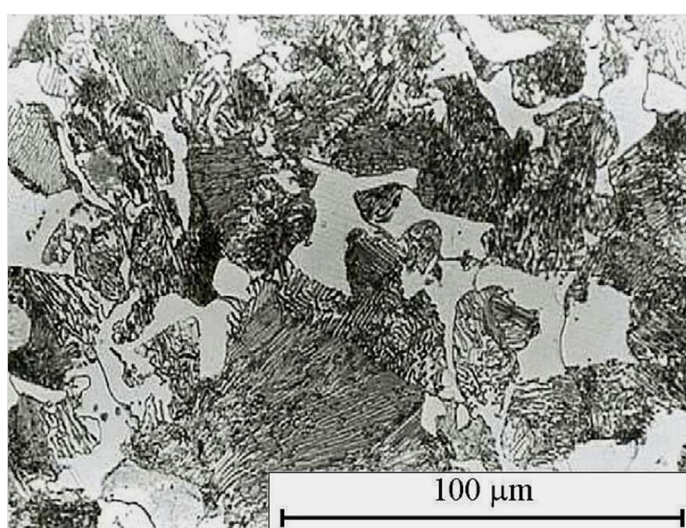
4.3. Cykliczna obróbka cieplna – w zastosowaniu

Zabiegi cyklicznej obróbki cieplnej z powodzeniem wykorzystywane są między innymi do [6-38]:

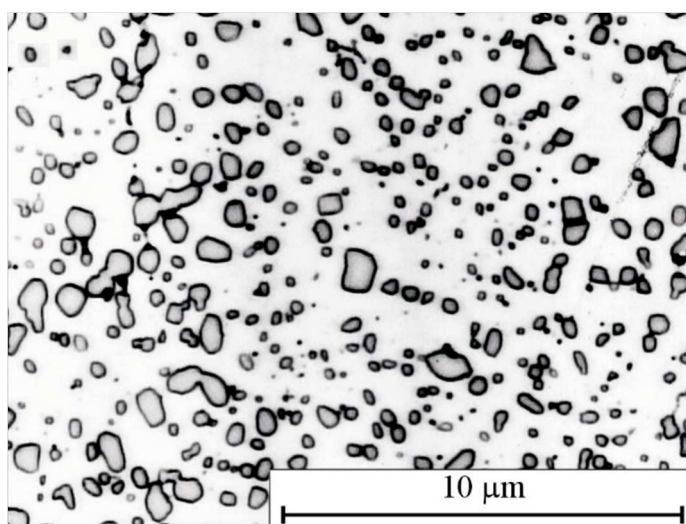
- rozdrabniania ziarna i umacniania materiałów metalowych (stopy żelaza, tytanu, cyrkonu, aluminium, miedzi, nadstopy niklu i kobaltu, stopy na podstawie faz międzymetalicznych), często przy jednoczesnej poprawie ich plastyczności i udarności,
- poprawy podatności półwyrobów metalowych do odkształcania plastycznego na gorąco, łącznie z możliwością odkształcania w warunkach nadplastyczności,
- poprawy obrabialności mechanicznej oraz podatności do odkształcania na zimno półwyrobów metalowych,
- poprawy stabilności wymiarowej półwyrobów,
- zmniejszenia niejednorodności składu chemicznego odlewów metalowych,

- poprawy struktury i właściwości połączeń spawanych,
- zwiększenia efektywności innych rodzajów obróbki cieplnej, cieplno-chemicznej oraz cieplno-plastycznej.

Powszechnie znanym przykładem praktycznego wykorzystania cyklicznej obróbki cieplnej jest zastosowanie jej do wyżarzania zmiękczającego stali z cementytem płytkowym [9, 20-22, 24, 26, 27]. Prowadzenie wyżarzania cyklicznego (wahadłowego) w zakresie temperatury przemiany perlit↔austenit skutkuje otrzymaniem w strukturze cementytu kulkowego (Rys. 4.10), a tym samym zmiękczeniem stali, poprawą jej obrabialności mechanicznej oraz poprawą właściwości po ulepszeniu cieplnym.



a)

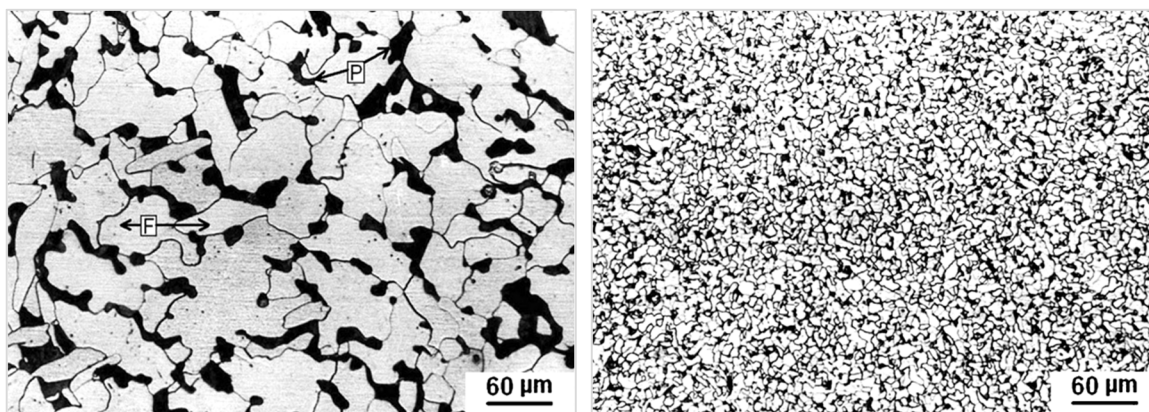


b)

Rys 4.10. Mikrostruktura stali 0,6% C przed (a) i po (b) cyklicznym wyżarzaniu zmiękczającym [22]

Najbardziej spektakularnymi przykładami wykorzystania cyklicznej obróbki cieplnej jest zastosowanie jej do rozdrabniania ziarna i umacniania metali i stopów [7,

11, 13-15, 23, 27, 30, 34, 38]. Już po 3 cyklach obróbki stali niskowęglowej zawierającej 0,16% węgla realizowanej z pełnym przebiegiem przemiany alotropowej następuje bardzo duże rozdrobnienie ziarna (Rys. 4.11) i znacząca poprawa właściwości wytrzymałościowych i plastycznych oraz twardości (tab. 4.1).



Rys. 4.11. Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na mikrostrukturę stali niskowęglowej [23]

Tabela 4.1.

Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości stali niskowęglowej [23]

Liczba cykli	R_m	$R_{0,2}$	A	HV
	MPa		%	
0	338	200	39	130
1	423	323	40	129
3	455	338		135
5	402	283	40	124
8	394	279	39	120

Zastosowanie cyklicznej obróbki cieplnej dla stali niestopowych o różnej zawartości węgla oraz staliwa w miejsce tradycyjnie stosowanego normalizowania, w każdym przypadku prowadzi do zauważalnej poprawy właściwości wytrzymałościowych i plastycznych oraz znacznej poprawy udarności (tab. 4.2).

Zastąpienie wyżarzania normalizującego zabiegami cyklicznej obróbki cieplnej przynosi jeszcze większe efekty zmian właściwości dla stali stopowych, niezależnie od zawartości węgla (tab. 4.3). Podobny efekt w postaci poprawy właściwości wytrzymałościowych, plastycznych i udarności tej grupy stali, można uzyskać poprzez zastosowanie cyklicznej obróbki cieplnej zamiast hartowania poprzedzającego zabiegi niskiego i wysokiego odpuszczania (tab. 4.3).

Jeszcze większe efekty pozytywnego oddziaływania cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości wytrzymałościowe i plastyczne uzyskuje się w przypadku stali o dużej zawartości składników stopowych (tab. 4.4). Przyrost właściwości występuje

niezależnie od tego czy cykliczną obróbkę cieplną stosuje się zamiast wyżarzania, normalizowania, przesycania, odpuszczania po hartowaniu czy starzenia po przesycaniu (tab. 4.4).

Tabela 4.2.
Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne stali niestopowych [7]

Stal	Obróbka cieplna	R _m	R _{0,2}	A	Z	KU
		MPa		%		J
C30	Normalizowanie	518	327	24	54	161
	COC	552	353	28	64	275
C40	Normalizowanie	568	348	22	51	86
	COC	583	369	26	62	214
C60	Normalizowanie	706	414	19	44	43
	COC	732	477	23	49	91
C105U	Normalizowanie	686	443	10	-	-
	COC	704	464	16	-	-
Staliwo L20	Normalizowanie	520	290	20	37	25
	COC	530	330	24	60	45

Tabela 4.3.
Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne stali stopowych [7, 15, 33]

Stal	Obróbka cieplna	R _m	R _{0,2}	A	Z	KU
		MPa		%		J
20Cr4	Normalizowanie	500	320	26	65	110
	COC	560	400	35	80	270
41Cr4	Normalizowanie	686	395	23	60	65
	COC	733	462	32	76	220
	H + NO	2020	1680	8	35	28
	COC + NO	2120	1760	12	48	40
	H + WO	1020	820	11	38	32
	COC + WO	1180	960	15	48	58

COC – cykliczna obróbka cieplna, H – hartowanie, NO – niskie odpuszczanie, WO – wysokie odpuszczanie

Zastosowanie cyklicznej obróbki cieplnej zamiast tradycyjnie stosowanego wyżarzania skutkuje także podwyższeniem właściwości wytrzymałościowych i plastycznych żeliw sferoidalnych (tab. 4.5). Porównywalny efekt poprawy właściwości można uzyskać dla żeliw ciągliwych, zastępując stosowane w procesie otrzymywania wyżarzanie grafityzujące prowadzone w warunkach izotermicznych

wyżarzaniem grafityzującym prowadzonym w warunkach cyklicznej obróbki cieplnej (tab. 4.5).

Tabela 4.4.

Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne stali wysokostopowych [7, 11]

Stal	Obróbka cieplna	R _m	R _{0,2}	A
		MPa		%
X6Cr13	Wyżarzanie	420	240	19
	COC	520	360	20
X6CrNiTi18-10	Przesycanie	540	336	39
	COC	700	443	40
X5CrNiCuNb16-4	H + O	1150	1020	12
	H + COC	1310	1170	14
X2NiCoMoTiAl17-12-4	P + S	1915	1820	5
	P + COC	2036	1940	8
X8Ni9	Normalizowanie	680	480	18
	COC	820	575	18

COC – cykliczna obróbka cieplna, H – hartowanie, O – odpuszczanie, S – starzenie

Tabela 4.5.

Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości żeliw [7,25]

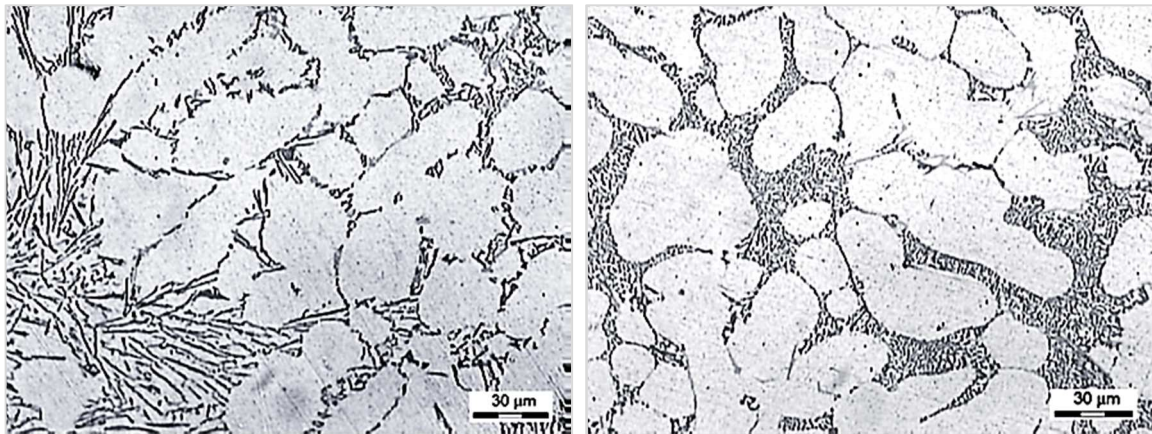
Żeliwo	Stan	R _m	R _{0,2}	A
		MPa		%
Sferoidalne	Wyżarzanie	485	340	10
	COC	568	420	12
	Wyżarzanie	552	435	7
	COC	668	544	11
	Wyżarzanie	650	450	3
	COC	670	475	14
Ciągliwe	Wyżarzanie grafityzujące w warunkach izotermicznych	560	400	1,4
	Wyżarzanie grafityzujące w warunkach COC	610	440	2,8

W tabeli 4.6 przedstawiono wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na mikrostrukturę i właściwości odlewniczego stopu aluminium EN AC- AlSi7Mg . Zastosowanie cyklicznej obróbki cieplnej zakończonej przesycaniem z maksymalnej temperatury ostatniego cyklu i starzenia, zamiast stosowanych zabiegów przesycania i starzenia, umożliwia prawie 4-krotne skrócenie łącznego czasu tych zabiegów i powoduje niewielką poprawę właściwości wytrzymałościowych oraz podwojenie właściwości plastycznych i udarności spowodowane głównie rozdrobnieniem eutektyki (tab. 6,

Rys. 4.12). Pozytywny efekt oddziaływania cyklicznej obróbki cieplnej połączonej z przesycaaniem z maksymalnej temperatury ostatniego cyklu i starzenia, zastosowanej zamiast klasycznych zabiegów przesycaania i starzenia, stwierdzono również dla nadstopu niklu Nimonic 80A (tab. 4.7).

Tabela 4.6.
Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości przesyconego i starzonego stopu EN AC-ALSi7Mg [7]

Obróbka cieplna	Czas obróbki	R _m	R _{0,2}	A	KV
	h	MPa		%	J
Przesycaanie (535°C/6 h/woda) + starzenie (150°C/5 h/pow.)	11	240	200	5	8
COC (5 cykli) połączona z przesycaaniem + starzenie (145°C/2,5 h/pow.)	3	260	220	10	18



Rys. 4.12. Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na mikrostrukturę przesyconego i starzonego stopu EN AC-ALSi7Mg [7]

Tabela 4.7.
Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości nadstopu niklu [16]

Obróbka cieplna	R _m	A	Z	KV
	MPa	%		J
Przesycaanie (1080°C/8 h/pow.) + starzenie (750°C/4 h/pow.)	1090	17	19	49
COC (8 cykli) połączona z przesycaaniem + starzenie (750°C/4 h/pow.)	1140	29	29	63

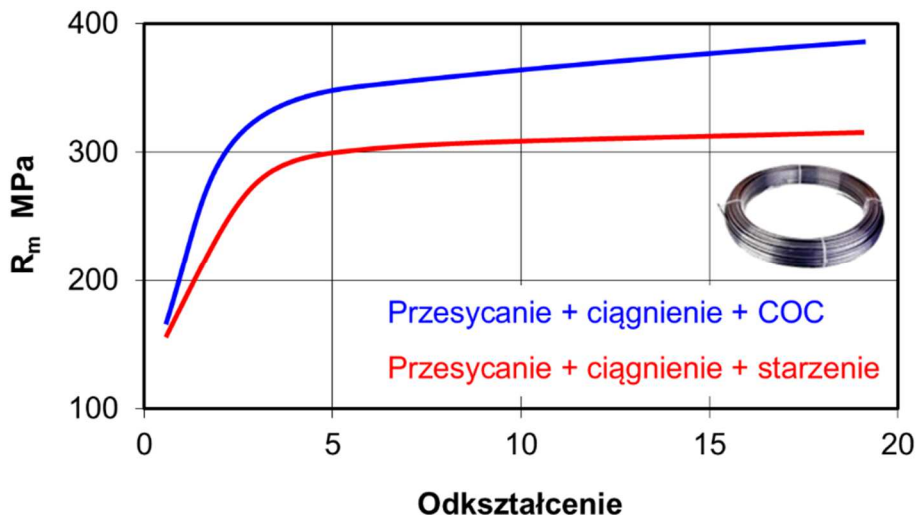
W tabeli 4.8 przedstawiono wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na wybrane właściwości brązu aluminiowego CuAl10Fe3Mn2. Zastosowanie cyklicznej obróbki cieplnej zamiast hartowania poprzedzającego odpuszczanie powoduje zwiększenie wytrzymałości, twardości a nawet przewodności elektrycznej tego stopu. To rzadkie

zjawisko, zważywszy, że z reguły wzrostowi wytrzymałości towarzyszy spadek przewodności elektrycznej [1, 10].

Tabela 4.8.
Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne stopu CuAl10Fe3Mn2 [7]

Obróbka cieplna	R _m MPa	HB	Przewodność
			m/(Ω·mm ²)
Hartowanie (950°C/1 h/woda) + odpuszczanie (400°C/2 h/pow.)	580	145	4,45
COC (10 cykli) + odpuszczanie (400°C/2 h/pow.)	655	170	5,26

Cykliczną obróbkę cieplną można także stosować w celu zwiększenia wytrzymałości na rozciąganie drutów [7, 12, 37], np. wykonanych ze stopów aluminium przeznaczonych do przeróbki plastycznej, których właściwości kształtowane są w wyniku zastosowania połączonych procesów przesycań, kształtowania plastycznego na zimno oraz starzenia. Zastąpienie w tej sekwencji operacji końcowego starzenia starzeniem realizowanym w warunkach cyklicznej obróbki cieplnej skutkuje zwiększeniem wytrzymałości na rozciąganie, tym większym im wyższe zastosowano odkształcenie w procesie ciągnięcia (Rys. 4.13).



Rys. 4.13. Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na wytrzymałość na rozciąganie ciągniętego drutu wykonanego ze stopu EN AW-ALMgSi [7]

Cykliczna obróbka cieplna zastosowana zamiast wyżarzania normalizującego może także skutkować poprawą właściwości połączeń spawanych, powodując jednocześnie zwiększenie ich właściwości wytrzymałościowych, plastycznych i uderzeniowych (tab. 4.9).

Stwierdzono także, że zastosowanie cyklicznej obróbki cieplnej zwiększa efektywność obróbki cieplno-chemicznej [7]. Jak pokazano w tab. 4.10 zastosowanie

tej obróbki zwiększa skuteczność procesu nawęglania stali mierzoną grubością warstwy nawęglonej. Skuteczność ta jest większa w przypadku zastosowania cyklicznej obróbki cieplnej w trakcie procesu w postaci nawęglania cyklicznego zamiast izotermicznego, w stosunku do przypadku kiedy cykliczna obróbka cieplna poprzedza proces nawęglania izotermicznego. Zastosowanie bezpośrednio po nawęglaniu cyklicznej obróbki cieplnej połączonej z hartowaniem z maksymalnej temperatury ostatniego cyklu, zamiast stosowanego zazwyczaj podwójnego hartowania, również bardzo pozytywnie wpływa na efektywność procesu nawęglania, np. w postaci zwiększenia twardości i uduwności oraz zwiększenia stabilności wymiarowej nawęglanych półwyrobów stalowych (tab. 4.11).

Tabela 4.9

Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości połączeń spawanych [7]

Stal	Obróbka cieplna	R _m	R _{0,2}	A	Z	KU
		MPa		%		J
20Mn5	Normalizowanie	450	295	28	63	35
	COC (5 cykli)	570	400	30	74	68

Tabela 4.10.

Wpływ cyklicznej OC na grubość warstwy nawęglonej stali 20Cr4 [7]

Zastosowanie COC	Operacja	Grubość warstwy, mm
Przed nawęglaniem	Nawęglanie izotermiczne	1,05
	COC + nawęglanie izotermiczne	1,30
W trakcie nawęglania	Nawęglanie izotermiczne	1,05
	Nawęglanie cykliczne	1,45

Tabela 4.11.

Wpływ cyklicznej OC na właściwości nawęglonej stali 20Cr4 [7]

Operacja	HRC	KU, J	Zmiana wymiarów, mm
Nawęglanie + podwójne hartowanie + niskie odpuszczanie	59-60	12	± 0,4
Nawęglanie + COC (5 cykli) połączona z hartowaniem + niskie odpuszczanie	61-62	27	± 0,2

W związku z planowaną eksploatacją bogatych w tytan złóż suwalskich, ponad 40 lat temu w koordynowanym przez Instytut Inżynierii Materiałowej Politechniki

Śląskiej problemie międzyresortowym MR-I-22: *Materiały na urządzenia energetyczne i technologiczne pracujące w podwyższonych temperaturach*, podjęto pionierskie

w kraju próby wytwarzania technicznie czystego tytanu i wieloskładnikowych stopów tytanu oraz ich przetwarzania drogą przeróbki plastycznej na gorąco i końcowej obróbki cieplnej [39, 40]. Otrzymane w procesach topienia plazmowego i elektronowiązkowego wlewki charakteryzowały się gruboziarnistą strukturą i niskimi, a po zastosowaniu umacniającej obróbki cieplnej w postaci zabiegów przechładzania i starzenia, zanikającymi właściwościami plastycznymi (tab. 4.12). Analizując wpływ procesu kucia na strukturę wytworzonego wówczas stopu Ti-6Al-2Mo-2Cr zwrócono uwagę na pozytywne oddziaływanie wielokrotnego przejścia przez temperaturę przemian $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$, spowodowanego międzyoperacyjnym dogrzewaniem koniecznym dla osiągnięcia wymaganego stopnia przekucia, na zmniejszenie powstałej w procesie krystalizacji pierwotnej segregacji składu chemicznego pierwiastków stabilizujących fazę β [40]. Wykorzystując te spostrzeżenia i stosując regularną cykliczną obróbkę cieplną z pełnym przebiegiem przemian fazowych $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$ przed zabiegami przechładzania i starzenia, uzyskano dla lanego stopu Ti-6Al-2Mo-2Cr właściwości mechaniczne spełniające wymagania norm dla przechłodzonego i starzonego stopu przerobionego plastycznie (tab. 4.12).

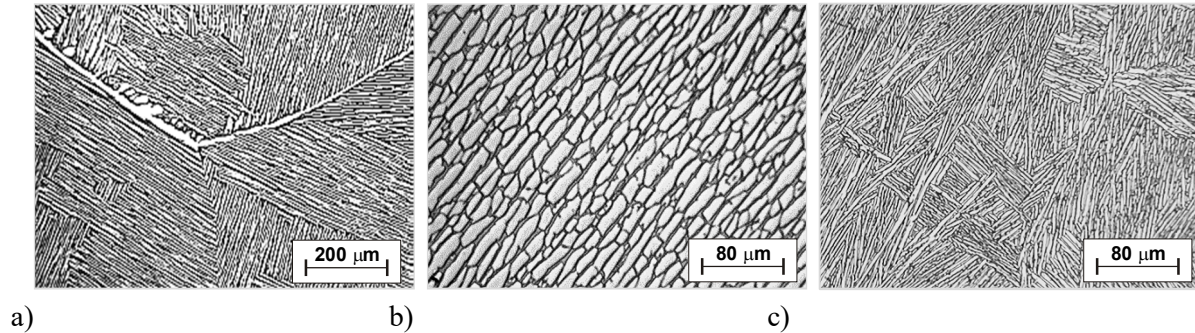
Tabela 4.12

Wpływ cyklicznej obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne lanego stopu Ti-6Al-2Mo-2Cr [39]

Stan	R _m , MPa	A, %	HRC
Wyżarzanie	992	2,0	42
Przechładzanie + starzenie	1208	-	47
COC (5 cykli: 500↔1050°C)+ przechładzanie + starzenie	1220	10,0	46
Wg norm (minimum) po przechładzaniu i starzeniu	1177	6,0	45

Te obiecujące wyniki sprawiły, że w późniejszych latach w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Śląskiej cyklicznej obróbce cieplnej poświęcono szczególną uwagę [41-43], upatrując w niej skutecznego sposobu poprawy plastyczności gruboziarnistych stopów tytanu. Podsumowaniem prowadzonych w tym okresie badań poświęconych cyklicznej obróbce cieplnej była obroniona w 1984 roku rozprawa doktorska W. Szkliniarza pt. *Kształtowanie struktury i własności dwufazowych gruboziarnistych stopów tytanu w procesach obróbki cieplnej* [44]. Udowodniono w niej tezę, że zmiana niekorzystnej płytkowej morfologii fazy α (Rys. 4.14a) gruboziarnistych stopów tytanu na równoosiową (Rys. 4.14b) lub typu *splotu*

koszykowego (Rys. 4.14c) w wyniku zastosowania specjalnych zabiegów cyklicznej obróbki cieplnej, odpowiednio z niepełnym lub pełnym przebiegiem przemiany fazowej, powoduje, że właściwości wytrzymałościowe i plastyczne stopów o strukturze gruboziarnistej stają się porównywalne z właściwościami stopów o strukturze drobnoziarnistej.



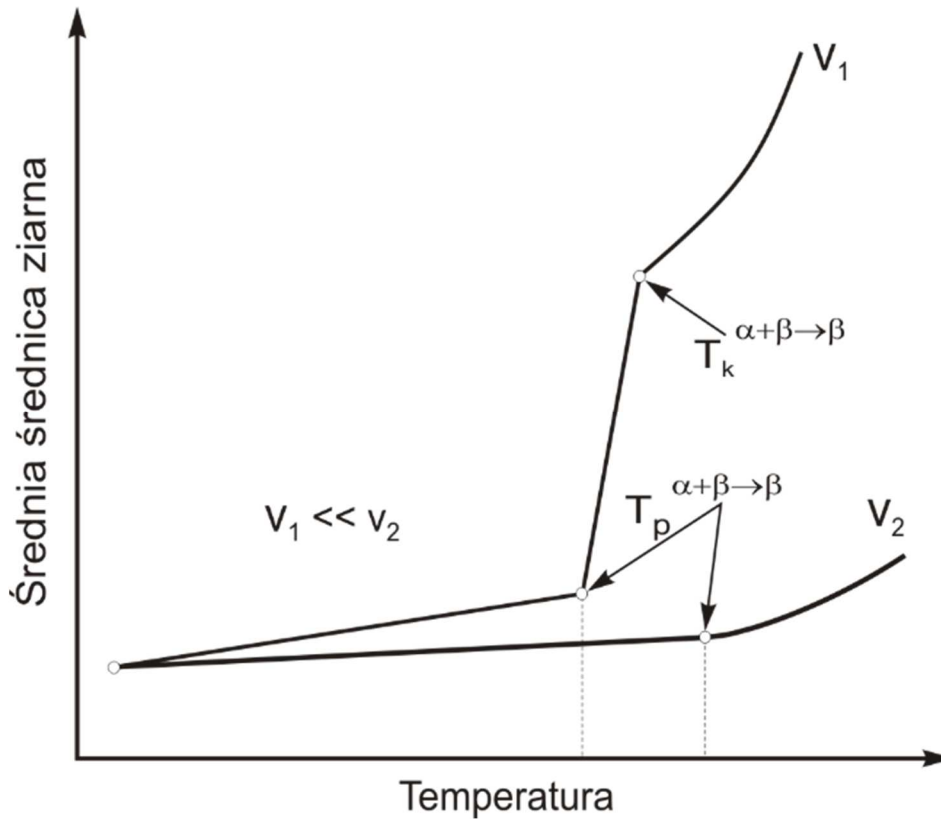
Rys. 4.14. Mikrostruktura stopu Ti-6Al-2Mo-2Cr przed (a) i po cyklicznej obróbce cieplnej z niepełnym (b) i pełnym (c) przebiegiem przemiany fazowej [44]

W późniejszych latach w Instytucie Inżynierii Materiałowej (od 1991 roku w Katedrze Nauki o Materiałach) Politechniki Śląskiej prowadzono prace nad fundamentalnymi dla tytanu i stopów tytanu zagadnieniami dotyczącymi możliwości rozdrabniania ziarna w procesach obróbki cieplnej, bez zadawania wcześniejszego odkształcenia. Rozdrobnienie ziarna z jakim mamy do czynienia podczas wyżarzania normalizującego stopów żelaza, w tytanie i stopach tytanu nie występuje. Nagrzanie technicznie czystego tytanu powyżej temperatury końca przemiany alotropowej $\alpha \rightarrow \beta$ oraz stopów tytanu powyżej temperatury końca przemiany fazowej $\alpha + \beta \rightarrow \beta$, niezależnie od zastosowanej prędkości nagrzewania i chłodzenia, zawsze prowadzi do nieodwracalnego rozrostu ziarna (Rys. 4.15) bez możliwości jego rozdrobnienia zarówno podczas chłodzenia, jak i w innych, późniejszych procesach cieplnych. Obserwowany przy szybkim nagrzewaniu ciągłym rozrost ziarna nie jest duży. Znacznie większy, skokowy, występuje przy nagrzewaniu ciągłym z małą prędkością (Rys. 4.15) lub podczas izotermicznego wygrzewania.

Nieskuteczność tego sposobu rozdrobnienia ziarna tytanu i stopów tytanu tłumaczono występowaniem małych odkształceń i naprężeń podczas przemiany alotropowej, uniemożliwiających uzyskanie krytycznego stopnia odkształcenia koniecznego dla wywołania procesu rekrytalizacji [4, 6, 7].

Możliwości rozdrabniania ziarna tytanu i stopów tytanu wyłącznie w procesach obróbki cieplnej upatrywano, między innymi w obserwowanym zjawisku kumulacji odkształcenia próbek technicznie czystego tytanu i stopów tytanu w warunkach

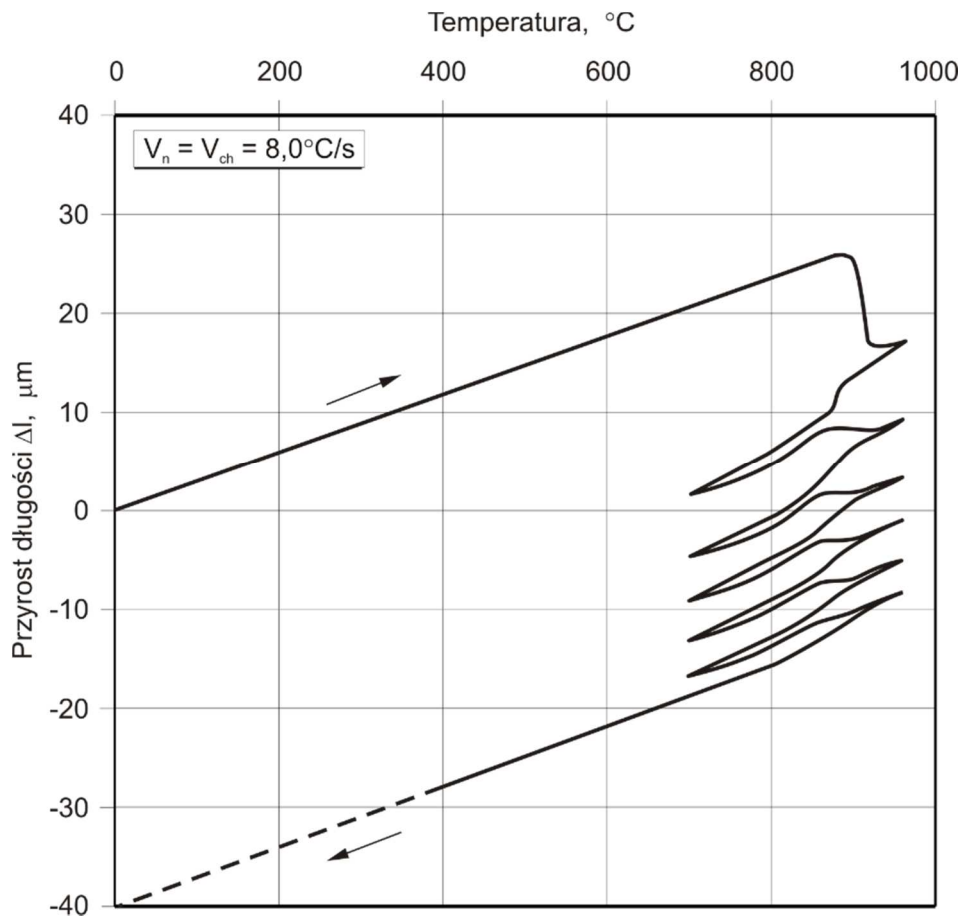
wielokrotnie powtarzanego cyklu nagrzewanie \leftrightarrow chłodzenie w zakresie temperatury gwarantującym pełny przebieg przemiany alotropowej $\alpha\leftrightarrow\beta$ lub fazowej $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$ (Rys. 4.16), odpowiadającego warunkom stosowanym w procesach cyklicznej obróbki cieplnej z pełnym przebiegiem przemiany fazowej [46-48].



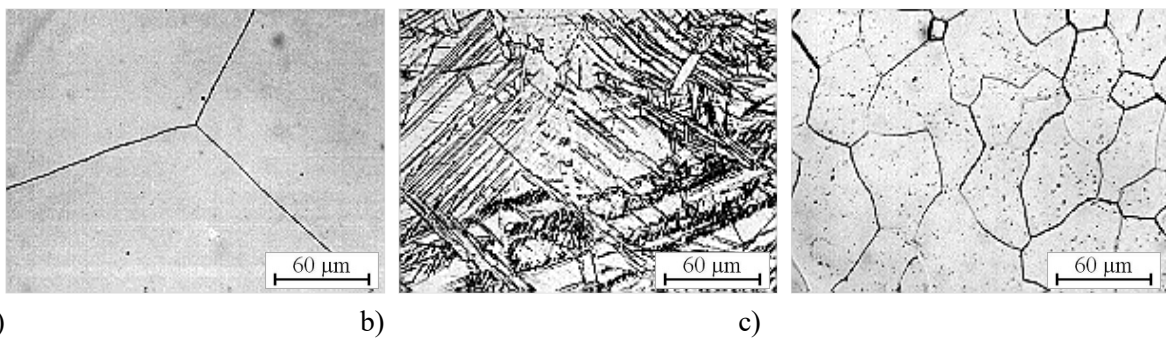
Rys. 4.15. Schemat zmian średniej średnicy ziarna stopów tytanu przy nagrzewaniu ciągłym z różną prędkością [45]

Ocena możliwości rozdrabniania ziarna tytanu i stopów tytanu wyłącznie w procesach obróbki cieplnej była przedmiotem realizowanych na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej badań własnych oraz projektów badawczych KBN: *Oddziaływanie odkształceń sieciowych i zgniotu fazowego w procesach obróbki cieplnej, umocnienia i dekohezji metali i stopów o sieci heksagonalnej* (1994-1995) oraz *Wykorzystanie przemiany fazowej do rozdrabniania mikrostruktury i kształtowania właściwości stopów tytanu* (1999-2001). Najważniejsze wyniki tych badań zawarto w licznych opracowaniach [49-55] oraz przede wszystkim w rozprawie habilitacyjnej W. Szkliniarza pt. *Możliwości zastosowania obróbki cieplnej do rozdrabniania ziarn tytanu i jego stopów*, wydanej w 2000 roku. Wykazano w niej, między innymi, że przebieg przemian fazowych w gruboziarnistych stopach tytanu w warunkach wielokrotnie powtarzanego cyklu nagrzewanie \leftrightarrow chłodzenie prowadzi do kumulacji zdefektowania struktury

wywołanego zgniotem fazowym oraz naprężeniami cieplnymi i strukturalnymi, które osiąga taki poziom, że w trakcie późniejszego wyżarzania rekrystalizującego doprowadza do kilkukrotnego rozdrobnienia ziarna (Rys. 4.17). Znalazło to odzwierciedlenie w poprawie właściwości wytrzymałościowych, plastycznych i uderności stopów poddanych połączonym zabiegom cyklicznej obróbki cieplnej i wyżarzania rekrystalizującego (tab. 4.13).



Rys. 4.16. Dylatogram technicznie czystego tytanu w warunkach wielokrotnego cyklu nagrzewanie \leftrightarrow chłodzenie w zakresie temperatury 700 \leftrightarrow 950 $^{\circ}\text{C}$ [8]



Rys. 4.17. Mikrostruktura technicznie czystego tytanu przed (a) i po cyklicznej obróbce cieplnej (b) oraz dodatkowym wyżarzaniu rekrystalizującym (c) [8]

W latach 2001-2004 na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej w ramach zadania badawczego: *Opracowanie podstaw technologii wytwarzania elementów konstrukcyjnych ze stopów na osnowie faz międzymetalicznych z układów Ti-Al i Fe-Al* w projekcie badawczym zamawianym KBN: *Stopy na osnowie faz międzymetalicznych – technologia, struktura, właściwości i zastosowanie* (2001-2004) oraz projekcie własnym KBN: *Kształtowanie struktury wytapianych i odlewanych próżniowo stopów na osnowie faz międzymetalicznych z układu Ti-Al* (2001-2003), opracowano podstawy procesowe nowatorskiej technologii wytapiania reaktywnych stopów na osnowie TiAl w indukcyjnych piecach próżniowych wyposażonych w tanie tygle ceramiczne pokryte nanoszonymi plazmowo powłokami ochronnymi [56, 57].

Tabela 4.13

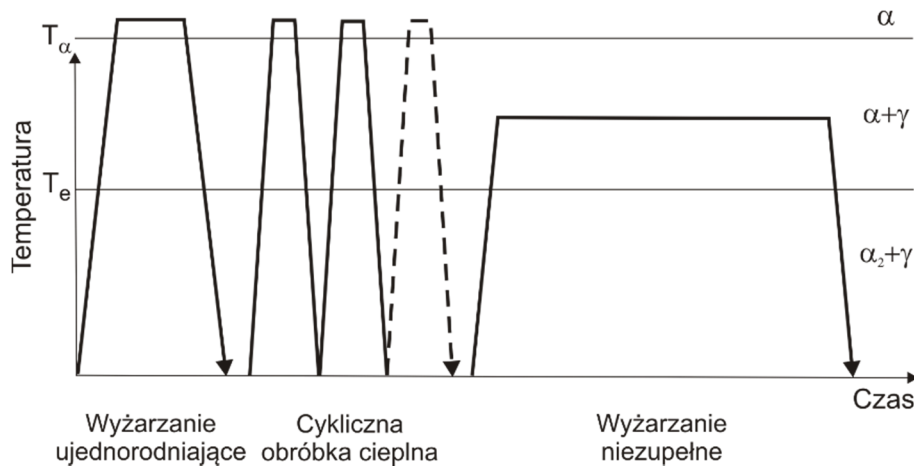
Wpływ liczby cykli na wielkość ziarna i właściwości techniczne czystego tytanu po cyklicznej obróbce cieplnej i wyżarzaniu rekrytalizującym [8]

Liczba cykli	Średnica ziarna	R _m	R _{0,2}	A	Z	KV
	μm	MPa		%		J
0	480	485	393	16,5	26,0	9
1	190	527	430	23,5	41,0	12
2	84	524	430	24,5	43,0	15
5	230	504	418	29,5	39,0	14
10	290	511	420	28,0	42,0	15

Opierając się na podobieństwach mikrostruktury, przemian fazowych oraz towarzyszących tym przemianom – zmian mikrostruktury a także ich oddziaływaniem na właściwości, wytworzone stopy na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl poddano specjalnym zabiegom cyklicznej obróbki cieplnej stosowanej do tej pory z powodzeniem w odniesieniu do klasycznych stopów tytanu. W efekcie zastosowania cyklicznej obróbki cieplnej, wytapiane w tyglach ceramicznych stopy na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl charakteryzowały się właściwościami zbliżonymi do właściwości stopów wytwarzanych w piecach z zimnym tygłem miedzianym [58, 59].

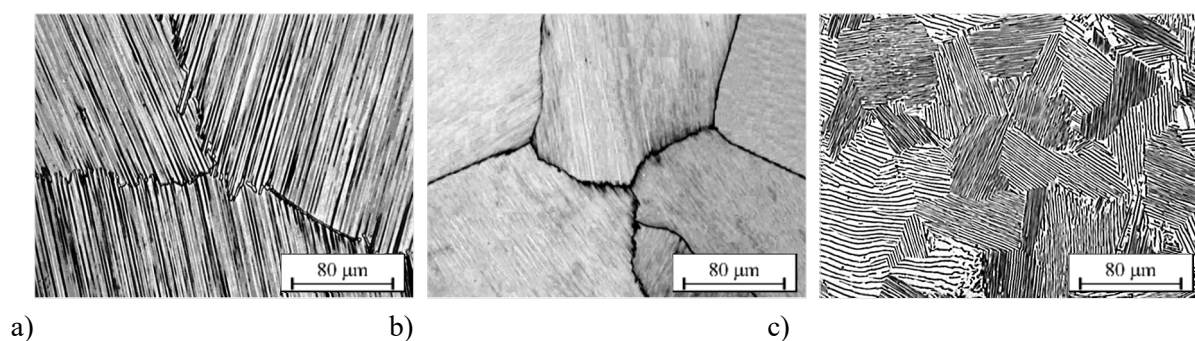
Prace nad możliwościami efektywnego wykorzystania cyklicznej obróbki cieplnej w procesach wytwarzania i przetwarzania stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl kontynuowano w latach 2004-2005 w projekcie promotorskim KBN: *Kształtowanie mikrostruktury i właściwości stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl w procesach obróbki cieplnej*. Wymiernym efektem badań przeprowadzonych w tym projekcie była obroniona w 2005 roku rozprawa doktorska A. Kościelnej pt.

Kształtowanie mikrostruktury i właściwości stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl w procesach obróbki cieplnej, w której zaprezentowano podstawy nowatorskiej technologii wieloetapowej obróbki cieplnej, składającej się z zabiegów wyżarzania ujednorodniającego, cyklicznej obróbki cieplnej i wyżarzania niezupełnego (Rys. 4.18), predestynowanych do rozdrabniania ziarna oraz kształtowania właściwości stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl.



Rys. 4.18. Schemat wieloetapowej obróbki cieplnej [60]

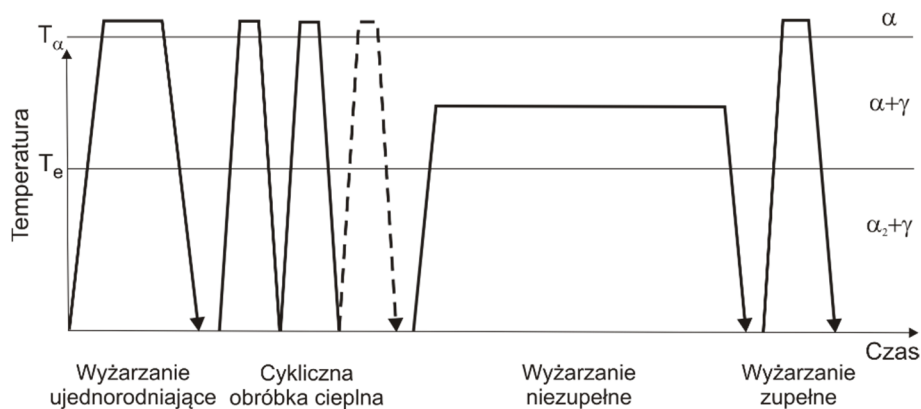
Jak pokazano na przykładzie stopu Ti-48Al-2Cr-2Nb na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl, zastosowanie cyklicznej obróbki cieplnej po uprzednim wyżarzaniu ujednorodniającym nie tylko przyczyniło się do 8-krotnego rozdrobnienia ziarna stopu, ale także spowodowało, że w trakcie późniejszego wyżarzania niezupełnego nastąpiło dalsze, prawie 3-krotne jego rozdrobnienie (Rys. 4.19).



Rys. 4.19. Mikrostruktura stopu Ti-48Al-2Cr-2Nb po wyżarzaniu ujednorodniającym (a), cyklicznej obróbce cieplnej (b) i wyżarzaniu niezupełnym (c) [60]

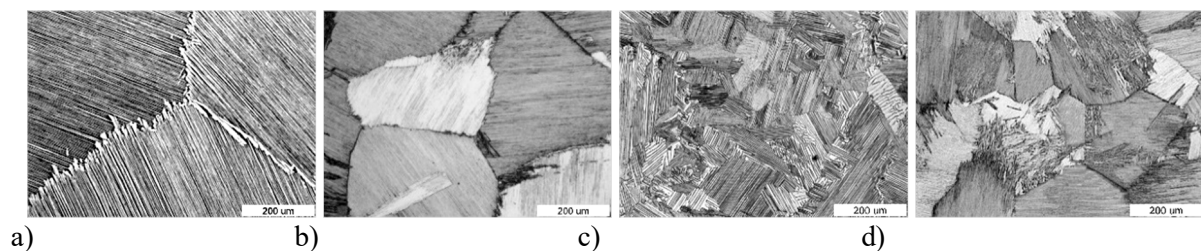
W latach 2005-2007 w projekcie własnym MNI: *Wykorzystanie wieloetapowej obróbki cieplnej do rozdrabniania ziarna stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl*, kontynuowano badania nad kształtowaniem mikrostruktury i właściwości stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl [61-70]. Najważniejszym efektem tych

badan był nowy sposób kształtowania, uważanej za optymalną dla tej grupy stopów, płytkowej mikrostruktury o umiarkowanej wielkości ziarna, bez udziału odkształcenia plastycznego, wyłącznie zabiegami wieloetapowej obróbki cieplnej składającej się z następujących po sobie zabiegów: wyżarzania ujednorodniającego, cyklicznej obróbki cieplnej, wyżarzania niezupełnego oraz krótkotrwałego wyżarzania zupełnego (Rys. 4.20). W dotychczasowej praktyce dla uzyskania takiej mikrostruktury stosowano, trudne technologicznie, połączone procesy przeróbki plastycznej na gorąco i kontrolowanego rozrostu ziarna w warunkach wyżarzania zupełnego.



Rys. 4.20. Schemat wieloetapowej obróbki cieplnej [68]

Skuteczność zaproponowanej wieloetapowej obróbki cieplnej została potwierdzona na półwyrobach i gotowych wyrobach o różnych kształtach i przekrojach, wykonanych ze stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl o różnym składzie chemicznym i zróżnicowanej mikrostrukturze wyjściowej (Rys. 4.21).

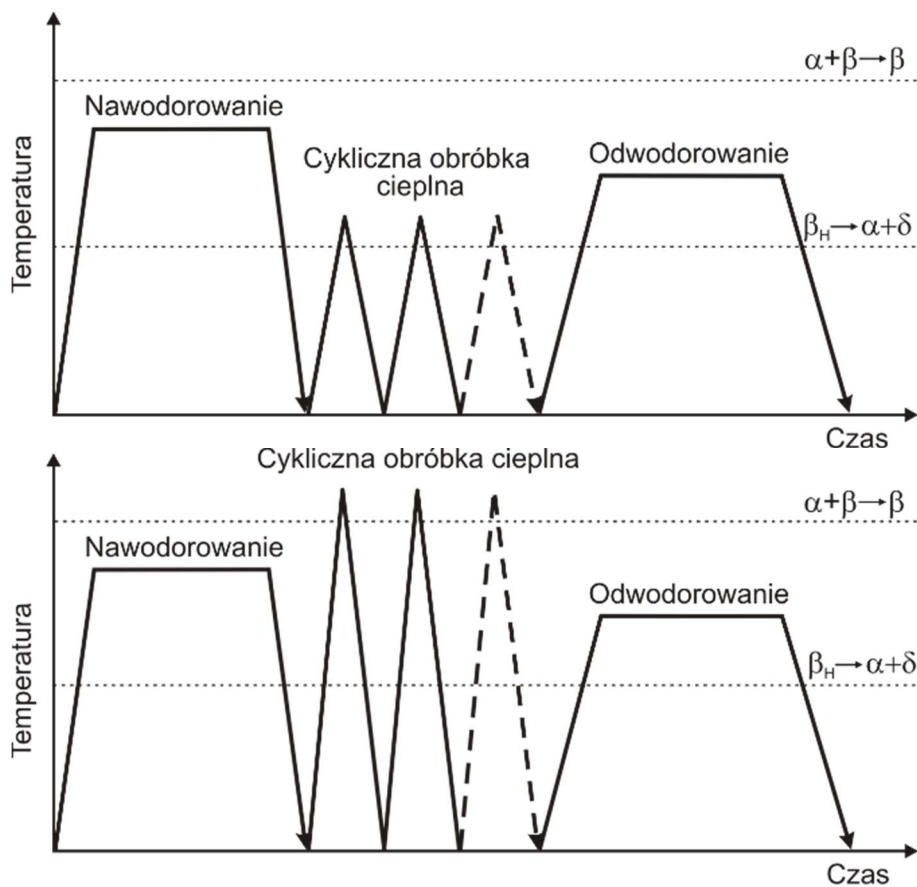


Rys. 4.21. Mikrostruktura stopu Ti-48Al-2Cr-2Nb po wyżarzaniu ujednorodniającym (a), cyklicznej obróbce cieplnej (b), wyżarzaniu niezupełnym (c) i wyżarzaniu zupełnym (d) [67-69]

Z kolei w realizowanym w latach 2006-2008 na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej projekcie badawczym MNiI: *Zastosowanie wysokotemperaturowej obróbki wodorowej do kształtowania mikrostruktury i właściwości dwufazowych stopów tytanu*, do skutecznego rozdrabniania ziarna dwufazowych, gruboziarnistych stopów tytanu zastosowano dwa warianty autorskiej

obróbki wodorowej z udziałem cyklicznej obróbki cieplnej (Rys. 4.22), składającej się z następujących kolejno etapów [71, 72]:

- nawodorowanie stopu – uzyskanie struktury składającej się z fazy α , bogatej w wodór, fazy β_H i wodoroku tytanu δ o objętości właściwej 13-17% większej niż objętość właściwa fazy α ,
- cykliczna obróbka cieplna: niskotemperaturowa z wykorzystaniem przemiany eutektoidalnej (Rys. 4.22a) lub wysokotemperaturowa z wykorzystaniem przemiany eutektoidalnej i alotropowej (Rys. 4.22b) – uzyskanie odpowiedniego poziomu zdefektowania struktury wywołanego zgniotem fazowym spowodowanym różnymi objętościami właściwymi faz (α , β , β_H i δ) biorących udział w wielokrotnie powtarzanej przemianie eutektoidalnej lub eutektoidalnej i alotropowej,
- odwodorowanie stopu – usunięcie wodoru oraz spowodowanie rekrytalizacji zdefektowanej w wyniku cyklicznej obróbki cieplnej struktury, skutkującej rozdrobnieniem ziarna.

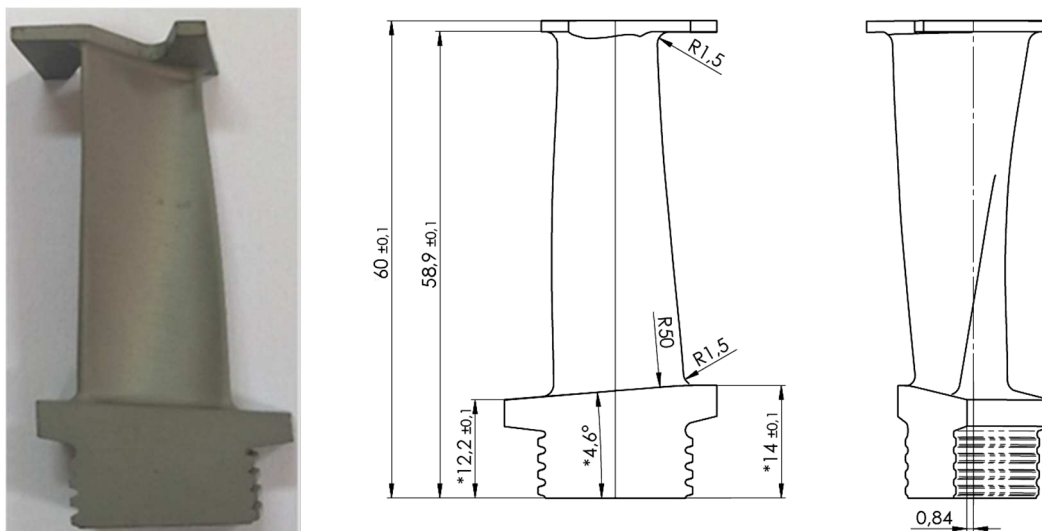


Rys. 4.22. Schematy obróbki wodorowej dwufazowych stopów tytanu z udziałem cyklicznej obróbki cieplnej z niepełnym (górny) i pełnym (dolny) przebiegiem przemiany fazowej [71]

Wobec zakończonych sukcesem badań, w realizowanym w latach 2009-2012 projekcie badawczym MNiSW: *Kształtowanie mikrostruktury i właściwości warstwy wierzchniej stopów tytanu przez obróbkę wodorową w warunkach wyładowania jarzeniowego* kontynuowano prace nad wykorzystaniem cyklicznej obróbki cieplnej prowadzonej w obecności wodoru, tym razem do kształtowania właściwości warstwy wierzchniej stopów tytanu [73].

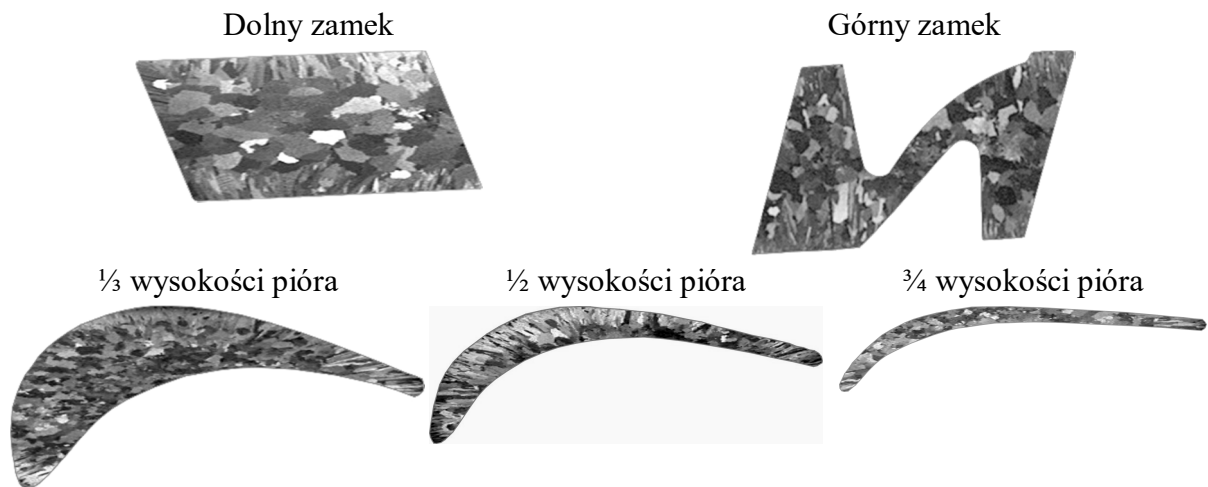
Osiągnięcie głównego celu – opracowanie podstaw technologii wytwarzania lekkich stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl o wysokiej wytrzymałości względnej oraz dobrej odporności na pełzanie i utlenianie, i wykonanie z nich dobrych jakościowo łopatek turbiny niskiego ciśnienia silnika lotniczego (Rys. 4.23) z odpowiednio ukształtowaną mikrostrukturą i osadzoną na ich powierzchni powłoką żaroodporną – w realizowanym na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej w latach 2010-2013 projekcie rozwojowym NCBiR: *Opracowanie podstaw technologii wytwarzania stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl przeznaczonych na elementy silników lotniczych* nie byłoby możliwe bez udziału cyklicznej obróbki cieplnej [74-80].

Analiza makrostruktury (Rys. 4.24) na przekrojach poprzecznych pobranych z dolnego zamka, z $\frac{1}{3}$, $\frac{1}{2}$ i $\frac{3}{4}$ wysokości pióra oraz z górnego zamka łopatki turbiny niskiego ciśnienia wykonanej drogą odlewania ze stopu Ti-47Al-2W-0,5Si i poddanej wyżarzaniu ujednorodniającemu przez 1 h w temperaturze 1400°C, wykazała, że jest ona niejednorodna pod względem wielkości ziarna. Najdrobniejszym ziarnem charakteryzuje się pióro łopatki, zaś najgrubsze ziarno występuje w dolnym i górnym zamku, tam gdzie przekrój łopatki jest największy.

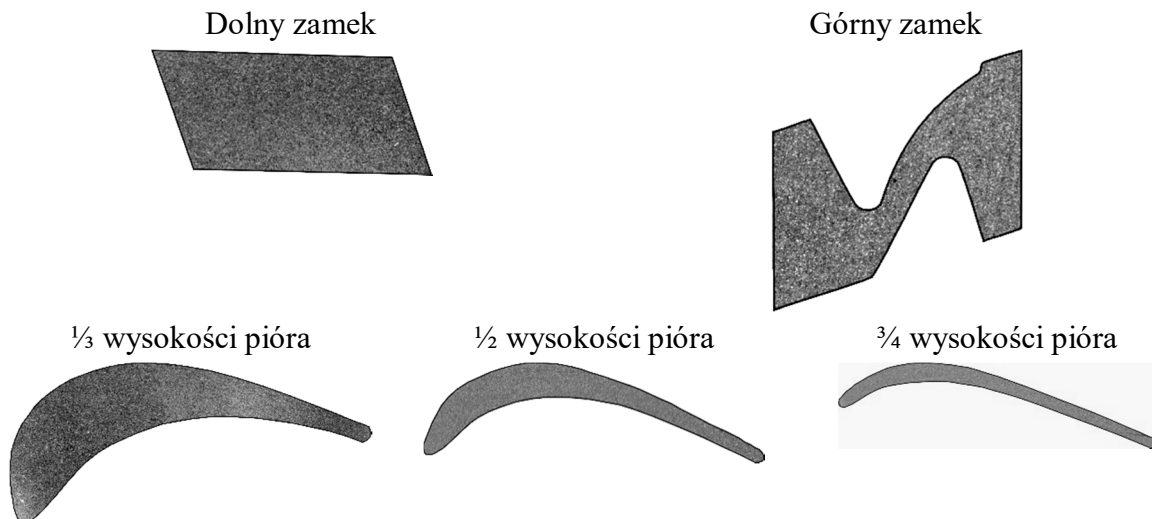


Rys. 4.23. Łopatka turbiny niskiego ciśnienia wykonana ze stopu Ti-47Al-2W-0,5Si [75]

Z porównania makrostruktury łopatki turbiny niskiego ciśnienia przed i po wieloetapowej obróbce cieplnej (Rys. 4.24 i 25) wynika, że zaproponowana obróbka cieplna składająca się z połączonych zabiegów wyżarzania ujednorodniającego, cyklicznej obróbki cieplnej, długotrwałego wyżarzania niezupełnego i krótkotrwałego wyżarzania zupełnego przedstawionych na Rys. 4.18 jest skutecznym i trudnym do zastąpienia sposobem rozdrabniania ziarna półwyrobów o cienkościennych i zróżnicowanych przekrojach wykonanych ze stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl.



Rys. 4.24. Makrostruktura przekroju poprzecznego łopatki turbiny niskiego ciśnienia wykonanej ze stopu Ti-47Al-2W-0,5Si po odlaniu i wyżarzaniu ujednorodniającym [75, 79]



Rys. 4.25. Makrostruktura na przekroju poprzecznym łopatki turbiny niskiego ciśnienia wykonanej ze stopu Ti-47Al-2W-0,5Si po odlaniu, wyżarzaniu ujednorodniającym i wieloetapowej obróbce cieplnej [75, 79]

Przedstawione liczne przykłady wykorzystania cyklicznej obróbki cieplnej, te powszechnie znane, mniej lub bardziej spektakularne i stosowane w kombinacji

z innymi obróbkami lub procesami, pokazują, że cykliczna obróbka cieplna może być narzędziem uniwersalnym, w niektórych przypadkach niezastąpionym, do kształtowania mikrostruktury i właściwości metali i stopów metali.

Bibliografia

1. Dobrzański L.A.: Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo. WNT, Gliwice-Warszawa 2002.
2. Sadovskij V.D.: Strukturnyj mekhanizm fazovoj perekristallizacii pri nagreve stali. Sbornik Instituta AN SSSR, Uralskij filial, 1958.
3. Bočvar A.A.: Osnovy termičeskoj obrabotki splavov, GNTI, 1931.
4. Sadovskij V.D., Bogačeva T.N.: Issledovanie fazovoj perekristallizacii v titane, Fizika Metallov Metallovedenie, 10 (3), 1960, p. 397-400.
5. Kidin I. N.: Fizičeskie osnovy èlektrotermičeskoj obrabotki metallov i splavov, Metallurgîa, 1969.
6. Biront V.S.: Osnovy teorii i tekhnologii termocikličeskoj obrabotki metallov i splavov. KPI, Krasnoârsk, 1984.
7. Fedûkin V.K, Smagorinskij M.E.: Termocikličeskaâ obrabotka metallov i detalej mašin, Mašinostroenie 1989.
8. Szkliniarz W.: Możliwości zastosowania obróbki cieplnej do rozdrabniania ziarn tytanu i jego stopów. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, s. Hutnictwo, z. 57, Gliwice 2000.
9. Cullen O.E.: Continuous short-cycle anneal for spheroidization of cartridge-case steel, Metals Progress, 64, 1953, p. 79-82
10. Sakbaeva N.N., Presnyakov A.A., Kuzmin V.G.: Structure and properties of brass matrices after cyclic heating and cooling. Metal Science and Heat Treatment 17 (6), 1975, p. 512-514.
11. Nakazawa K., Kawabe Y., Muneki S.: Grain refinement of high-strength maraging steels through cyclic heat treatment. Materials Science and Engineering 33 (1), 1978, p. 49-56.
12. Anashkin A., Belov A., Sokolov A., Bogatov A., Smirnov S.: Heat cycling of carbon steel wire. Metal Science and Heat Treatment, 30 (2), 1987, p. 93-97.
13. William J. et al.: Cyclic heat treatment for controlling gran size of superalloy castings, USA Patent 5,302,217, 1994.

14. Sahay S.S., Malhotra C.P., Kolkhede A.M.: Accelerated grain growth behavior during cyclic annealing. *Acta Materialia*, 51 (2), 2003, p. 339-346.
15. Smoljan B.: An analysis of combined cyclic heat treatment performance. *Journal of Materials Processing Technology*, 155-156, 2004, p. 1704-1707.
16. Hong J., Park N., Park J., Kim S.: Effects of Cyclic Solution Treatment on the Microstructures and Mechanical Properties of Alloy 718. Conference Paper: Superalloys, The Minerals, Metals & Materials Society – TMS, 2005.
17. Machado I.F.: Technological advances in steels heat treatment. *Journal of Materials Processing Technology*, 172, 2006, p. 169-173.
18. Rosso M., Actis Grande M.: Optimization of heat treatment cycles for automotive parts produced by rheocasting process. *Solid State Phenomena*, 116-117, 2006, p. 505-8.
19. Sista V., Nash P., Sahay S.S.: Accelerated bainitic transformation during cyclic austempering. *Journal of Materials Science*, 42 (21), 2007, p. 9112-9115.
20. Saha A., Mondal D.K., Maity J.: Effect of cyclic heat treatment on microstructure and mechanical properties of 0.6 wt% carbon steel. *Materials Science and Engineering, A* 527 (16-17), 2010, p. 4001-4007.
21. Saha A., Mondal D.K., Maity J.: An alternate approach to accelerated spheroidization in steel by cyclic annealing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20 (1), 2011, p. 114-119.
22. Saha A., Mondal D.K., Biswas K., Maity J.: Development of high strength ductile hypereutectoid steel by cyclic heat treatment process. *Materials Science and Engineering, A* 541, 2012, p. 204-215.
23. Saha A., Mondal D.K., Biswas K., Maity J.: Microstructural modifications and changes in mechanical properties during cyclic heat treatment of 0.16% carbon steel. *Materials Science and Engineering, A* 534, 2012, p. 465-475.
24. Lv Z.Q., Wang B., Wang Z.H., Sun S.H., Fu W.T.: Effect of cyclic heat treatments on spheroidizing behavior of cementite in high carbon steel. *Materials Science and Engineering, A* 574, 2013, p. 143-148.
25. Abdullah B. et al.: Effect of Two-Cycle Heat Treatment on Mechanical Properties of Ductile Iron. *Applied Mechanics and Materials*, 393, 2013, p. 79-82.
26. Maity J., Saha A., Mondal D.K., Biswas K.: Mechanism of accelerated spheroidization of steel during cyclic heat treatment around upper critical temperature. *Philosophical Magazine Letters*, 93 (4), 2013, p. 231-237.

27. Omar A.A., El-Shennawy M., Elhabib O.A.: Effect of cyclic heat treatment on microstructure and mechanical properties of C45 steel. *International Journal of Mechanical Engineering*, 3 (5), 2014, p. 69-76.
28. Fathy N.: Microstructural Evolution of 6061 Al Alloy during Cyclic Semi-Solid Heat Treatment. *American Journal of Materials Science*, 4 (1), 2014, p. 39-44.
29. Ramadan M.: Microstructural Evolution of Cast Hyper-Eutectic Al-18% Si Alloy during Cyclic Semi-Solid Heat Treatment. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 3 (5), 2015, p. 390-398.
30. Sarafoglou P.I., Tzini M.I.T., Haidemenopoulos G.N.: Simulation of Cyclic Transformations in the Intercritical Range of a 5Mn Steel. *International Journal of Metallurgical & Materials Engineering*, 1, 2015, p. 104-109.
31. Lva Z., Rena X., Lib Z., Lua Z., Gao M.: Effects of Two Different Cyclic Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-V Microalloyed Steel. *Materials Research*, 18 (2), 2015, p. 304-312.
32. Li H., Han M., Li D, Li J.: Effect of cyclic heat treatment on microstructure and mechanical properties of 50CrV4 steel. *Journal of Central South University*, 22 (2), 2015, p. 409-415.
33. Lü Z., Zhang H., Meng Q., Wang Z., Fu W.: Effect of Cyclic Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of Medium Carbon Steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 23 (2), 2016, p. 145-150.
34. Omori T., Iwaizako H., Kainuma R.: Abnormal grain growth induced by cyclic heat treatment in Fe-Mn-Al-Ni superelastic alloy. *Materials & Design* 101, 2016, p. 263-269.
35. Maji S., Subhani A.R., Show B.K., Maity J.: Effect of Cooling Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Eutectoid Steel Under Cyclic Heat Treatment. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26 (7), 2017, p. 3058–3070.
36. Mishra S., Mishra A., Show B.K., Maity J.: Simultaneous enhancement of ductility and strength in AISI 1080 steel through a typical cyclic heat treatment. *Materials Science and Engineering, A* 688, 2017, p. 262-271.
37. Ozcan H., Ma J., Wang S.J. , Karaman I., Chumlyakov Y., Brown J., Noebe R.D.: Effects of cyclic heat treatment and aging on superelasticity in oligocrystalline Fe-Mn-Al-Ni shape memory alloy wires. *Scripta Materialia*, 134, 2017, p. 66-70.
38. Vulpe S.C., Abrudeanu M., Ohai D., Benga D., Plaiasu G.: The influence of the thermal cycling on grains size at the nickel-based alloys. *University of Pitesti*,

Faculty of Mechanics and Technology, Scientific Bulletin – Automotive Series, 21, 2017, p. 50-55.

39. Gierek J., Zysk S., Tryba T., Szkliniarz W., Tytan i jego stopy – stan obecny i perspektywy produkcji, Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, s. Hutnictwo, z. 19, Gliwice 1979, s. 39-51.
40. Gierek A., Zysk S., Tryba T., Łukowski J., Szkliniarz W., Poloczek W.: Ocena przydatności do przeróbki plastycznej na gorąco wlewków wykonanych ze stopu Ti-6Al-2Mo-2Cr metodą przetopu plazmowego. Mechanik, 10, 1979, s. 525-528.
41. Gierek J., Szkliniarz W., Zysk S., Tryba T.: Obróbka cieplna dwufazowych stopów tytanu z gruboziarnistą, wyjściową strukturą, Konferencja Naukowa MR-I-22: Materiały na urządzenia energetyczne i technologiczne pracujące w podwyższonych temperaturach, Katowice-Kozubnik 1980, s. 275-292.
42. Szkliniarz W., Zysk S., Tryba T.: Zastosowanie cyklicznej obróbki cieplnej dla poprawy plastyczności odlewniczego stopu Ti-6Al-3Mo-2Cr. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, s. Hutnictwo, z. 20, 1980, s. 17-24.
43. Gierek J., Szkliniarz W., Zysk S., Tryba T.: Kształtowanie struktury i własności mechanicznych gruboziarnistego dwufazowego stopu tytanu za pomocą obróbki cieplnej. Inżynieria Materiałowa, 1-2, 1981, s. 17-22.
44. Szkliniarz W.: Kształtowanie struktury i własności dwufazowych gruboziarnistych stopów tytanu w procesach obróbki cieplnej. Rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Katowice 1984.
45. Gridnev V.N., Ivasishin O.M., Oshkaderov S.P.: Fizicheske osnovy skorostnovo termouprochnienia titanovych splavov. Naukova Dumka, Kiev 1986.
46. Szkliniarz W., Chrapoński J.: Zastosowanie metod numerycznych do oceny parametrów przemiany fazowej $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ w dwufazowych stopach tytanu. Inżynieria Materiałowa, 5, 1989, s. 120-125.
47. Szkliniarz W.: Ocena odkształceń sieciowych towarzyszących przemianie alotropowej tytanu. Inżynieria Materiałowa, 6, 1990, s. 152-155.
48. Szkliniarz W.: Wykorzystanie metod numerycznych do oceny zmian objętościowych towarzyszących przemianom alotropowym w stopach tytanu. Inżynieria Materiałowa, 4-5, 1992, s. 99-102.
49. Szkliniarz W., Smółka G.: Analysis of volume effects of phase transformation in titanium alloys. Journal of Materials Processing Technology, 53, 1995, p. 413-422.

50. Szkliniarz W.: Wykorzystanie przemiany alotropowej jako źródła zdefektowania stopów tytanu. Zeszyty Naukowe Politechniki Opolskiej, Mechanika, z. 250/99, 1999, s. 137-144.
51. Szkliniarz W.: Niektóre aspekty kształtowania wielkości ziarna stopów tytanu. Inżynieria Materiałowa, 3-4, 1999, s. 118-124.
52. Chrapoński J., Szkliniarz W.: Quantitative metallography of two-phase titanium alloys. Materials Characterization, 46, 2001, p. 149-154.
53. Szkliniarz W., Chrapoński J.: Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-2Mo-2Cr-Fe alloy. Inżynieria Materiałowa, 5, 2001, p. 123-126.
54. Szkliniarz W.: Efekt kumulacji zgniotu fazowego podczas cyklicznej obróbki cieplnej stopów tytanu. Inżynieria Materiałowa, 3, 2002, s. 96-102.
55. Kościelna A., Szkliniarz W., Serek B.: Zmiany mikrostruktury i właściwości dwufazowych stopów tytanu podczas cyklicznej obróbki cieplnej. Inżynieria Materiałowa, 6, 2002, s. 758-762.
56. Szkliniarz W.: Strukturalne aspekty wytwarzania stopów na osnowie faz międzymetalicznych z układu Ti-Al. Rudy i Metale Nieżelazne, 9, 2002, s. 434-438.
57. Szkliniarz W., Mikuszewski T., Chrapoński J., Juszczyk B., Kościelna A.: The Chemical Composition, Structure and Properties of Gamma-TiAl Intermetallic Phase Based Alloys Melted in Vacuum Induction Furnaces in Ceramic Crucibles. Ti-2003 Science and Technology, WILEY-VCH, Weinheim 2004, p. 2225-2232.
58. Szkliniarz W., Kościelna A.: Rola obróbki cieplnej w procesach wytwarzania i przetwarzania stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl. Inżynieria Materiałowa, 6, 2003, s. 388-391.
59. Kościelna A., Szkliniarz W.: Wykorzystanie cyklicznej obróbki cieplnej do rozdrabniania ziarna stopu na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl. Inżynieria Materiałowa, 6, 2004, s. 864-869.
60. Kościelna A.: Kształtowanie mikrostruktury i właściwości stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl w procesach obróbki cieplnej. Rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Katowice 2005.
61. Szkliniarz W.: Cykliczna obróbka cieplna jako nowy sposób rozdrabniania ziarna stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl. Inżynieria Materiałowa, 3, 2006, s. 280-283.

62. Szkliniarz W., Kościelna A., Sozańska M.: Wpływ parametrów cyklicznej obróbki cieplnej na rozdrobnienie ziarna stopu Ti-48Al-2Cr-2Nb. *Inżynieria Materiałowa*, 3, 2006, s. 284-287.
63. Szkliniarz W., Kościelna A., Sozańska M.: Wykorzystanie zjawiska pogrubiania nieciągłego do rozdrabniania ziarna stopów na podstawie fazy międzymetalicznej TiAl. *Materiały i Technologie*, 4 (4), 2006, s. 272-277.
64. Szkliniarz W.: Kształtowanie mikrostruktury i właściwości stopu Ti-48Al-2Cr-2Nb w procesie wyżarzania niezupełnego. *Rudy i Metale Nieżelazne*, 6, 2006, s. 350-355.
65. Szkliniarz W.: Doświadczenia w zakresie wytwarzania i przetwarzania stopów na podstawie fazy międzymetalicznej TiAl. *Inżynieria Materiałowa*, 2, 2007, s. 47-53.
66. Kościelna A., Szkliniarz W.: Mechanism of TiAl intermetallic alloys grain refinement in cyclic heat treatment. *Inżynieria Materiałowa*, 3-4, 2007, p. 567-570.
67. Szkliniarz W.: New way of forming the optimum microstructure of two-phase TiAl based alloys. *Inżynieria Materiałowa*, 3-4, 2007, p. 472-475.
68. Kościelna A., Szkliniarz W.: Wieloetapowa obróbka cieplna – nowy, skuteczny sposób rozdrabniania ziarna stopów na podstawie fazy międzymetalicznej TiAl. *Advances in Materials Science*, 7 (4), 2007, s. 34-43.
69. Szkliniarz W.: *Stopy na podstawie faz międzymetalicznych z układu Ti-Al*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2007.
70. Szkliniarz A., Szkliniarz W.: Effect of cyclic heat treatment parameters on the grain refinement of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy. *Materials Characterization*, 60, 2009, p. 1158-1162.
71. Sozańska M., Szkliniarz W.: High temperature hydrogen treatment – a new way for grain refinement of titanium alloys. *Advances in Materials Science*, 7 (1), 2007, p. 184-190.
72. Sozańska M., Szkliniarz W., Wierzchoń T., Michalska J.: Grain refinement in Ti-6Al-4V alloy due high-temperature hydrogen treatment. *Physicochemical Mechanics of Materials*, 7, 2008, p. 135-138.
73. Sozańska M., Szkliniarz W., Wierzchoń T.: Wpływ wodoru na mikrostrukturę warstwy wierzchniej stopu Ti6Al4V. *Ochrona przed Korozją*, 11, 2008, s. 411-414.

74. Szkliniarz W., Szkliniarz A.: Problemy towarzyszące wytapianiu stopów na osnowie TiAl w tyglach ceramicznych, *Inżynieria Materiałowa*, 3, 2012, s. 129-133.
75. Szkliniarz W., Szkliniarz A. i in.: Opracowanie podstaw technologii wytwarzania stopów na osnowie fazy międzymetalicznej TiAl przeznaczonych na elementy silników lotniczych. Sprawozdanie końcowe z realizacji projektu rozwojowego NCBiR N R15 0019 10 (niepublikowane), Politechnika Śląska, Katowice 2013.
76. Szkliniarz A., Szkliniarz W.: Multi-stage heat treatment of second generation TiAl based alloys. *Solid State Phenomena*, 211, 2014, p. 129-140.
77. Szkliniarz A., Szkliniarz W.: Microstructure and properties of Ti-47Al-2W-0.5Si cast alloy,. *Solid State Phenomena*, 226, 2015, p. 3-6.
78. Szkliniarz A., Szkliniarz W.: Microstructure and properties of a new generation of TiAl based alloys. *Solid State Phenomena*, 229, 2015, p. 125-130.
79. Szkliniarz W., Szkliniarz A.: Fundamentals of manufacturing technologies for aircraft engine parts made of TiAl based alloys. *Archives of Metallurgy and Materials*, 61, 2016, p. 1385-1390.
80. Szkliniarz W., Szkliniarz A.: The characteristics of TiAl-based alloys melted in graphite crucibles. *Materials Science and Technology*, 35 (3), 2019, p. 297-305.

List of figures

Fig. 4.1. Scheme of steel grain size changes with the initial pearlite structure during heating and cooling [1]

Fig. 4.2. Scheme of steel grain size changes with the initial martensitic (bainitic) structure during heating and cooling (based on [1, 2])

Fig. 4.3. Dilatogram of two-phase alloy with $\alpha+\gamma\leftrightarrow\alpha$ transformation [8]

Fig. 4.4. The kind of cyclic heat treatment (own study)

Fig. 4.5. Scheme of cyclic heat treatment

Fig. 4.6. The effect of the gradient temperature ΔT on the properties of the EN AC- AlSi7Mg alloy subjected to cyclic heat treatment (10 cycles) [7]

Fig. 4.7. Influence of the heating rate on the properties of EN AC- AlSi7Mg alloy subjected to cyclic heat treatment in the temperature range $250\leftrightarrow 535^\circ\text{C}$ (10 cycles) [7]

Fig. 4.8. Influence of the cooling rate on the properties of EN AC- AlSi7Mg alloy subjected to cyclic heat treatment in the temperature range $250\leftrightarrow 535^\circ\text{C}$ (10 cycles) [7]

Fig. 4.9. Influence of the number of cycles on the properties of EN AC- AlSi7Mg alloy subjected to cyclic heat treatment in the temperature range $250 \leftrightarrow 535^\circ\text{C}$ [7]

Fig. 4.10. Microstructure of 0.6% C steel before (a) and after (b) cyclic softening annealing [22]

Fig. 4.11. Effect of cyclic heat treatment on the microstructure of low carbon steel [23]

Fig. 4.12. Effect of cyclic heat treatment on the microstructure of the solution treated and aged EN AC- AlSi7Mg alloy [7]

Fig. 4.13. The effect of cyclic heat treatment on the ultimate tensile strength of drawn wire made of EN AW- AlMgSi alloy [7]

Fig. 4.14. Microstructure of Ti-6Al-2Mo-2Cr alloy before (a) and after cyclic heat treatment with incomplete (b) and complete (c) phase change [44]

Fig. 4.15. Scheme of changes in the average grain diameter of titanium alloy at continuous heating with different rate [45]

Fig. 4.16. Dilatogram of technically pure titanium under conditions of multiple cycles heating-cooling in the temperature range $700 \leftrightarrow 950^\circ\text{C}$ [8]

Fig. 4.17. Microstructure of technically pure titanium before (a) and after cyclic heat treatment (b) and additional recrystallization annealing (c) [8]

Fig. 4.18. Scheme of multi-stage heat treatment [60]

Fig. 4.19. Microstructure of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy after homogenization annealing (a), cyclic heat treatment (b) and under-annealing (c) [60]

Fig. 4.20. Scheme of multi-stage heat treatment [68]

Fig. 4.21. Microstructure of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy after homogenization annealing (a), cyclic heat treatment (b), under-annealing (c) and full annealing (d) [67-69]

Fig. 4.22. Diagrams of hydrogen treatment of two-phase titanium alloys with participation cyclic heat treatment with partial (a) and full (b) phase change course [71]

Fig. 4.23. Low-pressure turbine blade made of Ti-47Al-2W-0.5Si alloy [75]

Fig. 4.24. Macrostructure on the cross-section of low-pressure turbine blade made of Ti-47Al-2W-0.5Si alloy after casting and homogenization annealing [75, 79]

Fig. 4.25. Macrostructure on the cross-section of a low pressure turbine blade made of Ti-47Al-2W-0.5Si alloy after casting, homogenization annealing and multi-stage heat treatment [75, 79]

Dariusz KUC¹, Magdalena JABŁOŃSKA¹, Eugeniusz HADASIK

Rozdział 5

TECHNOLOGIA WYTWARZANIA, MIKROSTRUKTURA I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE STALI DLA PRZEMYSŁU MOTORYZACYJNEGO

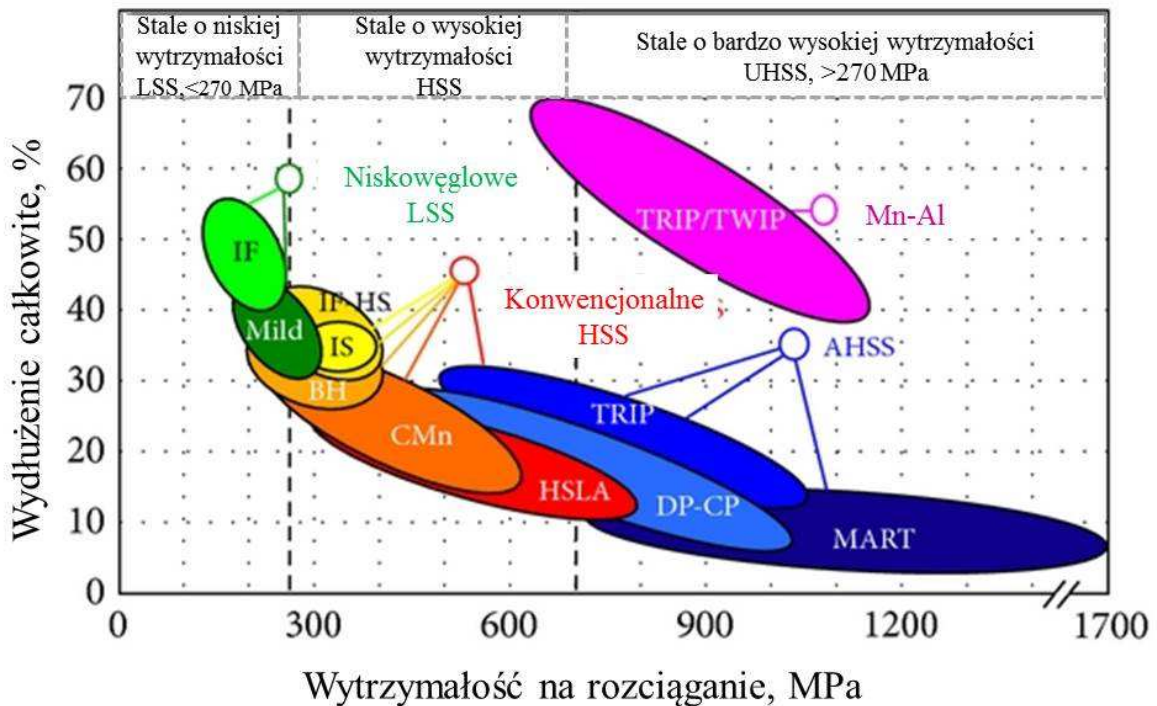
5.1. Wprowadzenie

Od wielu lat przemysł samochodowy w szczególnym stopniu wykorzystuje stal jako podstawowy materiał konstrukcyjny. Jednym z głównych powodów jest stabilność właściwości fizycznych i mechanicznych stali, którą otrzymuje się w wyniku sprawdzonych i opanowanych procesów technologicznych. Zastosowanie w latach 80. w produkcji blach na karoserie samochodów pokryć ochronnych i nowych typów stali znacząco umożliwiło zmniejszenie grubości blach, a tym samym obniżyło masę samochodu [1,2,3]. Znaczący wpływ na rozwój zastosowań nowych typów stali wniosły opublikowane w latach 1998-2001 projekty badawcze ULSAB (UltraLight Steel Auto Body) oraz ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts). Głównym celem tych projektów było promowanie wysokowytrzymałych (HSS-High Strength Steel i AHSS- Advanced High Strength Steel) zaawansowanych technologii kształtowania takich jak: hydroformowanie, tailored blanks, tailored tubes, spawania laserowego blach w celu zastosowania nowoczesnych, lekkich i bezpiecznych struktur samochodowych, przy akceptowalnym koszcie wytwarzania [4]. Na Rys. 5.1 przedstawiono relację wytrzymałości do wydłużenia możliwą do osiągnięcia dla stali oraz stopów aluminium stosowanych na elementy karoserii samochodów.

W trend zainteresowań nowymi gatunkami stali dla przemysłu samochodowego wpisują się realizowane od roku 2003 badania na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Śląskiej. Duże znaczenie w kreowaniu zakresu badań miała współpraca naszego Wydziału z Instytutem Przeróbki Plastycznej Bergakademie Freiberg, a także

¹ Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej

budowa nowoczesnej walcowni blach goręcowniczych w Hucie Sendzimira w Krakowie.



Rys. 5.1. Relacja wytrzymałości do wydłużenia dla stali stosowanych na elementy karoserii samochodów. [5]

Opanowanie i wdrożenie nowoczesnej technologii produkcji blach walcowanych na gorąco dla przemysłu samochodowego wymaga przeprowadzenia odpowiednich badań wyprzedzających, głównie dla ustalenia zależności pomiędzy strukturą, właściwościami mechanicznymi, a warunkami procesu. Badania takie mogą być realizowane na doświadczalnych liniach walcowniczych, czy symulatorach cieplno mechanicznych takich jak Gleeble. W tym celu w ramach projektu badawczego nt. „Metodyka modelowania fizycznego zjawisk strukturalnych dla nowoczesnych stali przeznaczonych na blachy karoseryjne” przeprowadzono próby walcowania na gorąco stali karoseryjnych typu IF (Interstitial Free), DP (Dual Phase) oraz TRIP (Transformation Induced Plasticity) na półprzemysłowej linii walcowniczej w Bergakademie Freiberg, co pozwoliło na wyznaczenie parametrów siłowych procesu oraz określenie struktury końcowej badanych stali. Przeprowadzona symulacja fizyczna w próbach ściskania w płaskim stanie odkształcenia, realizowana na symulatorze Gleeble, miała zweryfikować możliwość zastosowania tego sposobu symulacji do analizy procesu walcowania na gorąco blach. Wyniki realizowanych badań w tym zakresie zawarto w publikacjach [6-13].

Wysokomanganowe stale, będące aktualnie obiektem zainteresowań ośrodków badawczych, charakteryzują się szczególnie wysoką odkształcalnością i znaczną wytrzymałością. [14]. Również zdolność do pochłaniania energii jest w tym przypadku znacznie większa niż stali konwencjonalnych. Liczne walory użytkowe czynią stale z układu Fe-Mn-Al-C jednymi z bardziej perspektywicznych i atrakcyjnych materiałów XXI wieku, a z uwagi na niskie koszty materiałowe powinny znaleźć szczególnie uznanie w przemyśle motoryzacyjnym [15-19]. Stale te, należą do klasy stali wysokomanganowych opracowanych w roku 1882 przez R. Hadfielda. Ujawniono wówczas efekt umocnienia, zachodzący w stali austenitycznej o wysokiej zawartości węgla poddanej odkształceniu plastycznemu na zimno, niewykazującej przemiany fazowej [20]. Zawartość węgla w tych stalach przeważnie wynosi od 0,003 do 0,6% masowych. Optymalna zawartość manganu wynosi około 20-35% masowych. Stale te zawierają również aluminium i krzem. Na przeszkodzie szerszego wykorzystania tych stali stoją trudności związane z procesami ich wytwarzania i przetwarzania. Rozwój tej grupy stali, wdrożenie do produkcji przemysłowej i zastosowanie w charakterze materiałów konstrukcyjnych, jest uwarunkowane poprawą ich plastyczności w temperaturze pokojowej i przeróbki plastycznej na gorąco. Poprzez odpowiedni dobór składu chemicznego, modyfikację mikrostruktury wyjściowej, rozdrobnienie ziarna oraz zastosowanie odpowiedniej obróbki cieplno-plastycznej można otrzymać optymalne połączenie właściwości wytrzymałościowych i plastycznych. W Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Śląskiej prace nad stalami wysokomanganowymi rozpoczęto w latach 70 XX wieku [21].

Obserwując trendy w rozwoju prac nad stalami dla motoryzacji badania nad stalami manganowymi prowadzono w ramach projektu Narodowego Centrum Badań i Rozwoju pt. *"Wysokowytrzymałe stale Mn-Al przeznaczone na elementy konstrukcyjne pojazdów mechanicznych"* w latach 2010-2013 [22]. W toku prowadzonych prac w Instytucie opracowano :

- technologię wytapiania i odlewania stali wysokomanganowych w krystalizatorach symulujących warunki ciągłego odlewania;
- technologię obróbki cieplno – plastycznej blach i prętów, którą prowadzono w zintegrowanej linii walcowniczej w Institut für Metallformung Bergakademie Freiberg.
- charakterystyki właściwości mechanicznych w testach udarowego rozciągania blach i prętów z wysokimi prędkościami odkształcania symulującymi warunki kolizji. Wyniki realizowanych badań w tym zakresie zawarto w wielu publikacjach [12-30].

W procesie wytwarzania blach stalowych dla przemysłu motoryzacyjnego ważnym jest zarówno określenie podatności do przeróbki plastycznej jak i ich właściwości z punktu widzenia aplikacji na wysokoobciążone elementy konstrukcyjne pojazdów stosowane w tzw. strefach zgniotu czy też strefach bezpieczeństwa pasażerów ang. „safety cage” tj. w tzw. klatkach bezpieczeństwa (Rys. 2.). Pierwsze z nich w sposób pośredni przyczyniają się do wzrostu bezpieczeństwa pasażerów poprzez pochłanianie maksymalnie dużej części energii jaka generowana jest w trakcie zderzenia czołowego bądź tylnego, drugie zaś odpowiadają za bezpieczeństwo pasażera chroniąc go w tzw. klatce bezpieczeństwa. Materiały stosowane w obu tych strefach odpowiadać muszą wymaganiom, które weryfikować można jedynie w warunkach zbliżonych do testów zderzeniowych a zatem w próbach dynamicznego odkształcania.



Rys. 5.2. Podział stref bezpieczeństwa pasażerów pojazdu [1].

W konstrukcji pojazdów zatem na elementy wzmocnienia karoserii oraz kabiny pasażera wykorzystane są stale o bardzo wysokiej wytrzymałości między innymi (BH – Bake Hardening, IF, TRIP, DP), natomiast na elementy służące do pochłaniania energii podczas czołowego zderzenia pojazdu oraz w przypadku uderzeń bocznych przewiduje się wykorzystanie stali Mn-Al nowej generacji które podczas odkształcenia plastycznego umacniają na drodze mechanicznego bliźniakowania. Takie zjawisko w literaturze przedmiotu nazywamy efektem Twinning Induced Plasticity – TWIP [17, 18, 27 - 43].

5.2. Modelowanie fizyczne procesu walcowania blach karoseryjnych

Materiał wsadowy do prób walcowania na doświadczalnej linii walcowniczej Bergakademie Freiberg stanowiły kęsy ze stali IF, DP oraz TRIP o wymiarach

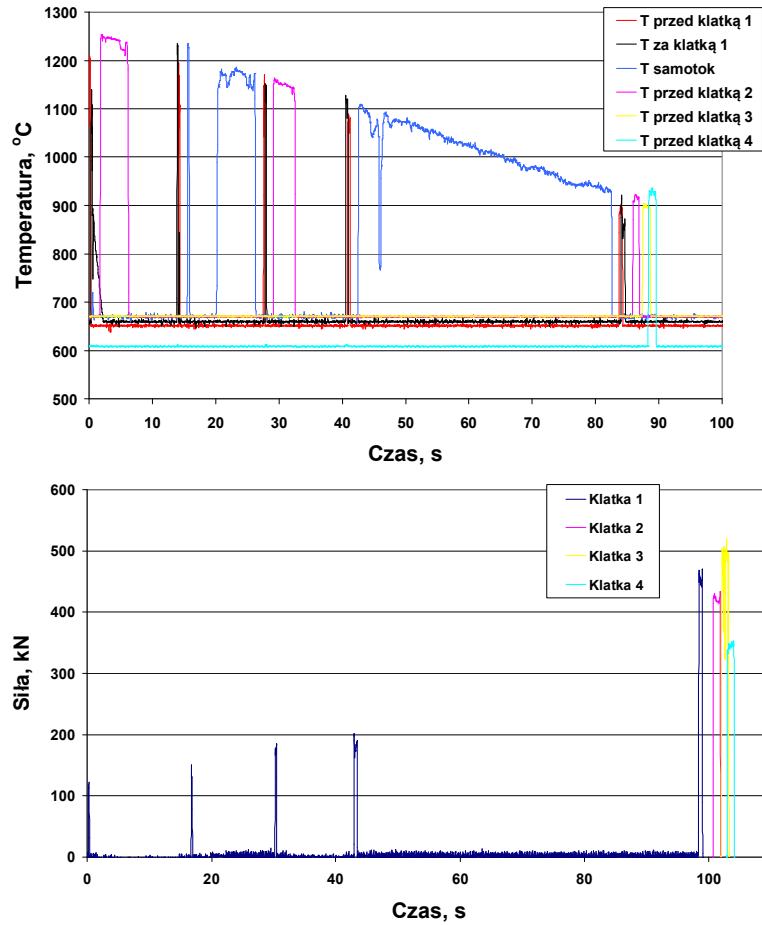
przekroju poprzecznego 40×60 mm i długości 850 mm. Skład chemiczny poszczególnych gatunków stali podano w Tabeli 5.1.

Tabela 5.1.

Skład chemiczny stali zastosowanych w próbach walcowania (% mas.) [5]

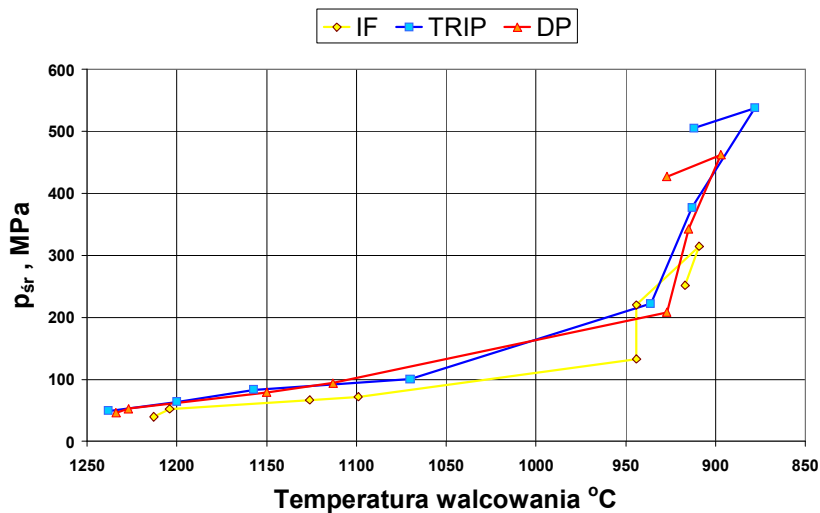
Stal typu	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Ti	N	Mo
IF	0,003	0,15	0,025	0,017	0,012	-	-	>0,028	0,003	-
DP	0,06	0,84	1,04	0,009	0,006	0,035	0,42	-	-	0,32
TRIP	0,20	1,52	0,23	0,0014	0,0010	1,5	-	-	-	-

Pierwszym etapem procesu było nagrzewanie wsadu w piecu indukcyjnym do temperatury 1250 °C. Dodatkowo w celu wyrównania temperatury na przekroju materiału zastosowano wygrzewanie w oporowym piecu komorowym. Po umieszczeniu płaskownika na samotoku doprowadzającym przeprowadzono walcowanie wstępnie w klatce pierwszej na walcarce duo nawrotnej o średnicy walców $D_1 = 340$ mm, czterema gniotami $\varepsilon_1 = 0,3$; $\varepsilon_2 = 0,25$; $\varepsilon_3 = 0,3$; $\varepsilon_4 = 0,27$. Walcowanie wykańczające taśm na grubość 3 mm odbyło się w kolejnych czterech przepustach w walcarkach wykańczających z prędkościami $v_5 = 2,5$ m/s; $v_6 = 1,65$ m/s; $v_7 = 2,33$ m/s ; $v_8 = 3,5$ m/s z zadanymi gniotami $\varepsilon_5 = 0,42$; $\varepsilon_6 = 0,35$; $\varepsilon_7 = 0,4$; $\varepsilon_8 = 0,29$. Odległości pomiędzy poszczególnymi klatkami wynosiły odpowiednio: 5000; 2500; 2500; 2500 mm, natomiast średnice walców w grupie klatek wykańczających D_{2-5} wynosiły 200 mm. W trakcie walcowania w sposób ciągły mierzono zmiany temperatury, nacisku na walce i momentu walcowania. Przykładowy rozkład temperatury i nacisku na walce w kolejnych przepustach podczas walcowania stali DP pokazano na Rys.3.



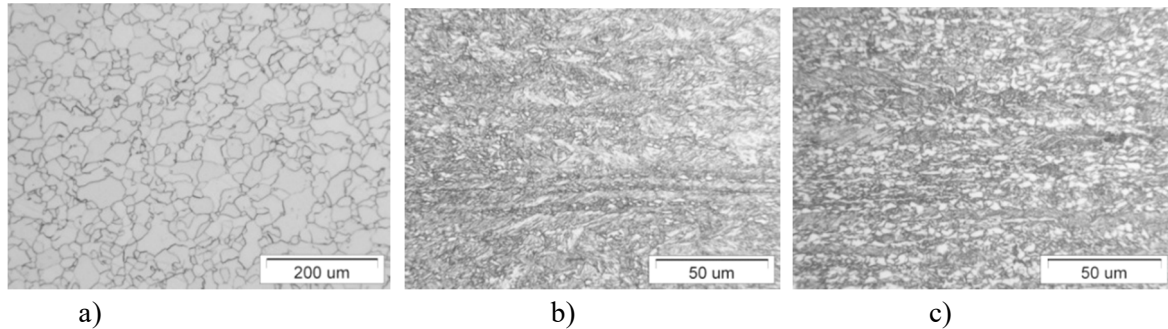
Rys. 5.3. Przebieg zmian temperatury i nacisku na walce podczas walcowania stali typu DP [8].

Zarejestrowane wartości sił oraz zmiany geometryczne pasm posłużyły do wyznaczenia średniego nacisku jednostkowego p_{sr} w każdym przepuszczeniu walcowanych taśm, co przedstawiono na Rys. 5.4.



Rys. 5.4. Zmiany średnich nacisków jednostkowych p_{sr} dla stali typu IF, TRIP i DP w zależności od temperatury walcowania w kolejnych przepustach [9]

W celu osiągnięcia pożądanej struktury oraz właściwości taśm ze stali dwufazowej (DP) zastosowano bardzo szybkie chłodzenie natychmiast po zakończeniu ostatniego przepustu. Linia wodnego chłodzenia natryskowego składała się z czterech sekcji o regulowanej intensywności chłodzenia. Warunkiem uzyskania właściwej struktury stali IF oraz TRIP było dodatkowe kontrolowane chłodzenie taśm z piecem, symulujące jednocześnie ich zwijanie w kręgi. Struktury stali po przeprowadzonym procesie obróbki cieplno - mechanicznej przedstawiono na Rys. 5.5.



Rys. 5.5. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym po procesie walcowania na gorąco z następnym kontrolowanym chłodzeniem stali a) IF: woda, piec 550 °C, b) TRIP: woda, piec 400 °C, c) DP: woda [10]

Stal typu IF po przeprowadzonym procesie obróbki cieplno - mechanicznej charakteryzuje się jednofazową strukturą ferrytu (Rys. 5.5a). Kontrolowane chłodzenie stali typu TRIP (woda, piec 400 °C) pozwoliło na uzyskanie struktury złożonej z ferrytu i bainitu oraz austenitu szczątkowego (Rys. 5.5b). W mikrostrukturze stali DP obserwuje się pasmową strukturę ferrytyczno -martenzytyczną o znacznym udziale drobnych ziarn ferrytu (Rys. 5.5c). Właściwości mechaniczne taśm po walcowaniu na gorąco oceniono na podstawie statycznej próby rozciągania próbek płaskich wyciętych w kierunku wzdłużnym do kierunku walcowania. Otrzymane wyniki z kilku pomiarów dla każdego wariantu procesu walcowania uśredniono i przedstawiono w Tabeli 5.2. Analizowano wytrzymałość na rozciąganie R_m , granicę plastyczności $R_{0,2}$ oraz wydłużenie względne A_{50} i A_{80} . Zgodnie z oczekiwaniami największą plastyczność posiadają blachy ze stali o strukturze ferrytycznej typu IF, których wydłużenie względne A_{50} dochodzi do ok. 45 %. Dla poszczególnych wariantów obróbki cieplno - mechanicznej blachy te wykazują zbliżoną wartość granicy plastyczności wynoszącą ok. 210 MPa oraz wytrzymałości na rozciąganie ok. 280 MPa, natomiast stosunek $R_{0,2}/R_m$ wynosi średnio 0,75. Dla stali wielofazowych, dla których zróżnicowano temperaturę ostatnich przepustów oraz prędkości chłodzenia taśm po walcowaniu obserwuje się większy rozrzut właściwości mechanicznych.

Właściwości mechaniczne taśm ze stali typu IF, DP i TRIP dla różnych wariantów procesu walcowania [5]

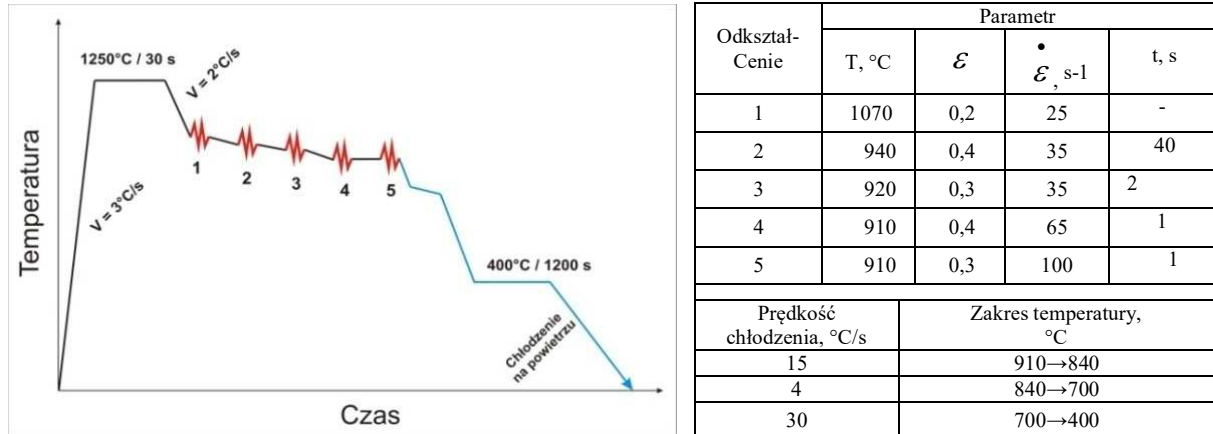
Typ stali	Nr próby	$R_{p0,2}$, MPa	R_m , MPa	A_{50} , %	A_{80} , %	$R_{p0,2}/R_m$
IF	1	210	285	44,6	38,7	0,75
	2	210	285	42,8	37,5	0,73
DP	1	765	1035	15,0	11,0	0,74
	2	630	905	8,0	8,1	0,70
TRIP	1	520	650	24,0	17,7	0,80
	2	620	695	20,5	13,6	0,89

Blachy typu TRIP wykazują stosunek $R_{0,2}/R_m$ równy 0,8 i 0,89, a więc największy ze wszystkich badanych gatunków stali. Najmniejszą odkształcalność uzyskano w przypadku próbek ze stali typu DP, dla których maksymalne wydłużenie względne A_{50} wynosi 15%, przy jednoczesnym zachowaniu wysokich właściwości wytrzymałościowych.

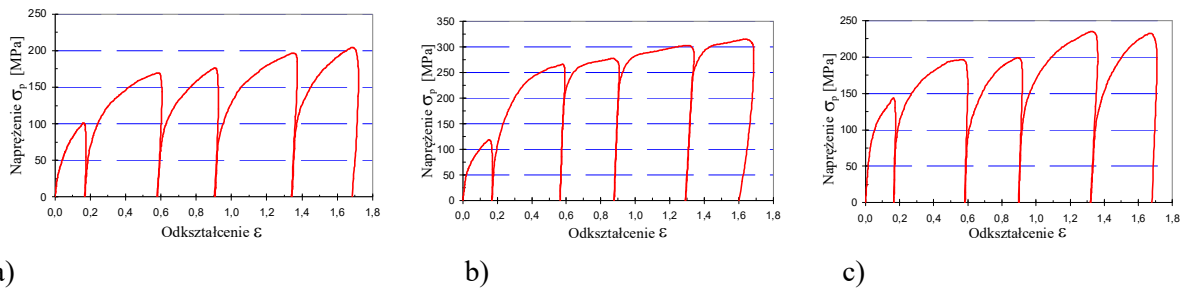
Weryfikację procesu walcowania realizowano poprzez ściskanie na gorąco w płaskim stanie odkształcenia na próbkach o wymiarach $15 \times 20 \times 35$ mm. Symulacja obejmowała wygrzewanie próbek w temperaturze 1250 °C, schłodzenie do temperatury odkształcenia, odpowiadającego przepustowi w klatce wstępnej, a następnie zadaniu kolejnych czterech odkształceń wykańczających. Stosowane czasy wytrzymania pomiędzy kolejnymi odkształceniami odpowiadały czasowi przejścia pomiędzy kolejnymi klatkami walcowniczymi. Po zrealizowaniu odkształceń próbki chłodzono w sposób zapewniający otrzymanie właściwej dla dalszego kształtowania struktury. Dla stali typu DP zastosowano szybkie chłodzenie do temperatury otoczenia umożliwiające zajście przemiany martenzytycznej. Przykładowy wariant symulacji dla stali TRIP pokazany na Rys. 5.6 obejmuje kontrolowane chłodzenie z wytrzymywaniem izotermicznym, co symuluje proces chłodzenia blach w kręgach. Wygrzewanie stali TRIP w temperaturze 400 °C przeprowadzono w celu realizacji przemiany bainitycznej.

Zależności naprężenie - odkształcenie uzyskane podczas symulacji przedstawiono na Rys. 5.7. Dla stali IF oraz DP obserwuje się ciągłe umacnianie materiału w kolejnych etapach odkształcenia. Efekt ten związany jest przede wszystkim ze spadkiem temperatury i narastaniem prędkości odkształcania, jak również

z zachodzącymi tylko w ograniczonym stopniu procesami odbudowy struktury w przerwach pomiędzy odkształceniami. Widoczne jest to na przykładzie drugiego i trzeciego odkształcenia, prowadzonego z jednakowymi parametrami (Rys. 5.7a i 7b). W przypadku stali TRIP początkowo obserwuje się wzrost maksymalnego naprężenia uplastyczniającego, a po zadaniu czwartego odkształcenia jego nieznaczny spadek (Rys. 5.5c). Związane jest to z postępem przemiany ferrytycznej zachodzącej w próbkach w trakcie trzech ostatnich odkształceń.



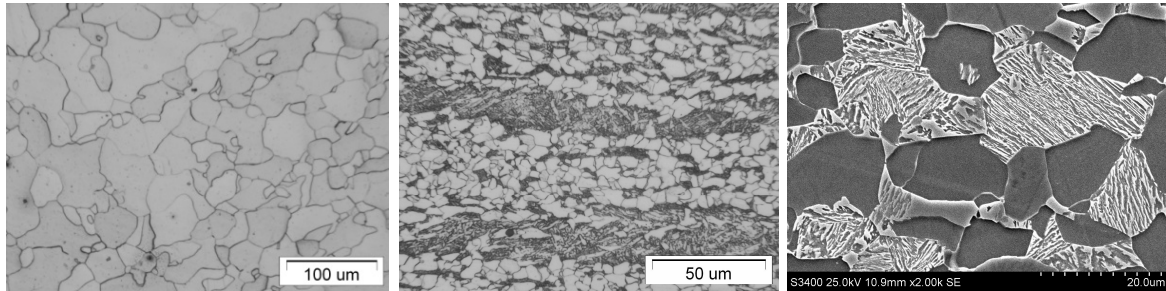
Rys. 5.6. Schemat symulacji procesu odkształcania i chłodzenia stali TRIP w próbie ściskania w płaskim stanie odkształcenia [12]



Rys. 5.7. Przebieg zależności naprężenie - odkształcenie dla stali typu a) IF, b) DP, c) TRIP [11]

Struktury próbek na przekroju wzdłużnym po przeprowadzonej symulacji fizycznej walcowania na gorąco pokazano na Rys. 5.8. Stal typu IF charakteryzuje się równoosiową strukturą ferrytyczną (Rys. 5.6a) o średniej wielkości ziarna $d\alpha = 26 \mu\text{m}$ oraz wartości wskaźnika kształtu $\delta = 1,08$. Średnia twardość próbek po symulacji wynosi 110 HV. Próbki dwufazowej stali DP charakteryzują się drobnoziarnistą pasmową strukturą ferrytyczno - martenzytyczną (Rys. 6b) o średniej wielkości ziarna ferrytu $d\alpha = 3,5 \mu\text{m}$, przy udziale powierzchniowym tej fazy AA = ok. 45%. Obserwuje się nieznaczne wydłużenie ziarn ferrytu w kierunku wzdłużnym do

kierunku walcowania – na co wskazuje wartość średnia współczynnika kształtu wynosząca $\delta = 1,357$.



Rys. 5.8. Mikrostruktura stali typu: a) IF, b) DP, c) TRIP po symulacji prowadzonej w próbie ściskania na gorąco w płaskim stanie odkształcenia [11]

Badania na mikroskopie elektronowym ujawniają silne zdefektowanie ferrytu w obszarach granicznych z martenzytem, występującym w postaci listew o dużej gęstości dyslokacji. Stal typu TRIP charakteryzuje się wielofazową strukturą, złożoną z ferrytu, bainitu oraz austenitu szczątkowego (Rys. 5.6c). Zastosowana w zakresie przemiany alotropowej prędkość chłodzenia $4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ prowadzi do uzyskania w strukturze 52% udziału ferrytu o średniej wielkości równej $d_{\alpha} = 8,2\text{ }\mu\text{m}$.

Wykonane badania wykazały dużą przydatność próby ściskania na gorąco w płaskim stanie odkształcenia do symulacji fizycznej procesu walcowania blach na gorąco ze stali przeznaczonych do przemysłu samochodowego. Zaletą tej metody jest możliwość uzyskania informacji dotyczących przebiegu naprężenia uplastyczniającego co pozwala na określenie sił i momentów walcowania, a także umożliwia określenie wpływu odkształcenia i chłodzenia na końcową mikrostrukturę.

5.3. Technologia wytwarzania półwyrobów ze stali wysokomanganowych

Technologia wytapiania i rafinacji w próżniowym piecu indukcyjnym

Technologię wytworzenia stopów o zróżnicowanym składzie chemicznym, wynikającej z założonej relacji $(\text{Mn}+\text{C})/\text{Al}$, oparto o proces wytapiania w próżniowym piecu indukcyjnym, który stwarza korzystne warunki dla uzyskania wymaganego składu, wąskich przedziałów w zawartościach poszczególnych pierwiastków, jak również wymaganej dużej czystości stali. Opracowana technologia obejmowała wykonanie wytopów stali Mn w gatunkach o składzie chemicznym przedstawionym w Tabeli 5.3. Podczas odkształcania stali o bardzo niskiej EBU (stal X20Mn20-3

$\sim 20 \text{mJ/m}^2$) umocnienie kontrolowane jest przez przemianę martenzytyczną. Wyższa wartość EBU, aż do wartości około 60mJ/m^2 , hamuje przemianę martenzytyczną i sprzyja bliźniakowaniu mechanicznemu (stal X55Mn25-5 $\sim 50 \text{mJ/m}^2$) [22, 24, 27]. Podczas gdy wartość EBU jest wysoka (stal X60Mn30-9 $\sim 96 \text{mJ/m}^2$) odkształcenie odbywa się poprzez mechanizm poślizgu [23 - 27].

Wytop o masie 25 kg wykonano w laboratoryjnym próżniowym piecu indukcyjnym typu VSG-50 firmy Balzers. Masa wsadu do pieca wynosiła – 25,0 kg. Wsad zestawiano z materiałów o znanym składzie chemicznym, jak również o odpowiedniej postaci fizycznej, podstawowy wsad stanowiło żelazo Armco w gat. 04JA o wysokiej czystości oraz grafit, krzem, mangan elektrolityczny, aluminium i żelazobor. Po całkowitym roztopieniu wsadu i osiągnięciu odpowiedniej temperatury przystępowano do odgazowania kąpielii metalowej. Po zakończeniu odgazowania i wyłączeniu pomp próżniowych, wprowadzano do komory pieca argon do ciśnienia ~ 300 mbar i przeprowadzano końcowe odtlenienie kąpielii przy użyciu aluminium, które jednocześnie stanowiło dodatek stopowy do stali. Modyfikację wtrąceń niemetalicznych prowadzono miszmetalem, w ilościach 1,0 g na 1 kg stali (0,1%), wprowadzając go jako ostatni dodatek do kąpielii metalowej. Po wprowadzeniu wszystkich dodatków regulowano temperaturę kąpielii do wymaganej do odlewania, wynoszącej około 1430°C , pobierano próbkę stali do analizy składu chemicznego i przystępowano do odlewania metalu. Odlewanie stali prowadzono w atmosferze argonu do wlewnicy żeliwnej z formą piaskową, okrągłą z nadstawką, zbieżną ku dołowi o wymiarach wewnętrznych: dół - $\varnothing 122$ mm, góra $\varnothing 145$ mm, $h = 200$ mm - bez nadstawki (z nadstawką - 300 mm). Wlewki wyciągano po upływie około 20 godzin od odlewania.

Otrzymany skład chemiczny wytopu podano w Tabeli 5.3. Próbki do badań składu pobierano z ciekłej stali z pieca przed odlewaniem (tzw. próbki wytopowe). Analizując skład chemiczny wytopu, stwierdzić można dobrą „trafialność” składu stali zarówno w zakresie pierwiastków podstawowych, jak i domieszkowych. Zawartości poszczególnych pierwiastków w wytopie badawczym, mieściły się w wymaganym zakresie składu chemicznego dla badanych gatunków stali. Wykonane wytopy charakteryzował się wysoką czystością metalurgiczną, wyrażoną bardzo małą zawartością siarki, wynoszącą $< 0,006\%$ oraz małą zawartością fosforu - na poziomie $0,005\%$. Zawartości pierwiastków ziem rzadkich, wprowadzonych do stali z miszmetalem, kształtowały się na poziomie: Ce - $0,030\%$, La – $0,016\%$, Nd – $0,014\%$ (suma Ce, La i Nd wyniosła $0,060\%$). Na Rys. 5.9 przedstawiono

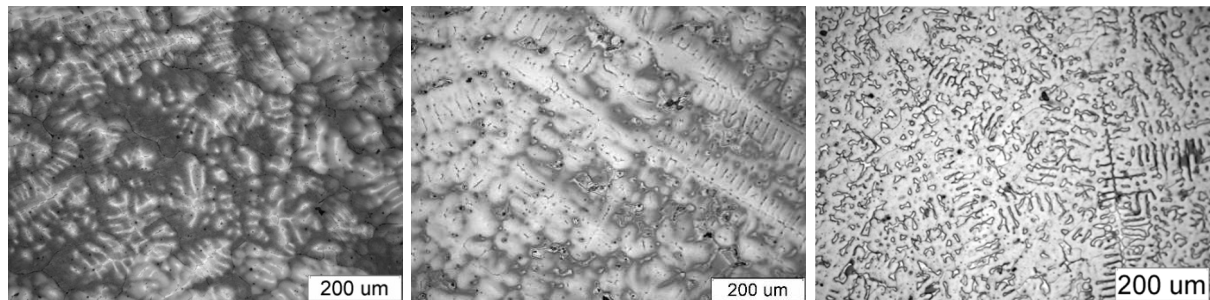
mikrostrukturę pierwotną stali po odlaniu, zaobserwowano strukturę o niejednorodnym rozmieszczeniu dendrytów w objętości wlewka .

Tabela 5.3.

Założony i otrzymany skład chemiczny badanych stali (% mas.) [22]

Gatunek stali	C	Mn	Si	Al	P	S	Mo	B	Ce, La, Nd	N [ppm]
X20MnAl18-3 (wymagany)	0,15 ÷ 0,25	19,0 ÷ 21,0	0,8 ÷ 1,2	2,5 ÷ 3,5	max. 0,025	max. 0,01	0,10 ÷ 0,20	0,001 ÷ 0,003	*	max. 100
X20MnAl18-3 (analiza wytopowa)	0,24	17,3	0,38	3,1	0,002	0,013	0,19	<0,01	0,035	30
X55MnAl25-5 (wymagany)	0,5 ÷ 0,6	24,0 ÷ 26,0	0,3 ÷ 0,4	4,5 ÷ 5,5	max. 0,025	max. 0,010	0,10 ÷ 0,20	0,001 ÷ 0,003	*	max. 100
X55MnAl25-5 (analiza wytopowa)	0,57	26,64	0,39	5,17	0,002	0,003	0,16	0,016	0,081	20
X60MnAl30-9 (wymagany)	0,55 ÷ 0,65	29,0 ÷ 31,0	0,30 ÷ 0,40	8,50 ÷ 9,50	max. 0,025	max. 0,010	0,10 ÷ 0,20	0,001 ÷ 0,003	*	max. 100
X60MnAl30-9 (analiza wytopowa)	0,62	29,62	0,35	9,10	0,002	0,013	0,16	0,015	0,080	45

* wymagany dodatek miszmetalów 1,0 g/kg stali (0,1%)



a)

b)

c)

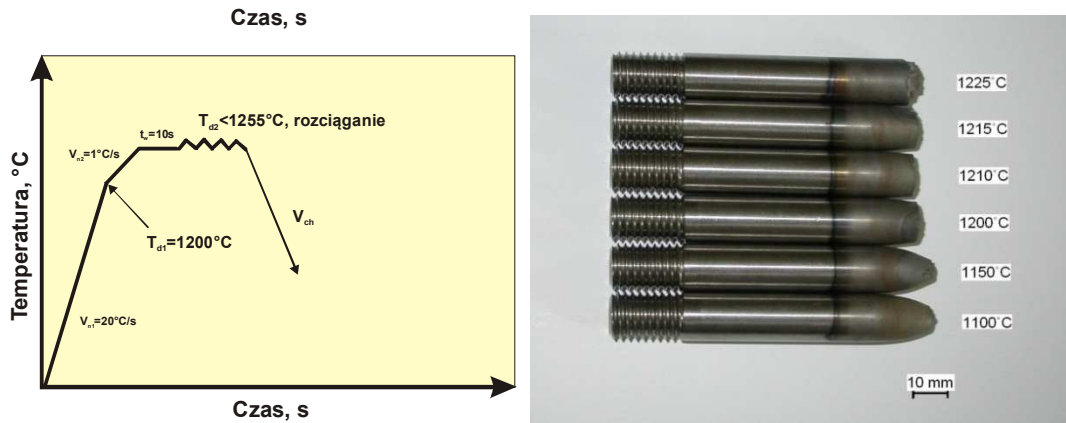
Rys. 5.9. Mikrostruktura stali w stanie po odlewaniu X20MnAl18-3 (a), X55MnAl25-5 (b) i X60MnAl30-9 (c) [22]

Technologia przeróbki plastycznej na gorąco

Zasadniczym celem była ocena jakości badanych stali oraz określenie najkorzystniejszych parametrów obróbki cieplnej, temperatury końca walcowania i szybkości chłodzenia w celu uzyskania najkorzystniejszej relacji wytrzymałość – ciągliwość dla badanych stali. Elementy konstrukcyjne wykonane ze stali Mn-Al mogą uzyskać wyższą jakość od elementów wykonanych ze stali konwencjonalnych typu DP, TRIP, IF dzięki zwiększonemu efektowi umocnienia podczas obróbki cieplno – plastycznej. Do osiągnięcia tego celu wykonano zabiegi obróbki cieplno – plastycznej ze zróżnicowanymi warunkami chłodzenia. Na wstępie, opracowano założenia do technologii przeróbki plastycznej na podstawie badań z zastosowaniem symulatora „Gleeble”. Określono podatność stali do pęknięcia w wysokich temperaturach, w tym celu wyznaczono temperaturę zerowej plastyczności (TZP), oraz nawrotu plastyczności (TNP). Podatność stali do przeróbki plastycznej na gorąco analizowano w testach SICO. Przeprowadzono próby ściskania w szerokim zakresie zmienności parametrów odkształcania. Do przeróbki plastycznej wlewków z ze stali Mn-Al zastosowano następujące metody :

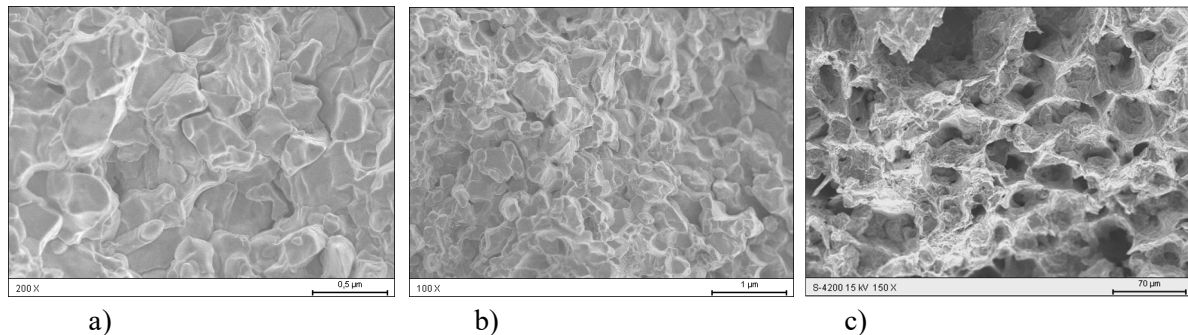
- kucie wlewków na prasie kuźniczej;
- walcowanie blach na gorąco oraz na zimno.

Przeprowadzone badania według schematu pokazanego na Rys. 5.10a. wskazują, że badane stale odznacza się relatywnie niską temperaturą przejścia w stan kruchy ($1225\text{ °C} \div 1255\text{ °C}$) w porównaniu do stali niskostopowych, zaś temperatura ta maleje ze wzrostem zawartości węgla i aluminium. W tym zakresie temperatur próbkę badanych stali osiągają najmniejszą wartość przewężenia $Z = 0,3\%$ tj. mniejszą niż 5%, co wskazuje na brak zdolności do odkształcenia plastycznego. Najwyższą wartość przewężenia stale uzyskują przy odkształcaniu w temperaturze 1150 °C , w której $Z=54,8\%$ (Rys. 5.10b). Analiza przełomów po rozciąganiu w temperaturze odpowiadającej zerowej plastyczności i wyższej pokazuje przewagę pęknięcia łupliwego obszarze dendrytów. W niektórych obszarach mogły wystąpić nadtopienia granic ziarn. Małe wartości przewężenia w temperaturze powyżej 1200 °C otrzymane w wyniku prób rozciągania pokazują, że przeróbka plastyczna wlewków powinna rozpoczynać się poniżej tej temperatury (ok. 30 °C), ponieważ w takich warunkach materiał ma korzystną plastyczność.



Rys. 5.10. Schemat przeprowadzonego eksperymentu dla określenia temperatury zerowej plastyczności (TZP) (a), wygląd próbek po teście rozciągania (b) [26]

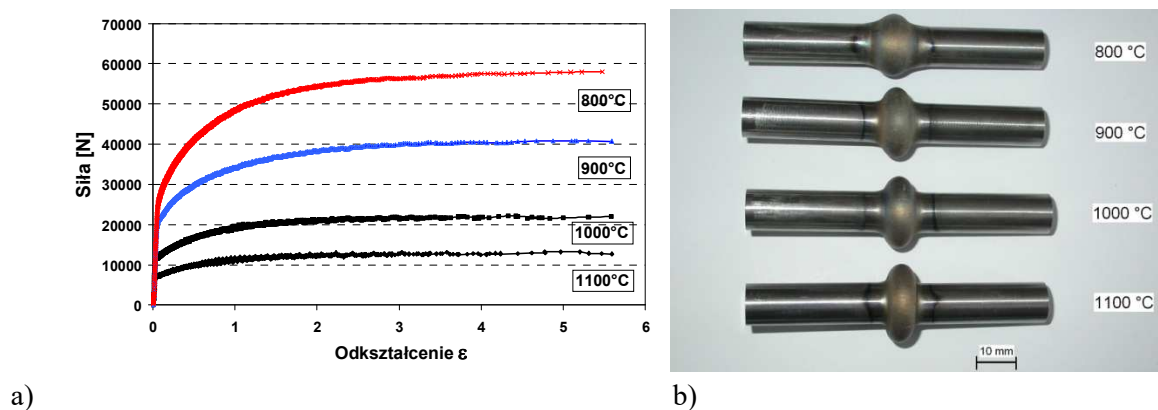
Wyniki badań fraktograficznych próbek rozciąganych w temperaturze odpowiadającej zerowej plastyczności wskazują na powstawanie pęknięć o charakterze kruchym transkrystalicznym i międzykrystalicznym (Rys. 5.11a, b). Wraz z dalszym obniżeniem temperatury do 1150 °C obserwuje się wzrost plastyczności, zaś przełom odznacza się charakterem międzykrystalicznym (Rys. 5.11c).



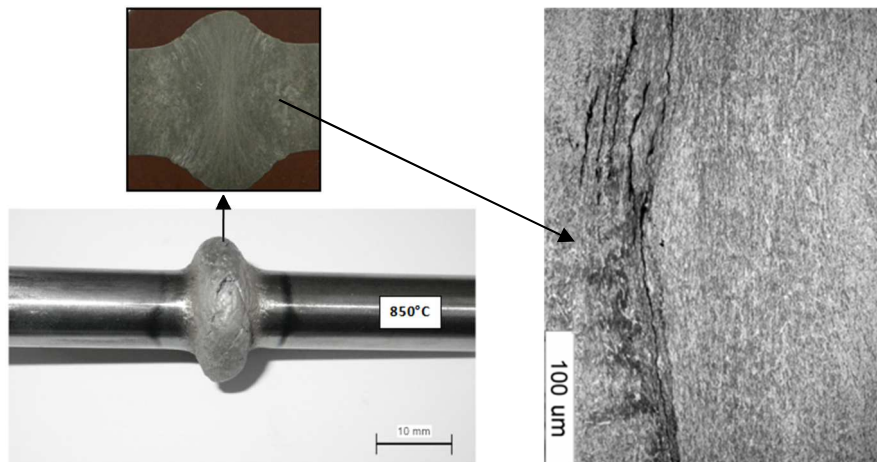
Rys. 5.11. Struktura przełomów stali X60MnAl30-9 po rozciąganiu dla określenia temperatury zerowej plastyczności a – 1225°C, b – 1215°C, c – 1150°C

W celu oceny podatności stali do przeróbki plastycznej wykonano test SICO (Strain Induced Crack Opening). Test SICO polega na nagraniu środkowego obszaru próbki o przekroju kołowym i wymiarach $\varnothing 10 \times 86.4$ mm do założonej temperatury, a następnie odkształceniu poprzez ściskanie. Podczas ściskania obszar środkowy podlega bardzo intensywnemu płynięciu plastycznemu. Po osiągnięciu pewnego granicznego odkształcenia może rozpocząć się inicjowanie pęknięć. Test wykonano w temperaturze od 800 do 1100 °C, stosując maksymalne przemieszczenie narzędzia 15mm z szybkością 50mm/s. Próbkę stali w stanie po odlewaniu poddano testowi SICO według opisanej metodyki. Stwierdzono intensywne zmniejszenie działającej siły wraz z podwyższeniem temperatury próby (Rys. 5.12a). Dla zadanych temperatur

siła początkowo rośnie, dla odkształcenia około 2 stabilizuje się na stałym poziomie co świadczy o stabilnym płynięciu metalu. Oględziny zewnętrzne próbek po teście wskazują na dobrą odkształcalność stali, w temperaturze od 800 do 1100 °C (Rys. 5.12b) dla stali X20MnAl18-3 oraz X55MnAl25-5. Nie stwierdzono pęknięć na powierzchni bocznej wyplwki. Nie obserwuje się również pęknięć na przekroju próbki. Podobne zachowanie stwierdzono dla odkształcanych próbek ze stali X60MnAl30-9 w temperaturze 900°C i wyższej. Pękanie obserwowano na powierzchni bocznej oraz w mikrostrukturze po odkształcaniu w temperaturze 850 °C (Rys. 5.13).



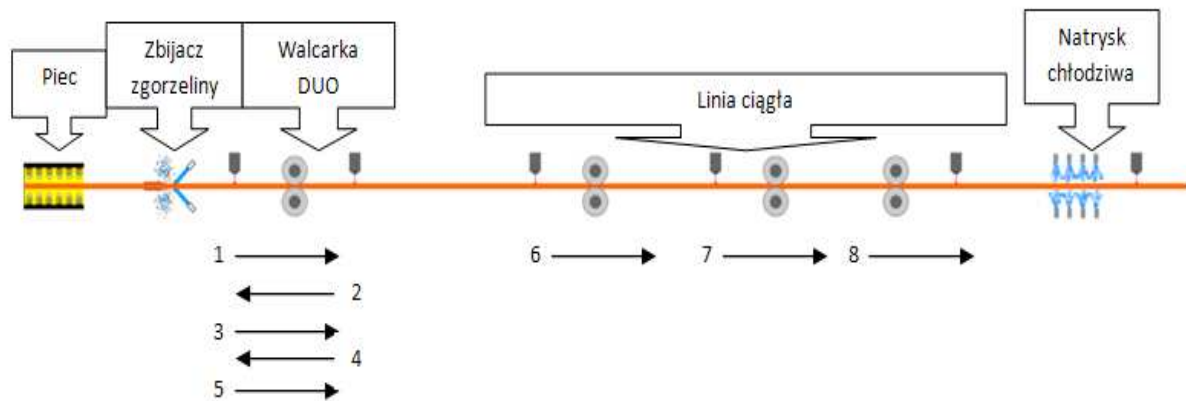
Rys. 5.12. Zarejestrowana siła w funkcji temperatury i odkształcenia oraz próbki poddane testowi SICO ze stali X20MnAl18-3 [26]



Rys. 5.13. Próbką i mikrostruktura stali austenityczno-ferrytycznej X60MnAl30-9 po teście SICO w temperaturze 850 [27]

Proces kształtowania plastycznego blach z badanych stali przeprowadzono dwuteowo. W pierwszym etapie wykonano kucie swobodne na prasie na prasie kuźniczej w firmie INTECH-MET Gliwice z płaskimi kowadłami. Wsad w postaci wlewków okrągłych o średnicy 135 mm i długości 230 mm odkształcano

w kowadłach płaskich gniotami maksymalnymi i po każdym gniocie obracać o 90°, aż do uzyskania pręta kwadratowego o boku 45 mm. Proces kucia prowadzono tak aby temperatura początku i końca przeróbki plastycznej mieściła się w granicach dobrej podatności do kształtowania plastycznego. Temperatura początku kucia (1150 °C) jest temperaturą zalecaną, która zapewnia łatwe i równomierne odkształcanie materiału. Dotrzymanie jej umożliwi właściwe wygrzanie wsadu w piecu grzewczym i szybkie dostarczenie go do prasy. Przed i w czasie odkształcania należy wykonywać pomiary temperatury w miejscach wolnych od zgorzeliny. Temperatura materiału po zakończeniu kucia nie powinna być niższa od 900 °C. Próbną partię blach o grubości 2 mm z badanej stali o typu wytworzona na walcierce duo w TU Bergakademie we Freibergu (Rys. 5.14). Proces prowadzono w 5 operacjach na walcierce duo, 3 ostatnie gnioty zadawano na linii ciągłej.



Rys. 5.14. Schemat linii walcowniczej w Bergakademie we Freibergu: 1÷8 kolejne przepusty zastosowane dla badanych stali: 1÷5 walcowanie wstępne, 6÷8 walcowanie wykańczające

Po walcowaniu określono właściwości mechaniczne na podstawie statycznej próby rozciągania oraz próby udarności (Tabela 5.4). Najniższe właściwości wytrzymałościowe ma stal typu X20MnAl18-3, odznacza się jednak najwyższą plastycznością. Wysoka odkształcalność wynika z obserwowanego dla grupy stali TWIP mechanizmu odkształcenia, związanego z bliźniakowaniem. Najwyższe właściwości wytrzymałościowe, $R_m = 975$ MPa, ma stal dwufazowa (X60MnAl30-9). Zaobserwowano zmniejszenie wytrzymałości dla wszystkich badanych stali po przesycaniu z temperatury. W przypadku stali austenitycznych stwierdzono wzrost wydłużenia (A_5). Z uwagi na wzrost ilości ferrytu wraz z podwyższeniem temperatury, w stalach dwufazowych nie zaobserwowano poprawy plastyczności. Biorąc pod uwagę relację w wytrzymałości i wydłużeniu ($R_m \times A$) po przeróbce plastycznej, badane stale można zaliczyć do grupy typu X-AHSS (Extra - Advanced HSS) dla których wymieniona relacja mieści się w zakresie od ok. 40000 do 50000, według

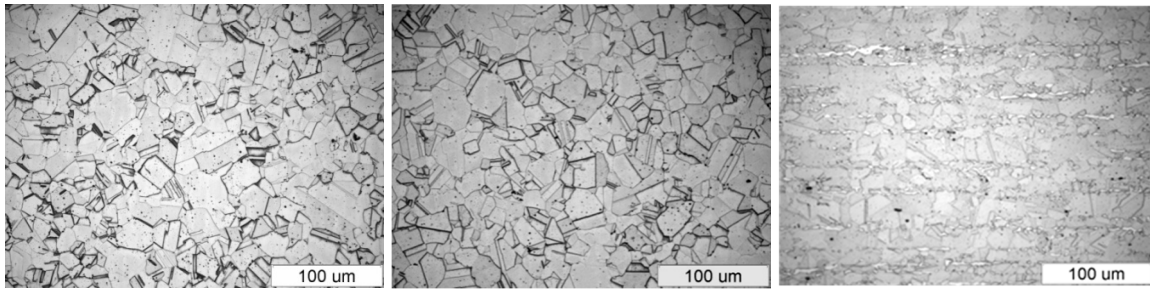
kryteriów podanych w pracy [29]. Przedstawione w Tabeli 5.4 wyniki statycznej próby rozciągania pokazują, że stale Mn-Al odznaczają się korzystniejszym zespołem właściwości w porównaniu do stali obecnie stosowanych w konstrukcji karoserii pojazdów. Na szczególną uwagę zwraca wysoka plastyczność, co wskazuje na podwyższoną podatność do kształtowania plastycznego w warunkach tłoczenia na zimno tej grupy stali oraz możliwość zastosowania na elementy konstrukcyjne absorbujące energię zderzenia.

Tabela 5.4.

Właściwości blach z badanych stali Mn-Al po walcowaniu na gorąco.
w – stan walcowany z chłodzeniem na powietrzu, p. – stan po przesycaaniu [30-32]

Stal	w. / p.	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅₀ [%]	KCV [J/cm ²]	R _m ×A ₅₀
X20MnAl18-3 (Austenit)	w.	500	720	70	310	50400
	p.	380	530	80	360	42400
X55MnAl25-5 (Austenit)	w.	600	830	55	300	45650
	p.	450	620	62	330	38440
X60MnAl30-9 (austenit +ferryt)	w.	730	975	40	260	39000
	p.	670	940	52	265	48880

Po walcowaniu w zakresie temperatury 1150 → 900 °C, badane stale X20MnAl18-3, X55MnAl25-5 odznaczały się mikrostrukturą zrekrytalizowanego austenitu z licznymi bliźniakami wyżarzania (Rys. 5.15a, b). Stal X60MnAl30-9, po walcowaniu struktura składa się ze zrekrytalizowanego austenitu i pasm ferrytu o orientacji zgodnej z kierunkiem walcowania (Rys. 5.15c). Obniżenie temperatury końca walcowania do 800 °C prowadzi do uzyskania mikrostruktury częściowo zrekrytalizowanej (Rys. 5.16a). W substrukturze stali ujawniają się obszary o podwyższonej gęstości dyslokacji oraz podziarna (Rys. 5.16b), co świadczy o niepełnej rekrytalizacji statycznej po obróbce cieplno-plastycznej i pozostałości efektu umocnienia, czego nie obserwowano po zastosowaniu wyższej temperatury końca walcowania (Rys. 5.15c). Wyniki te wskazują na konieczność stosowania procesu wyżarzania po walcowaniu z obniżoną temperaturą końca procesu.

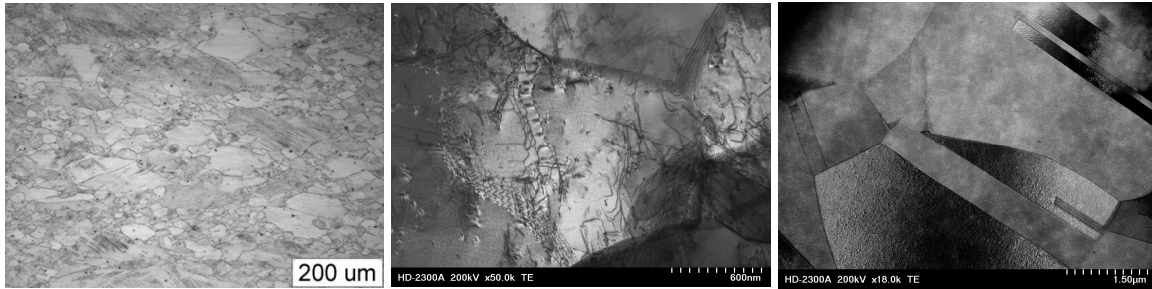


a) X20MnAl18-3

b) X55MnAl25-5

c) X60MnAl30-9

Rys. 5.15. Mikrostruktura stali Mn-Al po przeróbce plastycznej na gorąco [33]



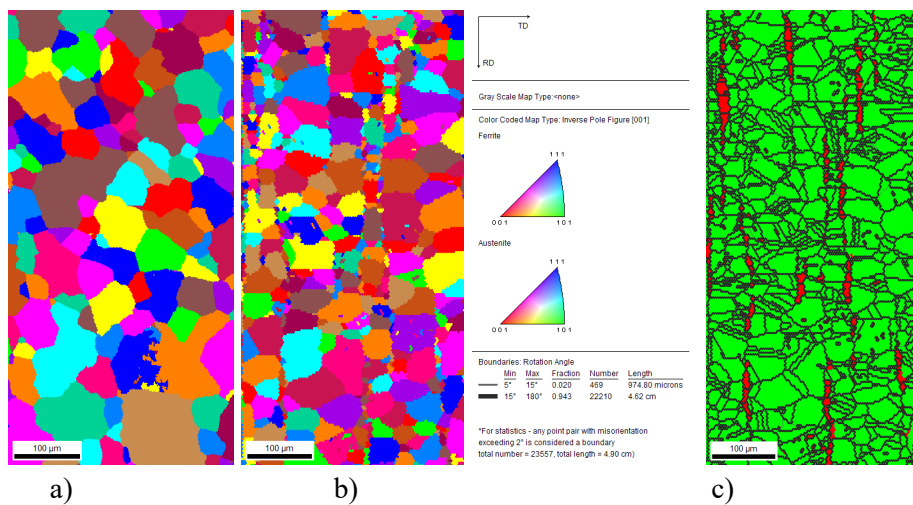
a)

b)

c)

Rys. 5.16. Struktura stali Mn-Al po przeróbce plastycznej na gorąco, temperatura końca walcowania 900°C (a) i 800°C (b, c)

Wykonane metodą EBSD mapy mikrostruktury próbek stali po walcowaniu wskazują na zmniejszenie średniego rozmiaru ziarna austenitu wraz ze wzrostem procentowej zawartości węgla i pierwiastków stopowych (Rys. 5.17). Średni rozmiar ziarna dla stali X20MnAl20-3 wynosi 25,3μm, natomiast dla gatunku X60Mn Al30-9 średnią wielkość ziarna austenitu wynosi 15,1μm, zaś udział ferrytu w mikrostrukturze określono na 9,8%.



a)

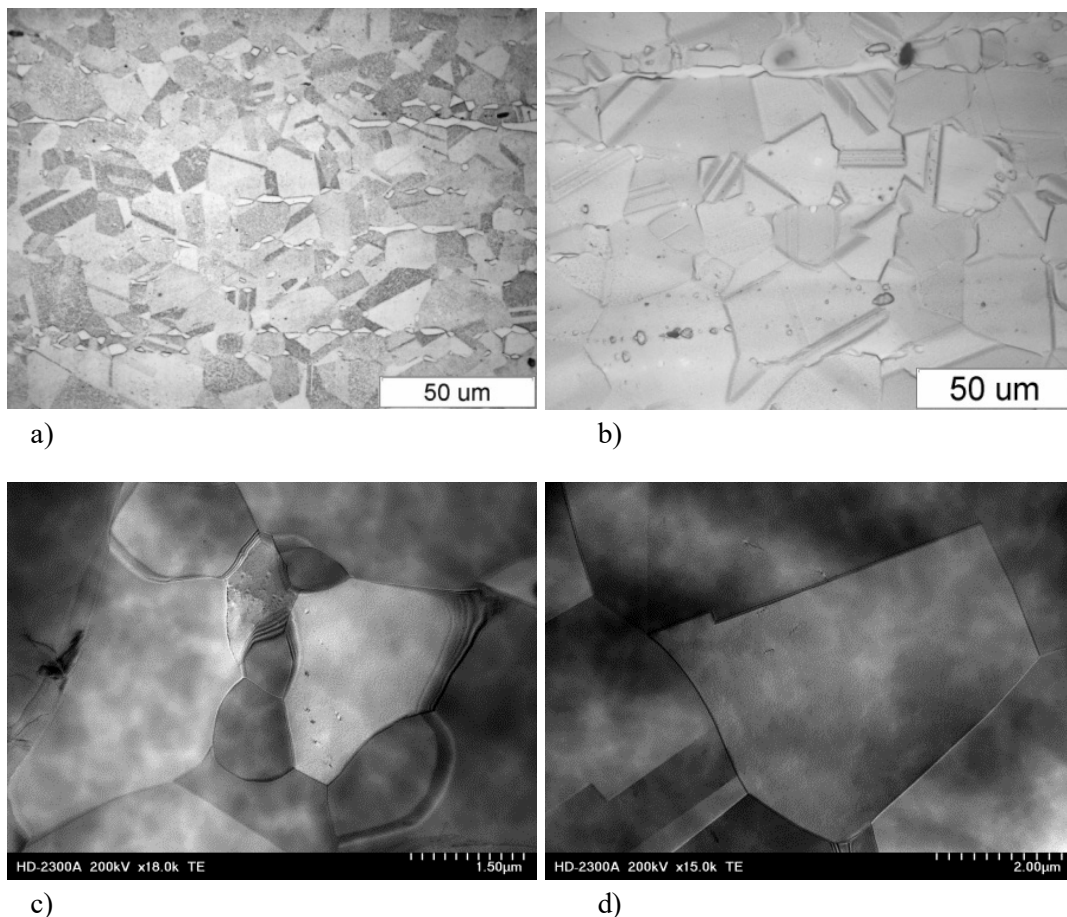
b)

c)

Rys. 5.17. Mapy EBSD próbek stali po walcowaniu na gorąco stali X20MnAl18-3 (a) oraz stali X60MnAl30-9 (b) mapy orientacji ziarn, c rozkład faz w stali X60MnAl30-9 (kolor zielony austenit z licznymi bliźniakami, czerwony ferryt udział 9,8%)

Technologia przeróbki plastycznej na zimno

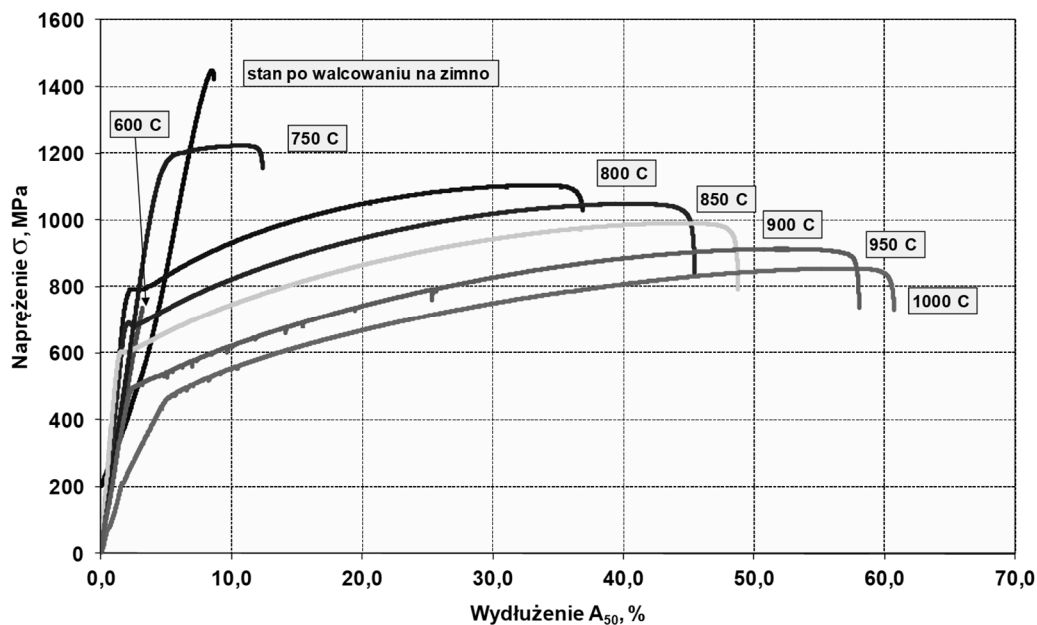
Blachy po kształtowaniu na walcach duo w pięciu przepustach w zakresie temperatury 1150 - 950 °C na grubość 3 mm poddano dalszemu walcowaniu na zimno, z międzyoperacyjnym wyżarzaniem w temperaturze 800 °C po 2 gniocie. Finalnym produktem były blachy o grubości 1 mm. Z blach pobrano próbki i przeprowadzono proces wyżarzania w zakresie temperatury od 600 do 1000 °C z czasem wytrzymania 60 minut i chłodzeniem na powietrzu. Po wyżarzaniu w temperaturze 800°C i wyższej obserwuje się w pełni zrekrystalizowaną mikrostrukturę austenitu ukształtowaną w wyniku rekrytalizacji statycznej oraz wydłużonymi pasmami ziarn ferrytu (Rys. 5.18). Wzrost temperatury procesu od 800 °C do 1000 °C prowadzi do stopniowego rozrostu ziarn austenitu (Rys. 5.18 a-c). Substruktura próbek stali po wyżarzaniu składa się z podziarn o małej gęstości dyslokacji, których wielkość zależy od temperatury procesu (Rys. 5.18 d-e).



Rys. 5.18. Mikrostruktura stali X60MnAl30-9 po walcowaniu na zimno i wyżarzaniu, w temperaturze 800°C (b), 900°C (b, d) i 1000°C (c, e) z czasem wytrzymania 60min

Materiał po walcowaniu na zimno charakteryzuje się wysoką wytrzymałością ($R_m=1450$ MPa) przy nieznacznej plastyczności (Rys. 5.19). Wzrost plastyczności

obserwuje się po wyżarzaniu w temperaturze 750 °C, o czym świadczy wartość wydłużenia $A_{50} = 8\%$. Wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania powyżej 750°C, badana stal wykazuje stopniowe zmniejszenie naprężenia oraz znaczny wzrost wydłużenia do zniszczenia, co jest spowodowane uzyskaniem w pełni zrekrytalizowanej statycznie struktury austenitu (Rys. 5.17). Optymalną relację wytrzymałości na rozciąganie (R_m) i wydłużenia (A_{50}) ($R_m \times A_{50} = 50\,000 \text{ MPa} \times \%$) badana stal uzyskuje po wyżarzaniu w zakresie temperatury od 800 do 900°C. Dla wymienionych parametrów wydłużenie do zniszczenia zwiększa się od 35 do 55%. Dalsze podwyższenie temperatury procesu prowadzi do stopniowego obniżenia granicy plastyczności $R_{p0.2}$ poniżej 600MPa. Stale austenityczne X20MnAl18-3 i X55MnAl25-5 wyżarzane w podobnych warunkach (900 °C/60min.) odznaczają się większymi wartościami wydłużenia A_{50} w porównaniu do opisanego wcześniej stali, przy niższych właściwościach wytrzymałościowych ($R_{p0.2}$ i R_m). Szczególnie wysoką plastyczność ma stal o najmniejszej zawartości składników stopowych - $A_{50} = 95\%$ (Tabela 5.5)



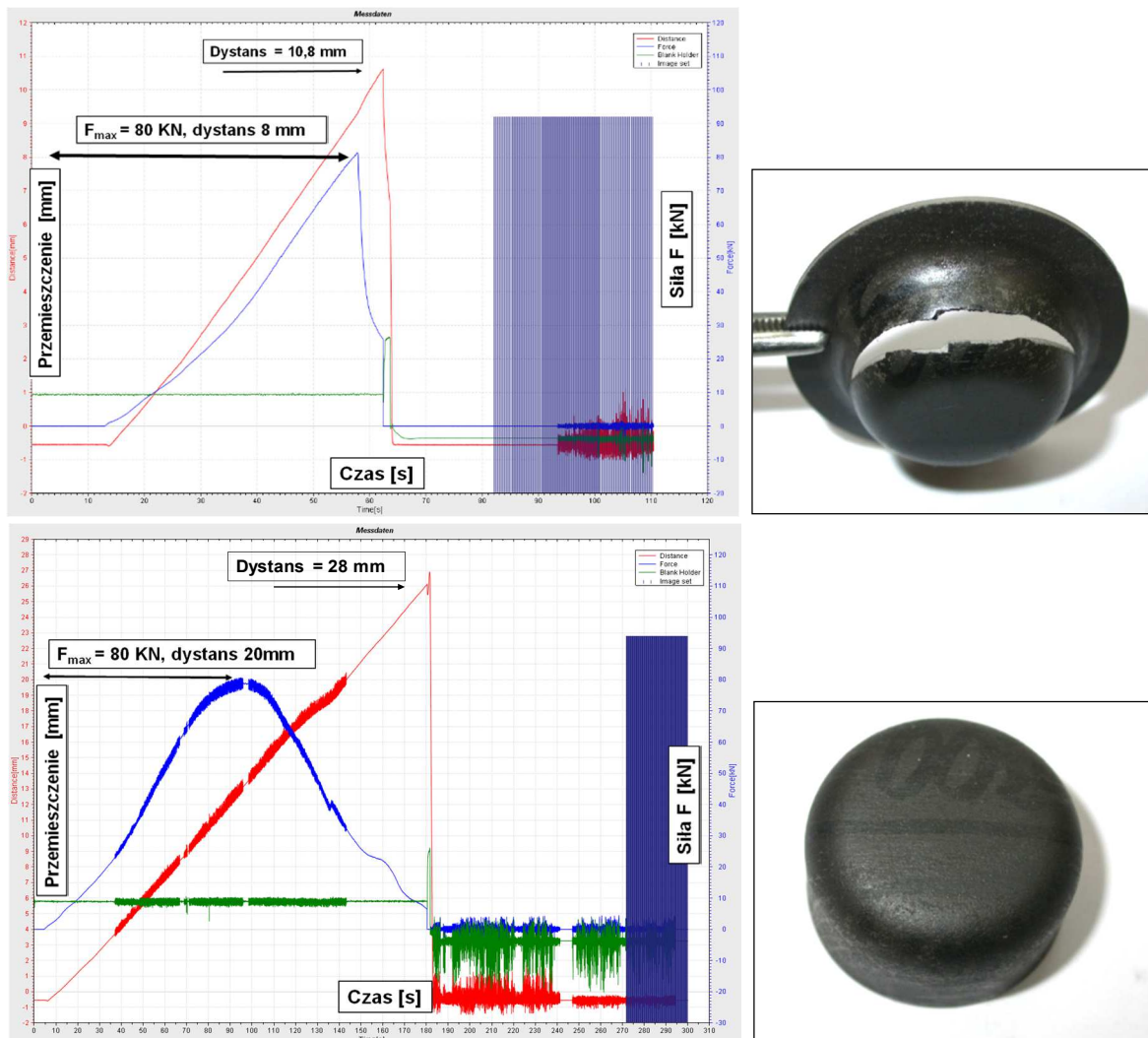
Rys. 5.19. Naprężenie w funkcji wydłużenia dla stali X60MnAl30-9 po walcowaniu na zimno i wyżarzaniu w temperaturze od 600°C do 1000°C z czasem wygrzewania 60 min. i chłodzeniu na powietrzu [27]

Tabela 5.5.

Wpływ temperatury wyżarzania na właściwości mechaniczne stali X20MnAl18-3 oraz X55MnAl25-5 pobranych z blach walcowanych na zimno [34]

Stal	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{50} [%]
X20MnAl18-3	230	610	95
X55MnAl25-5	420	760	70

Blachy po wyżarzaniu w temperaturze 800 i 900 °C poddane zostały próbie głębokiego tłoczenia metodą Swifta. Przebiegi siły uzyskane w próbie tłoczności metodą Swifta oraz próbki po badaniach pokazano na Rys. 5.20. Próbki ze stali X60MnAl30-9 uzyskały wysokie wartości siły potrzebnej do wytłoczenia. Wytłoczki z blachy po wyżarzaniu w temperaturze 800 °C pękały po uzyskaniu stosunkowo niewielkiego przetłoczenia (przesunięcie stempla 8 mm). Pełne przetłoczenie uzyskano próbek stali wyżarzonej w temperaturze 900 °C. Wynika stąd, że wykonane z badanych stali blachy zimnowalcowane poddane wyżarzaniu w optymalnych warunkach można kształtować w warunkach głębokiego tłoczenia dla uzyskania cienkościennych elementów konstrukcyjnych stosowanych w konstrukcji karoserii pojazdów.



Rys. 5.20. Przebieg zmian siły (F) i przemieszczenia (D) w funkcji czasu w próbie tłoczności metodą Swifta oraz uzyskane wytłoczki blach ze stali X60MnAl30-9 wyżarzaniu w temperaturze 800 °C (góra) i 900 °C (dół)

5.4. Wpływ odkształcania w warunkach dynamicznych na właściwości i strukturę stali Mn-Al

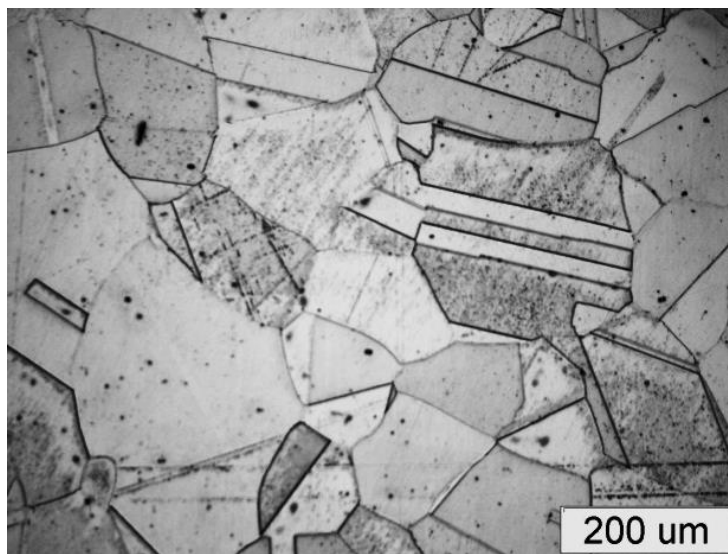
W stalach MnAl umocnienie nie jest całkowicie związane z klasycznymi teoriami, nie powoduje bowiem podczas odkształcania obniżenia plastyczności a przeciwnie wraz ze zwiększeniem właściwości mechanicznych zwiększa się plastyczność materiału. Przyczynia się to do wzrostu tzw. zapasu plastyczności, co przekłada się na zwiększenie pracy odkształcania. Dodatkowym elementem charakterystycznym dla stali Mn - Al typu TWIP nowej generacji jest fakt zwiększania udziału mechanicznego bliźniakowania kosztem poślizgu dyslokacyjnego w trakcie odkształcania z dużymi prędkościami. Oznacza to, że im większa jest prędkość odkształcania tym materiał wykazuje większą skłonność do generowania uprzywilejowanego mechanizmu odkształcania przez bliźniakowanie, co w efekcie nie wpływa na obniżenie plastyczności. Stąd stale TWIP jako jedyne w warunkach dynamicznych, a więc zderzenia pojazdów, wykazują największą wartość energii zaabsorbowanej podczas odkształcania oznaczanej jako E_{ABS} [28, 35, 44].

Tak więc z potrzeby oceny bezpieczeństwa konstrukcji pojazdów wynika rozwój metod badawczych bazujących na dynamicznych obciążeniach. W procesach przeróbki plastycznej parametrem odkształcania, którym można sterować w szerokim zakresie, jest prędkość odkształcania. W literaturze przyjęto podział na kilka obszarów prędkości odkształcania wraz z odpowiadającymi im możliwościami badawczymi, a jednym z nich jest obszar IV tzw. „dużych prędkości” obejmujący zakres $10^2 \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^4 \text{ s}^{-1}$, gdzie badania doświadczalne są przeprowadzane w próbach ściskania, rozciągania i skręcania próbek, lecz przy ograniczonych prędkościach początkowych w uchwytach próbki. Z racji szybkozmiennych procesów odkształcania są stosowane urządzenia, opierające się na teorii propagacji fal sprężystych [45, 46].

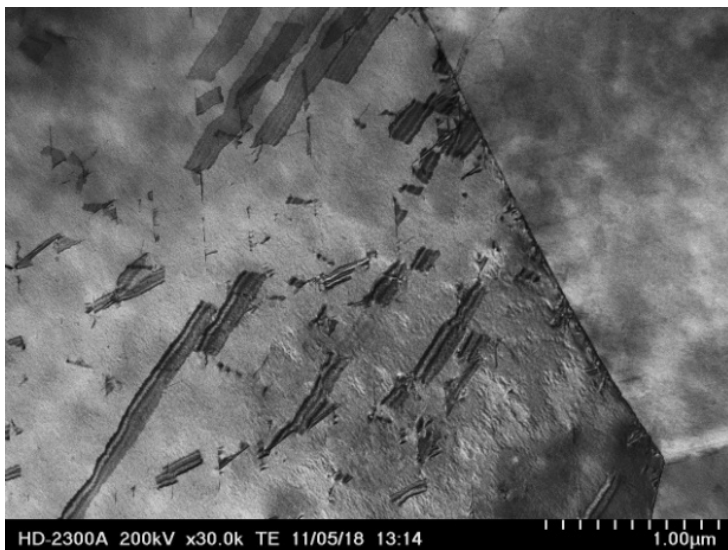
Badania właściwości materiałów w próbach dynamicznego odkształcania, a także dotyczące analizy strukturalnej w tym stali Mn-Al po procesach dynamicznego odkształcania rozwijane są od kilkunastu lat na Wydziale Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej. W efekcie tych prac została opracowana metoda dynamicznego odkształcania próbek okrągłych na młocie rotacyjnym, umożliwiająca ocenę właściwości materiałów pod wpływem ich odkształcania z dużymi prędkościami [47]. Metoda ta ma szczególnie zastosowanie w przypadku stali TWIP, które z racji ich aplikacji na elementy konstrukcyjne, głównie w kontrolowanych strefach zgniotu pojazdów, powinny być badane w przedziale dużych prędkości. Użycie młota rotacyjnego w badaniach stali TWIP istotne jest zarówno ze względu na

wyniki właściwości mechanicznych jak i do określenia zmian struktury pod wpływem dynamicznych odkształceń [28, 48 - 50].

W stanie wyjściowym stale z efektem TWIP charakteryzują się jednofazową strukturą austenityczną z bliźniakami wyżarzania (Rys. 5.21). Podczas odkształcenia na zimno (Rys. 5.22) sieć austenitu doznaje przesunięć kolejnych warstw atomów o wektor niebędący wektorem sieciowym, w wyniku czego każde przesunięcie tworzy BU. Zbiór takich BU na kolejnych sąsiednich płaszczyznach traktowany jest jako bliźniak, a tworzeniu każdego BU towarzyszy pewna energia. Im mniejsza jest EBU, tym szerszy jest BU, a tym samym bardziej prawdopodobne staje się tworzenie bliźniaków [51 - 54].

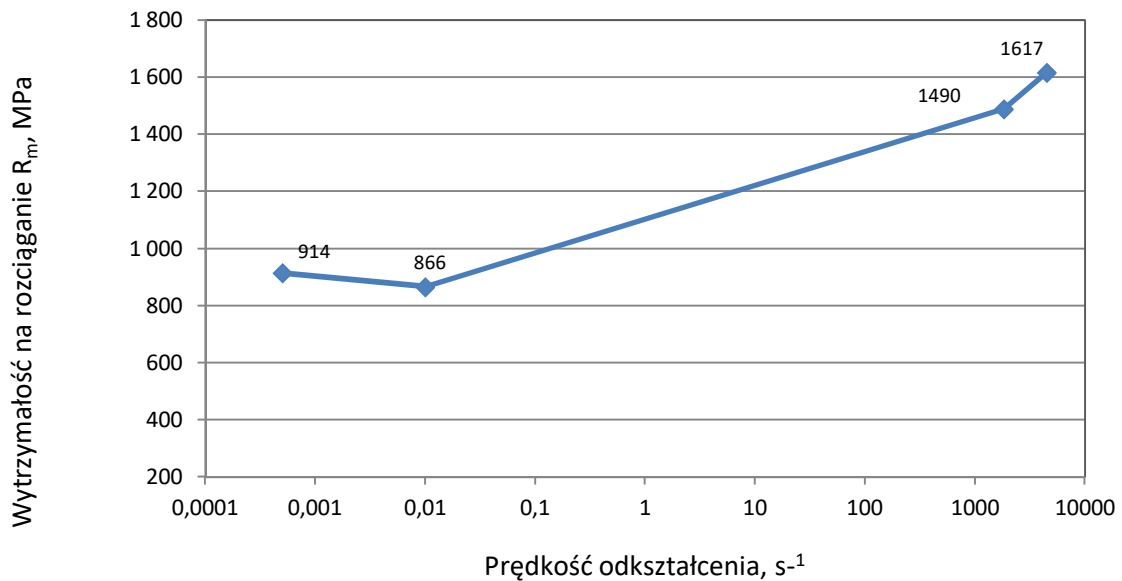


Rys. 5.21. Mikrostruktura stali Mn-Al w stanie przesyconym z temperatury 1100°C. EBU stali 27mJ/m²



Rys. 5.22. Błędy ułożenia w stali Mn-Al. Stan po rozciąganiu z prędkością 0,0005 s⁻¹. EBU stali 27mJ/m²

Stale z grupy TWIP charakteryzują się korzystnymi właściwościami zarówno wytrzymałościowymi, jak i plastycznymi. Wytrzymałość na rozciąganie R_m może zmieniać się począwszy od zakresu prób statycznych do zakresu prób dynamicznych w przedziale od 600 do 1700 MPa (Rys. 5.23), granica plastyczności R_p od 250 do 900 MPa, przy odkształceniu całkowitym A_5 sięgającym od 40 do 80%. Badania realizowane w pracach [56 - 60] wykazały że stale Mn-Al z grupy stali TWIP wykazują wysoką wytrzymałość, przy jednocześnie dobrej plastyczności, zarówno w warunkach statycznych jak i dynamicznych.

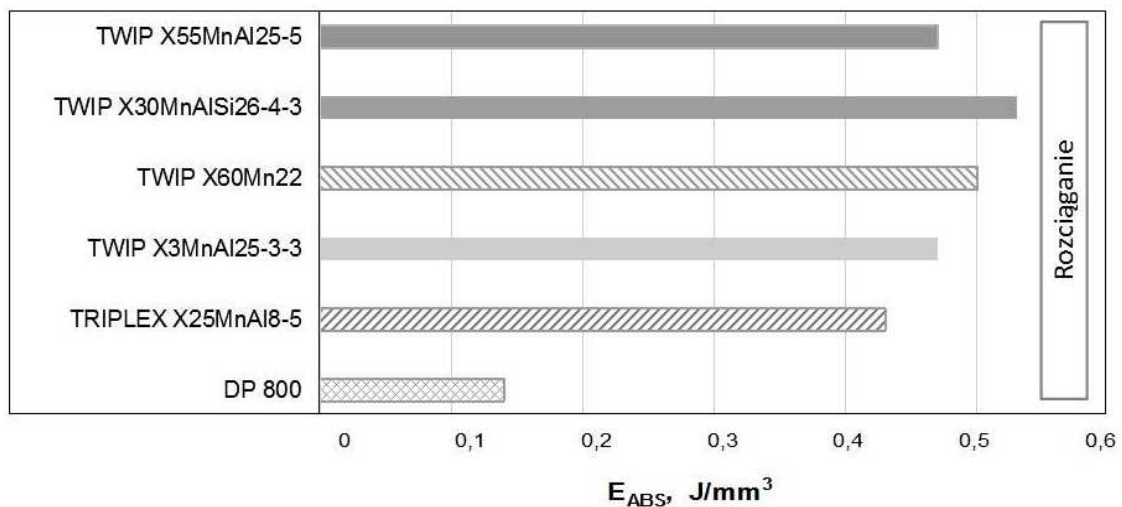


Rys. 5.23. Zależność wytrzymałości na rozciąganie R_m od prędkości odkształcania stali Mn-Al w próbach statycznego i dynamicznego rozciągania.

Realizowane w próbach dynamicznego rozciągania na młocie rotacyjnym badania dają wyniki w postaci nie tylko danych wartości wytrzymałości na rozciąganie i odkształcenia granicznego, ale cenne przede wszystkim są charakterystyki siłowe procesu rejestrowane podczas próby. Owe charakterystyki tj. czas i przebieg siły rozciągającej zależą silnie od rodzaju materiału i prędkości odkształcania a na ich podstawie można dokonać obliczeń pracy odkształcenia plastycznego L_u niezbędnej do zerwania próbki w próbie rozciągania na młocie rotacyjnym. Praca odkształcenia plastycznego jest to bowiem ten parametr, który odniesiony do objętości badanej próbki w teście rozciągania daje wartość energii zaabsorbowanej w trakcie odkształcenia plastycznego E_{ABS} .

W przypadku stali Mn-Al praca odkształcenia plastycznego średnio dla prędkości $\sim 1800s^{-1}$ wynosi 79 J, a dla prędkości odkształcania $\sim 4500 s^{-1}$ 106,5 J. Można zauważyć, że wzrost prędkości odkształcania badanej stali wpływa na wzrost wartości

pracy, jaką trzeba ponieść na zniszczenie próbki w testach dynamicznego rozciągania. W ten sposób obliczona wartość zaabsorbowanej energii odkształcenia, czyli wskaźnik E_{ABS} stali Mn-Al będący pracą odkształcenia plastycznego odniesioną do objętości próbki [28]. Odporność stali X55MnAl25-5 na pękanie przy obciążeniu dynamicznym, tj. w trakcie prób rozciągania na młocie rotacyjnym, zwiększa się wraz ze wzrostem prędkości liniowej [137]. Wyniki badań potwierdzają, że stal wykazuje największą zdolność do pochłaniania energii odkształcenia podczas rozciągania z prędkością odkształcania $\sim 4500 \text{ s}^{-1}$ i wynosi ona $0,47 \text{ J/mm}^3$. Jest to wartość wysoka w porównaniu z badanymi w literaturze innymi stalami Mn-Al (Rys. 5.24).

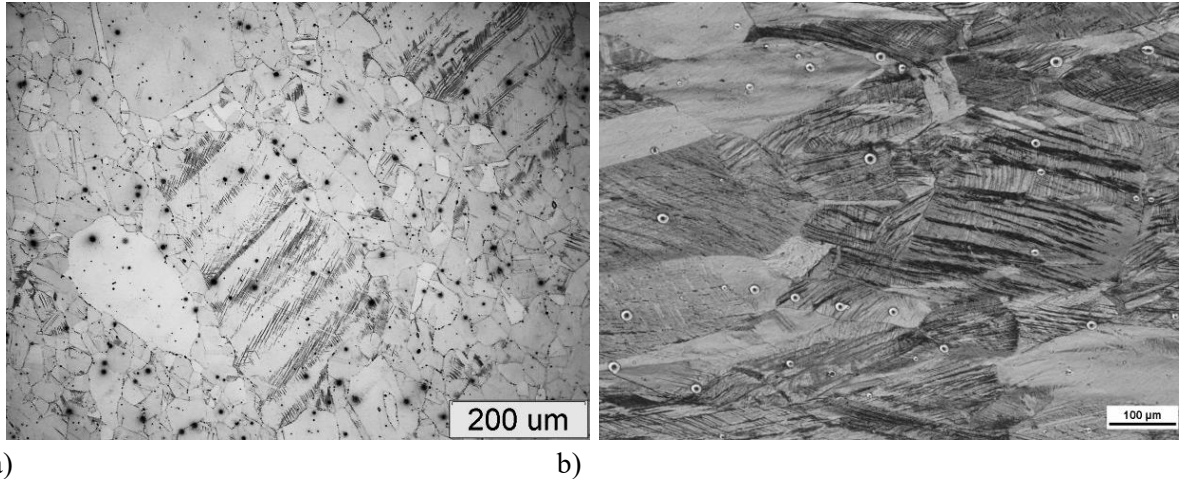


Rys. 5.24. Wartość wskaźnika energii zaabsorbowanej E_{ABS} dla stali Mn-Al oraz stali DP podczas dynamicznego rozciągania

Stwierdzono, że stale Mn-Al odkształcane w warunkach dynamicznych charakteryzuje duża zdolność do magazynowania energii odkształcenia, wyrażona wartością wskaźnika E_{ABS} .

Jak wcześniej wspomniano cechą stali Mn-Al jest aktywacja charakterystycznego mechanizmu odkształcenia tj. bliźniakowania mechanicznego który to właśnie odpowiada za uzyskanie korzystnego połączenia właściwości mechanicznych i plastycznych w badanych stalach a co za tym idzie za wysoką zdolność absorpcji energii. Biorąc powyższe pod uwagę szczególnie interesującym aspektem badawczym jest opis zjawisk strukturalnych towarzyszących odkształceniu w warunkach dynamicznych stali Mn-Al. Daje on bowiem wiele informacji na temat szczegółów decydujących o końcowych ich właściwościach a także szczegółów poznawczych z obszaru inżynierii materiałowej. Wyniki badań mikrostruktury stali Mn-Al (Rys. 5.25) ujawniły, zauważalny wpływ prędkości odkształcenia na zdefektowanie struktury austenitu. Wzrost prędkości odkształcania generuje w ziarnach tworzenie

widocznych defektów powierzchniowych przy czym na poziomie analizy z wykorzystaniem techniki mikroskopii świetlnej nie można wskazać szczegółów strukturalnych, związanych z intensywnością procesu umocnienia towarzyszących odkształcaniu. W tym celu zastosowano analizę mikrostruktury, wykorzystując technikę STEM.

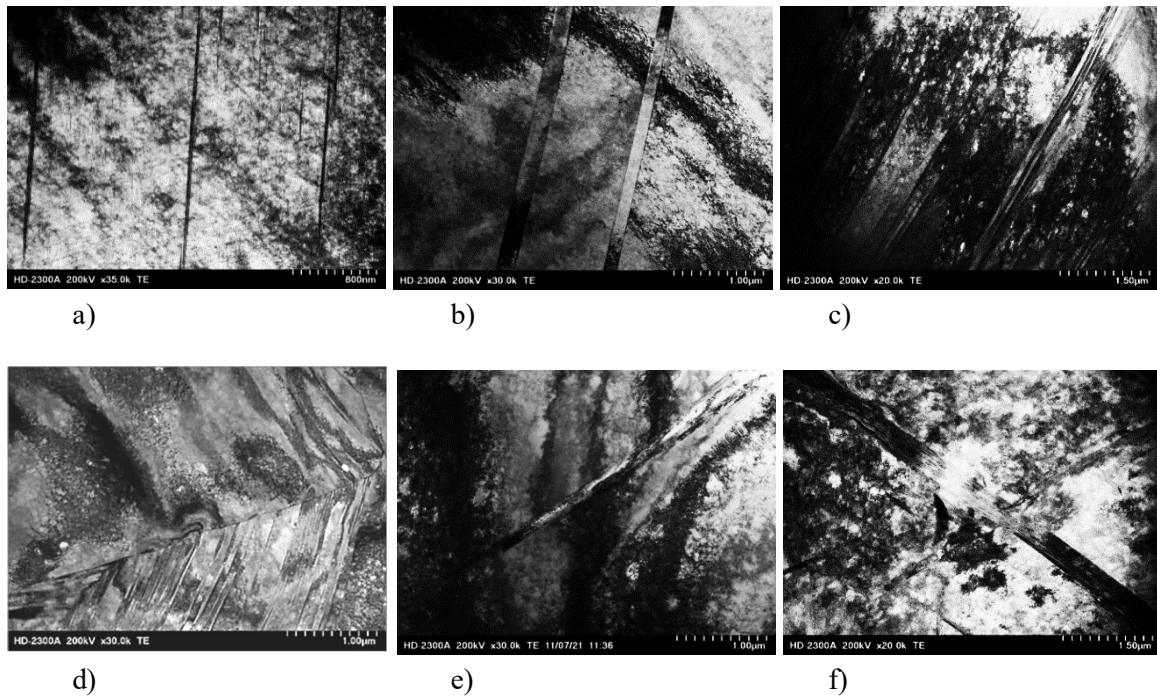


Rys. 5.25. Mikrostruktura stali Mn-Al po odkształceniu a) w warunkach statycznych b) w warunkach dynamicznych. LM

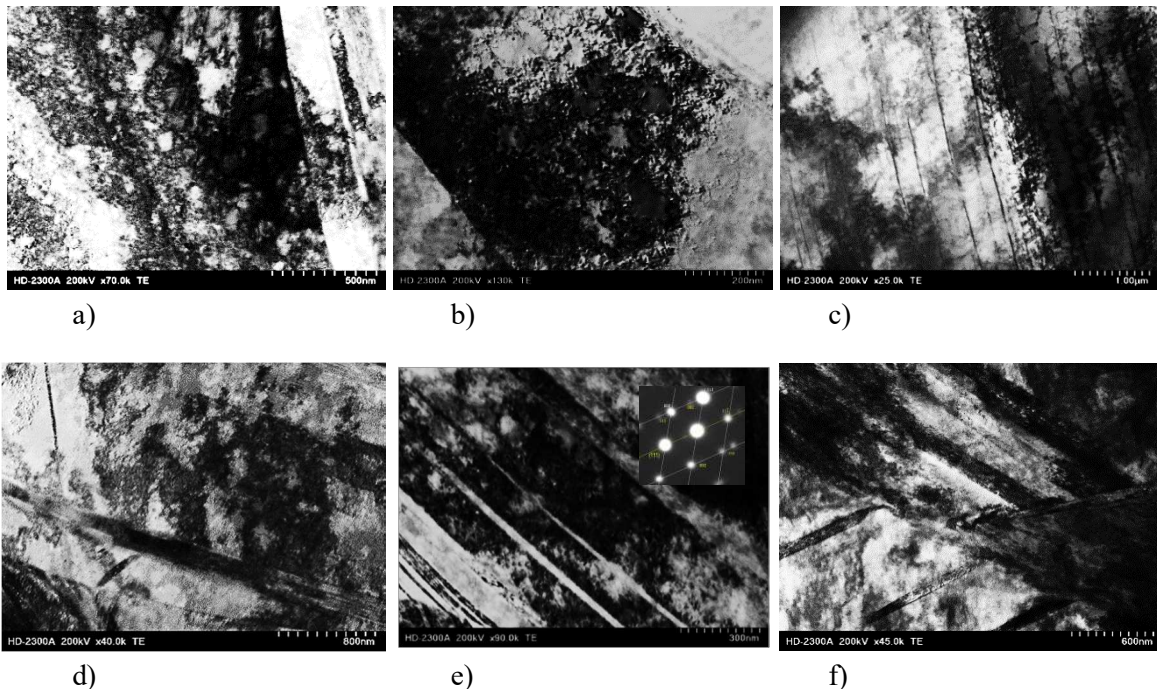
Badania strukturalne stali Mn-Al odkształcanej w próbach statycznych wskazują, że odkształcenie przebiega głównie przez poślizg. W strukturze przeważają obszary o dużym zdefektowaniu austenitu (Rys. 5.26a). Obecność komórkowej struktury dyslokacyjnej świadczy o ewolucji procesu poślizgu. Widoczne są pojedyncze mechaniczne bliźniaki występujące głównie w jednym systemie bliźniakowania (Rys. 5.26b i 5.26c). Struktura komórkowa graniczy z obszarami o dużym zdefektowaniu austenitu. Czasem dochodzi do tworzenia wiązek bliźniaków (Rys. 5.26c). Granice są prostoliniowe, a obszary przygraniczne najczęściej różnią się mechanizmem odkształcenia (Rys. 5.26d). W jednym ziarnie dominuje poślizg dyslokacyjny, a w sąsiednim mechaniczne bliźniakowanie. Takie efekty strukturalne wskazują na znaczną mobilność dyslokacji, co sprzyja dalszemu odkształceniu przez poślizg. Zauważa się występowanie pojedynczych mikropasm ścinania, jako skutek kumulacji odkształcenia w mikroobszarach (Rys. 5.26e i 5.26f).

Odształcanie stali w zakresie dużych prędkości generuje nieco odmienne efekty strukturalne z przewagą procesu mechanicznego bliźniakowania. Duża prędkość odkształcenia sprzyja rozwojowi komórkowej struktury dyslokacyjnej. Przeważają komórki dyslokacyjne dobrze ukształtowane wolne od dyslokacji (Rys. 5.27a i 5.27b). Obserwuje się przebieg odkształcenia w wyniku drobnego poślizgu w dwóch systemach (Rys. 5.27c), oraz tworzenie podwójnych ścianek dyslokacyjnych przy

aktywnym poślizgu w jednym systemie (Rys. 5.27d). Proces bliźniakowania aktywuje się znacznie wyraźniej i przebiega w dwóch systemach pierwotnym i wtórnym (Rys. 5.27e i 5.27f).



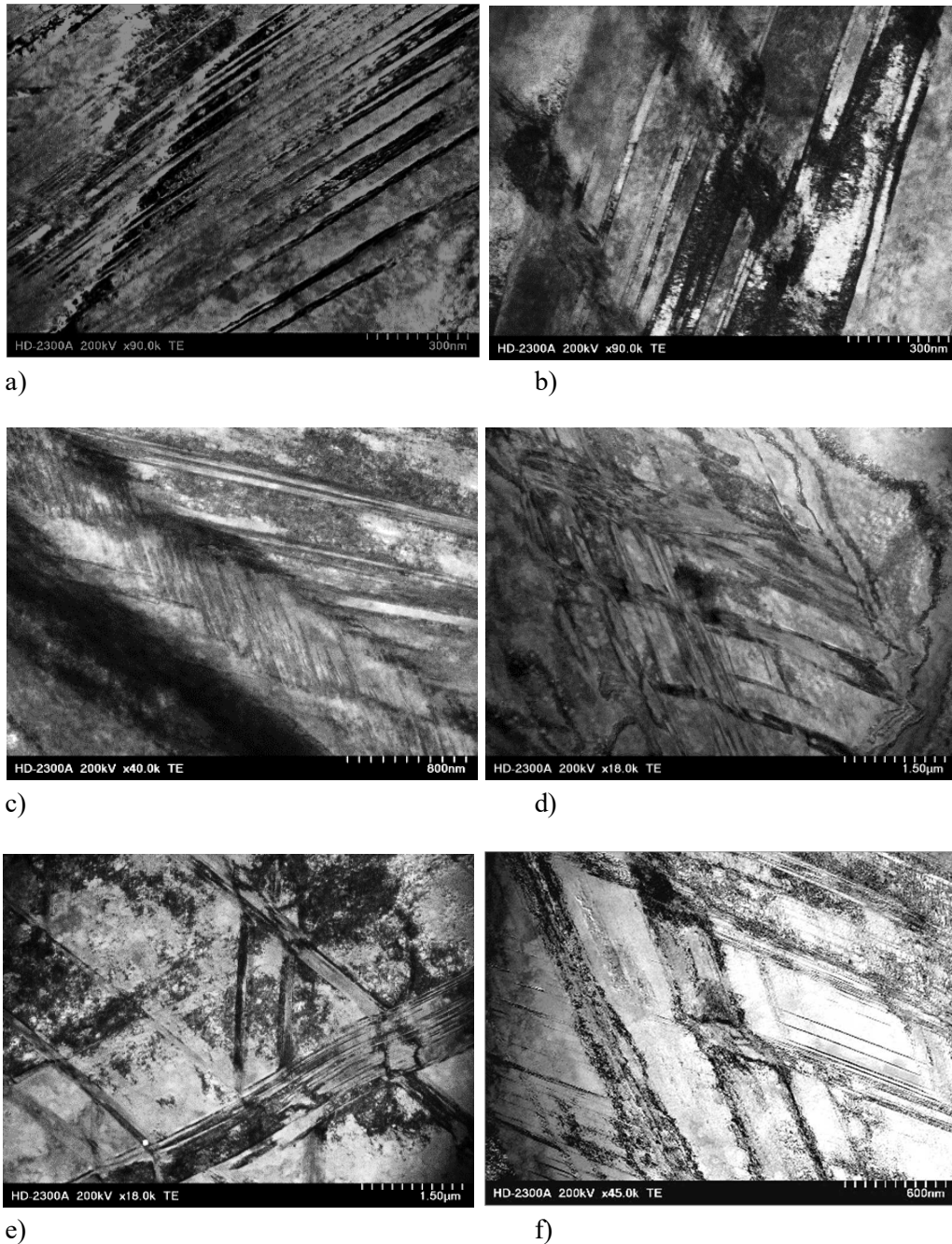
Rys. 5.26. Efekty strukturalne towarzyszące odkształcaniu stali Mn-Al w próbach statycznych.



Rys. 5.27. Mikrostrukturalne skutki ewolucji procesu poślizgu podczas odkształcania stali Mn-Al z dużymi prędkościami

Charakterystyczne jest że bliźniaki podczas odkształcania w zakresie dużych prędkości przyjmują różne formy. Są obecne w formie pasm o zróżnicowanej

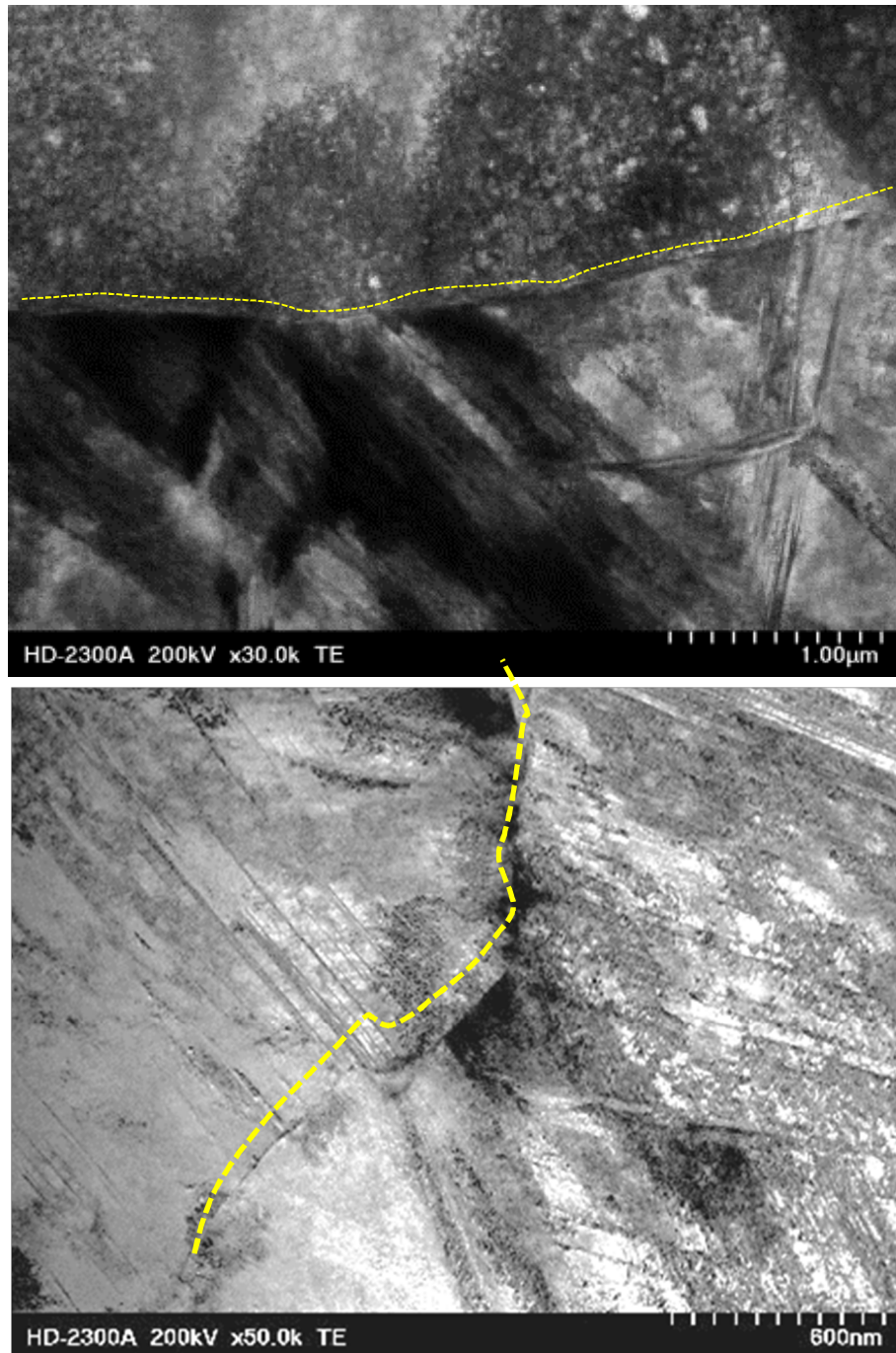
szerokości od 10 nm do 300 nm (Rys. 5.28a i 5.28b). Obecne są w formie pasm nanobliźniaków (Rys. 5.28c). Ponadto dyssypacja energii odkształcenia i wysoka aktywność systemu bliźniakowania sprzyja ugięciom bliźniaków odkształcenia na innych bliźniakach i pasmach ścinania (Rys. 5.28d i 5.28e).



Rys. 5.28. Mikrostrukturalne skutki postępu procesu bliźniakowania podczas odkształcenia stali Mn-Al z dużymi prędkościami

Procesom odkształcania stali Mn-Al w warunkach dynamicznych szczególnie w zakresie bardzo dużych prędkości tj. wynoszących ponad 4000 s^{-1} oprócz wielu wymienionych zjawisk strukturalnych towarzyszą ponadto dodatkowe efekty związane

z kumulowaniem energii odkształcenia w mikroobszarach gdzie duża prędkość sprzyja jej rozprzestrzenianiu się. Ma to skutek w wybrzuszaniu granic ziarn w procesie odkształcania jak też w zniekształcaniu nawet granic wysokoenergetycznych tj. granic szerokiego kąta. Na Rys. 5.29a i 5.29b przedstawiono skutki takiej kumulacji energii odkształcania i jej dyssypacji.



Rys. 5.29. Mikrostrukturalne efekty kumulacji energii odkształcenia w stali Mn-Al podczas deformacji dynamicznej

5.5. Podsumowanie

Najnowszym trendem w zastosowaniu materiałów stalowych na konstrukcje, między innymi w środkach transportu, jest wykorzystywanie coraz to nowszych grup stali o takiej kombinacji pierwiastków stopowych i mikrodotyków, która zapewni przy niezmiennych lub wyższych właściwościach mechanicznych zmniejszenie masy pojazdu nawet o kilka procent. Jest to z punktu widzenia producentów środków transportu interesująca droga do realizacji głównego celu, jakim jest zmniejszenie zużycia paliwa. W ten trend doskonale wpisują się rozwijane w ostatnim dziesięcioleciu stale zarówno niskiej wytrzymałości Low Strength Steels, stale wysokiej wytrzymałości High Strength Steels jak i stale ultrawysokowytężalne z grupy Ultra High Strength Steels. Przez użycie udoskonalonych materiałów o wyższych (niż dotychczas uzyskiwane) właściwościach wytrzymałościowych jak też plastycznych można z powodzeniem zmniejszać przekroje gotowych elementów, co prowadzi do wydatnego zmniejszenia masy całej konstrukcji.

Można przypuszczać, że możliwości zastosowania wymienionych w niniejszym rozdziale stali o ulepszonym składzie chemicznym będą coraz powszechniejsze. Wykorzystanie charakterystycznych dla danej grupy stali cech determinujących jej zastosowanie oraz kombinacja mechanizmów odkształcenia plastycznego poprzez odpowiedni dobór składu chemicznego, może wpłynąć na istotną zmianę możliwości projektowania i wytwarzania elementów konstrukcji w tym przede wszystkim zabezpieczających pasażera podczas zderzenia.

Bibliografia

1. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0 captures global best practices for the forming and joining of the newest steel, www.worldautosteel.org, 2019.
2. Grosman F., Woźniak D.: Postęp w technologii produkcji blach dla motoryzacji, *Hutnik - Wiadomości Hutnicze*, nr 5, 2002, s. 196 - 201.
3. Grosman F., Kawalla R.: Nowoczesne stale na blachy do przemysłu samochodowego, [w]: Hadasik E. (red.) *Przetwórstwo metali. Plastyczność a struktura*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, ed. E. Hadasik, Gliwice 2006, s. 93-114.

4. Adamus J.: Wybrane problemy kształtowania wytłoczek z blach stalowych, aluminiowych i tytanowych. Wydawnictwo Naukowe PWN, Warszawa 2018.
5. Hamada A.S.: Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of High-Mn TWIP steels, *Acta Universitatis Ouluensis C Technica* 281, 2007, s.1-56
6. Hadasik E. i inni: *Metodyka modelowania fizycznego zjawisk strukturalnych dla nowoczesnych stali przeznaczonych na blachy karoseryjne*”, KBN nr 3 T08A01726, PBU-13/RM2/2004, [Zlec.]: Komitet Badań Naukowych, 2004.
7. Hadasik E., Adamczyk M., Kawalla R., Kuc D.: Physical modeling of hot rolled car-body steel sheet, *Acta Metallurgica Slovakia*, nr 2, 2005, s. 250 - 256.
8. Hadasik E., Kuziak R., Kawalla R., Adamczyk D., Pietrzyk M.: Rheological Model for Simulation of hot rolling of new generation Steel Strip for Automotive Applications, *Steel research*, nr 12, 2006, s. 937 - 933.
9. Adamczyk M., Kuc D., Hadasik E., Niewielski G.: Structure change in TRIP type steel during hot deformation, *Inżynieria Materiałowa*, nr 3-4, 2007, s. 355 - 360.
10. Adamczyk M., Kuc D., Hadasik E.: Symulacja zmian struktury zachodzących w stali TRIP podczas walcowania na gorąco, *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*, nr 5, 2007, s. 243 -250.
11. Hadasik E.: *Badania plastyczności metali*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2008.
12. Hadasik E.: Modelowanie procesu walcowania blach na gorąco z nowoczesnych gatunków stali karoseryjnej, *Hutnik-Wiadomości Hutnicze*, nr 12, 2008, s. 707 - 713.
13. Adamczyk M., Kuc D., Hadasik E.: Modeling of structure changes in TRIP steel during hot deformation, *Archives of Civil and mechanical Engineering*, vol. 8, No 3, 2008, s. 5 - 13.
14. Niewielski G., Kuc D.: *Stale dla przemysłu motoryzacyjnego*, [w:] Szkliniarz W. (red.): *Nowoczesne materiały metaliczne – terażniejszość i przyszłość*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2009.
15. De Cooman B.C., Chen L., Kim Han S., Estrin Y., Kim S.K., and Voswinckel H.: State-of-the-Science of High Manganese TWIP Steels for Automotive Applications, *InTech*, Chapter 10, 2012 s. 1-19.
16. Uejia R., Tsuchida N., Terada D., Tsuji N., Tanaka Y., Takemuraa A. and Kunishigea K.: Tensile properties and twinning behavior of high manganese

- austenitic steel with fine-grained structure, Science Direct, Scripta Materialia 59, 2008, s. 963 - 966
17. Kwang-Geun Ch., Chung-Yun K., Kim K.: Effects of Al addition on deformation and fracture mechanisms in two high manganese TWIP steels, Materials Science and Engineering A, nr 528, 2011, s. 2922 - 2928
 18. Bouaziz O., Allain S., Scott C.P., Cugy P., Barbier D.: High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships, Current Opinion in Solid State and Materials Science, nr 15, 2011, s. 141 - 168
 19. Scott C., Allain S., Faral M., Guelton N.: The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications, International Steelmaking Conference, Paris, December 15-16, 2005, s. 293 - 302
 20. Hadfield R.A.: Hadfield's manganese steel, Science 12, 1888, s. 284 - 286.
 21. Woźnica H.: Hutnictwo, Zeszyty naukowe Politechniki Śląskiej, Z17, Nr 588, Wpływ składu chemicznego i procesów technologicznych na stabilność struktury stali 60G30J9, Gliwice, 1978.
 22. Niewielski G., Kuc D., Jabłońska M. Hadasik E., Tomaszewska A. i inni: Wysokowytrzymałe stale Mn-Al przeznaczone na elementy konstrukcyjne pojazdów mechanicznych" sprawozdanie z realizacji projektu, zlec. Narodowego Centrum Badań i Rozwoju, 2010 - 2013.
 23. Volosevich PY, Grindnev VN, Petrov YN: Manganese Influence on Stacking-Fault Energy in Iron-Manganese Alloys. Physics Metal Metallography, no 42, 1976, s. 126-130.
 24. Lee YK, Choi CS: Driving Force for $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of γ in Fe-Mn Binary System. Metall. Mater. Trans A, no 31A, 2000, s. 355 -366.
 25. Yang W. S., Wan C. M.: The influence of aluminium content to the stacking fault energy in Fe-Mn-Al-C alloy system, Journal of Materials Science 25, 1990, s.1-3
 26. Kuc D., Niewielski G., Lalik S. Microstructure and selected properties of Mn-Al duplex steels, Archives of Materials Science and Engineering Vol. 47, Issue 1, 2011, s. 11 - 18.
 27. Kuc D., Cebulski J.: Journal of Achievements Plastic behaviour and microstructure characterization high manganese aluminium alloyed steel for the automotive industry, Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 51, Issue 1, 2012, s. 14 - 21.

28. Jabłońska M.B.: Struktura i właściwości austenitycznej stali wysokomanganowej umacnianej wskutek mechanicznego bliźniakowania w procesach deformacji dynamicznej, Gliwice 2016, ISBN 978-83-7880-363-8.
29. Kwon O., Lee K., Kim G.: New Trends in Advanced High Strength Steel Developments For Automotive Application. Materials Science Forum, Vols. 638-642, 2010, p. 136-141.
30. Tomaszewska A., Jabłońska M., Hadasik E., Niewielski G., Kawalla R.: Research of selected properties of two types of high manganese steel, Materials Science and Engineering - Conference Series, 22, 2011.
31. Niewielski G., Kuc D., Cebulski J.: Microstructure and selected properties of Mn-Al steels, Archives of Materials Science and Engineering, Vol 47 , Iss. 1, 2011, p. 11 - 18.
32. Jabłońska M., Śmiglewicz A., Niewielski G., Hetmańczyk M.: Heat treatment of high manganese type X55MnAl25-5 austenitic steel. Materials Science and Engineering, 22, 2011.
33. Kuc D., E. Hadasik, Niewielski G., Schindler I., Mazoncova E. Rusz S., Kawulok P.: Structural and mechanical properties of laboratory rolled steel high-alloyed with manganese and aluminium, Archives of Civil and Mechanical Engineering 12, 2012, p. 312-317.
34. Tomaszewska A.: Badania wybranych właściwości stali X20MnAl18-3 po walcowaniu na zimno i na gorąco, Hutnik, Wiadomości Hutnicze, Nr 8, 2011, s. 674 - 677.
35. Frommeyer G., Brück U.: Microstructure and mechanical properties of High-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX Steels. Steel Research International 77 (9-10), 2006, p. 627-633.
36. Hamada S.A.: Manufacturing, mechanical properties and corrosion behavior of high Mn TWIP steels, Ed. Oulu University Press. Acta Universitatis Ouluensis C281, 2007.
37. Grassel O., Kruger L., Frommeyer G., Meyer L.W.: High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/ TWIP steel development – properties – application, International Journal of Plasticity 16, 2000, p. 1391-1409.
38. Grajcar A.: Struktura stali C-Mn-Si-Al kształtowana z udziałem przemiany martenzytycznej indukowanej odkształceniem plastycznym, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2009.
39. Niendorf T., Rusing C.J., Frehn A., Chumlyakov Y.I., Maiera H.J.: Deformation mechanisms in high-manganese steels showing twinning-induced plasticity:

- Fine-grained material and single crystals at ambient and cryogenic temperatures. *Scripta Materialia*, 67, 2012, p. 875-878.
40. Senkara J.: Współczesne stale karoseryjne dla przemysłu motoryzacyjnego i wytyczne technologiczne ich zgrzewania, *Przegląd Spawalnictwa* 11, 2009, s. 3 - 7.
 41. Yoo J.D., Hwang S.W., Park K.-T.: Origin of extended tensile ductility of a Fe-28Mn-10Al-1C, *Metallurgical and Materials Transactions* 40A, 2009, p. 1520 - 1523.
 42. Stricker L., Ambroszko W.: Nadwozia w kolizjach drogowych, *Autonaprawa*, 2010, s. 40 - 41.
 43. Park K.-T., Kim G., Kim S.K., Lee S.W., Hwang S.W., Lee C.S.: On the transitions of deformation modes of fully austenitic steels at room temperature, *Metals and Materials International* 16, 2010, p. 1 - 6.
 44. Gronostajski Z., Niechajowicz A., Polak S.: Prospects for the use of new-generation steels of the AHSS type for collision energy absorbing components, *Archives of Metallurgy and Materials* 55, 2010, p. 221 - 230.
 45. Nowacki W.K.: Badania właściwości dynamicznych materiałów konstrukcyjnych przy dużych prędkościach deformacji, *Mechanik* 24, 1996, s. 14 - 20.
 46. Klepaczko J.R., Nowacki W.K.: Badania materiałów przy dużych i bardzo dużych prędkościach deformacji, *Mat. konf. XIX Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego*, Jachranka 2000.
 47. Projekt Badawczy KBN Nr N507 069 32/1932 – Strukturalno-mechaniczne aspekty dynamicznego odkształcania materiałów metalicznych dla przemysłu samochodowego (praca niepublikowana).
 48. Niechajowicz A., Tobota A.: Application of flywheel machine for sheet metal dynamic tensile tests. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 8, 2008, p. 129 - 137.
 49. Płachta A., Pawlicki J., Rodak K.: Strength-energy and structural effects of dynamic deformation of aluminum alloy. *Solid State Phenomena* 226, 2015, p. 49 - 52.
 50. Malinowski J., Kowalewski Z., Kruszka L.: Doświadczalna metoda oraz badania plastycznego płynięcia metali w zakresie bardzo wysokich prędkości odkształcania, *Prace Instytutu Podstawowych Problemów Techniki PAN – IFTR REPORTS* 10, 2007, s. 1-88.

51. Wróbel M.: Bliźniakowanie mechaniczne kryształów o strukturze regularnej, Wydawnictwo AGH, Kraków, 2011.
52. Venables J.A.: Deformation Twinning in Face-Centred Cubic Metals. *Philosophical magazine* 6 (63), 1961, p. 379-396.
53. Vercammen S., Blanpain B., De Cooman B.C. Wolants P.: Cold rolling behaviour of an austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning, *Acta Materialia* 52, 2004, p. 2005 - 2012.
54. Wróbel M.: Błędy ułożenia – czym są i od czego zależy ich energia, *Inżynieria Materiałowa* 6, 2001, s. 1024 - 1032
55. Jabłońska M.B., Processes of static and dynamic deformation of manganese steels and their influence on changes in properties and structure, METAL 2018. 27th International Conference on Metallurgy and Materials, May 23rd - 25th, 2018, Brno, Czech Republic. Conference proceedings. [Dokument elektroniczny]. Ostrava : Tanger, 2018, (CD-ROM) p. 230 - 235.
56. Jabłońska M.B., Dynamic behaviour of high manganese steels. METAL 2017. 26th International Conference on Metallurgy and Materials, May 24th - 26th, 2017, Brno, Czech Republic. Conference proceedings. Ostrava : Tanger, 2018, dysk optyczny (CD-ROM) s. 313-319,
57. Śmiglewicz A., Jabłońska M, Moćko W, Kowalczyk K, Hadasik E, Properties and structure of X30MnAlSi26-4-3 high strength steel subjected to dynamic compression processes. *Arch. Metall. Mater.* 2017 vol. 62 iss. 4, s. 2255-2260
58. Jabłońska M.B., Mechanical properties and fractographic analysis of high manganese steels after dynamic deformation tests. *Arch. Metall. Mater.* 2014 vol. 59 iss. 3, p. 1193-1197.
59. Jabłońska M., Tomczak J., Analiza MES procesu dynamicznego rozciągania austenicznej stali wysokomanganowej, *Hutnik* 2015 R. 82 nr 8, s. 559-562.
60. Xu S., Ruan D., Beynon J.H., Rong Y.: Dynamic tensile behavior of TWIP steel under intermediate strain rate loading. *Materials Science and Engineering A* 573, 2013, p. 132-140

List of figures

Fig. 5.1. Relation between strength and elongation for steel used for car body elements [5]

Fig. 5.2. Division of vehicle passenger safety zones [1]

Fig. 5.3. The course of temperature and pressure on rolls during rolling of DP type steel [8]

Fig. 5.4. Changes in average unit pressure p_{sr} for steel types IF, TRIP, DP depending on the temperature of rolling in subsequent passes [9]

Fig. 5.5. Microstructure on longitudinal section after hot rolling with subsequent controlled cooling for steel a) IF: water, furnace 550°C, b) TRIP: water, 400°C furnace, c) DP: water [10]

Fig. 5.6. Scheme of simulation of the TRIP deformation and cooling process in a compression test in a flat deformation condition [12]

Fig. 5.7. The course of dependence stress – strain for steel types a) IF, b) DP, c) TRIP [11]

Fig. 5.8. Microstructure of steel types: a) IF, b) DP, c) TRIP after simulation carried out in a hot compression test in a flat deformation [11].

Fig. 5.9. Microstructure of steel in cast state X20MnAl18-3 (a), X55MnAl25-5 (b) and X60MnAl30-9 (c). [22]

Fig. 5.10. Diagram of the conducted experiment to determine the zero plasticity temperature (TZP) (a), the appearance of the samples after tensile test (b) [26]

Fig. 5.12. Registered force as a function of temperature and deformation and samples subjected to the SICO test of steel X20MnAl18-3 [26]

Fig. 5.13. View of sample and microstructure of austenitic-ferritic steel X60MnAl30-9 after SICO test at 850°C [27]

Fig. 5.14. Scheme of the rolling mill line at Bergakademie in Freiberg: 1 - 8 successive bushings used for the tested steels: 1 - 5 pre-rolling, 6 - 8 finishing rolling

Fig. 5.15. Microstructure of Mn-Al steels after hot working [33]

Fig. 5.16. Structure of Mn-Al steel after hot forming, end temperature of rolling 900°C (a) and 800°C (b, c)

Fig. 5.17. EBSD maps of steel samples after hot rolling X20MnAl18-3 (a) and X60MnAl30-9 steel (b) – grain orientation maps, c – phase participation in X60MnAl30-9 steel (green colour – austenite with numerous twins, red colour – ferrite, participation 9,8%)

Fig. 5.18. Microstructure of X60MnAl30-9 steel after cold rolling and annealing at 800°C (b), 900 ° C (b, d) and 1000 ° C (c, e) with a holding time of 60 min.

Fig. 5.19. Stress in elongation function for X60MnAl30-9 steel after cold rolling and annealing at a temperature of 600°C to 1000°C with a holding time of 60 min. and air cooling. [27]

Fig. 5.20. Course in force (F) and displacement (D) as a function of time in the stamping test using the Swift method and obtained extrusions of steel sheets X60MnAl30-9 annealing at 800°C (a) and 900°C (b)

Fig. 5.21. Microstructure of Mn-Al steel in a temperature-saturated state at 1100°C. EBU 27mJ/m²

Fig. 5.22. Microstructure of Mn-Al steel in a temperature-saturated state at 1100°C. EBU 27mJ/m²

Fig. 5.23. Dependence of Tensile Strength and strain rate for Mn-Al steel during static and dynamic tensile tests [28]

Fig 5.24. Value of energy absorption indicator E_{ABS} for Mn-Al steel and DP steel during dynamic tensile tests [28]

Fig. 5.25. Mn-Al steel microstructure after deformation a) under static conditions b) under dynamic conditions. LM

Fig. 5.26. Structural effects accompanying the deformation of Mn-Al steel in static tests

Fig. 5.27. Microstructural effects of the slip process evolution during the deformation of Mn-Al steel at high strain rate

Fig. 5.28. Microstructural effects of twinning progress during the deformation of Mn-Al steels at high speeds.

Fig. 5.29. Microstructural effects of strain energy accumulation in Mn-Al steel during dynamic deformation.

Bogusław MENDALA¹

Rozdział 6

NOWOCZESNE TECHNOLOGIE INŻYNIERII POWIERZCHNI

6.1. Wstęp

Rozwój dyscypliny naukowej jaką jest inżynieria powierzchni związany jest bardzo ściśle z powstaniem w Katowicach Wydziału Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej. Utworzony zarządzeniem Ministra Oświaty i Szkolnictwa Wyższego z dnia 13 czerwca 1969 roku Wydział Metalurgiczny Politechniki Śląskiej stanowił podstawę i umożliwił rozpoczęcie działalności naukowo-dydaktycznej w Katowicach. Prowadzone badania, jak również rozwój kadry Katedry Materiałoznawstwa i Technologii Materiałów doprowadziły w 1971 roku do utworzenia Instytutu Inżynierii Materiałowej, który stał się jednym z wiodących ośrodków naukowych w Polsce, wyposażonym w nowoczesną aparaturę badawczą i technologiczną [1].

Powstanie i rozwój specjalistycznych laboratoriów badawczych w Instytucie Inżynierii Materiałowej, jak również silna współpraca z przemysłem, umożliwiły podjęcie tematyki badawczej związanej z obróbką cieplno-chemiczną i procesami uszlachetniania warstwy wierzchniej. Można więc postawić tezę, że początek lat siedemdziesiątych był również okresem kiedy w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Śląskiej rozpoczęto działalność w obszarze inżynierii powierzchni.

6.2. Zagadnienia wytwarzania warstw i powłok ochronnych

Tematyka wytwarzania galwanicznych powłok ochronnych była już rozwijana w utworzonej 1 lipca 1969 roku w Katedrze Materiałoznawstwa i Technologii

¹ Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej

Materiałów. Powstały stanowiska badawczo-dydaktyczne, z wykorzystaniem których zajmowano się osadzaniem antykorozyjnych, galwanicznych powłok chromowych [2]. Pracownicy Katedry w tym czasie zajmowali się również wdrażaniem spoiwa fosforanowego glinowo-chromowego w odlewnictwie, budownictwie i przemyśle materiałów ogniotrwałych. Podjęto tematykę zastosowania tego spoiwa w żaroodpornych powłokach ochronnych, nanoszonych techniką malowania i natryskiwania. Efektem prowadzonych badań było kilka patentów dotyczących zabezpieczenia elementów grafitowych i węglowo-grafitowych przed utlenianiem: patent RP nr 83960 – Środek powłokowy ognioodporny; patent RP nr 92028 – Sposób zabezpieczenia elektrod grafitowych pieców łukowych przed utlenianiem; patent RP nr 94374 – Sposób ochrony ogniotrwałej wymurówki kadzi odlewniczej i materiałów przeznaczonych na wymurówkę, przed korozyjnym i erozyjnym działaniem ciekłego żużla i metalu; patent RP nr 106790 – Sposób zabezpieczenia wyrobów węglowych, węglowo-grafitowych i grafitowo-szametowych przed utlenianiem; patent RP nr 110383 - Sposób wytwarzania izolacyjnych wkładek do wlewnic stalowniczych [2].

Od momentu powstania do 1976 roku w Instytucie Inżynierii Materiałowej funkcjonowała struktura Zespołów. W jednym z nich, zajmującym się tematyką powłok ochronnych opracowano technologię aluminiowania zanurzeniowego metodą jednostkową. Początkowo były to trzy piece elektryczne, oporowe do ręcznego zanurzania detali w ciekłej kąpieli Al. W krótkim czasie jednak zaprojektowana została i wybudowana na ok. 1/3 hali technologicznej Instytutu półautomatyczna linia do aluminiowania zanurzeniowego, przewidziana do nakładania powłok aluminiowych na tłumiki do Fiata 126p. Mimo laboratoryjnie potwierdzonych bardzo dobrych właściwości aluminiowanych tłumików, względy ekonomiczne, jak również problemy występujące przy zgrzewaniu pokrywanych blach zdecydowały o zaniechaniu tej technologii. Procesowi aluminiowania zanurzeniowego z lepszym efektem poddawano też izolatory i profile blaszane stosowane na drogach ekspresowych i autostradach do oddzielania pasów ruchu [2-5]. Półautomatyczne stanowisko i technologia aluminiowania zanurzeniowego otrzymała Nagrodę Państwową II stopnia i nagrodę na Targach Technologii w Brukseli.

W kolejnych latach, po 1976 roku, Instytut Inżynierii Materiałowej przyjął strukturę Laboratoriów. Zostały wtedy utworzone następujące Laboratoria: Stopów Specjalnych, Materiałoznawstwa, Walcownictwa i Tłocznictwa, Kuźnictwa i Ciągarstwa, Elektrochemii, Mikroskopii Elektronowej, Obróbki Ciepłej i Ciepłno-chemicznej, Materiałów Formierskich, Mechaniki i Wytrzymałości Materiałów oraz Obróbki Powierzchniowej i Odlewnictwa.

W tym ostatnim zajmowano się zagadnieniami związanymi z opracowaniem podstaw technologii wytwarzania warstw żaroodpornych, powłok odpornych na korozję oraz odpornych na ścieranie i erozję. Dla studentów został opracowany skrypt, poświęcony zagadnieniom warstwy wierzchniej pt.: Teoretyczne podstawy inżynierii materiałowej warstwy wierzchniej, który wydano w 1981 roku [6].

W 1980 roku Instytut przyjął nazwę Instytut Inżynierii Materiałowej – Centrum Uczelniano Przemysłowe. Wielu, starszych już dzisiaj pracowników Instytutu uważa, że był to najwspanialszy okres funkcjonowania Instytutu Inżynierii Materiałowej, w pełni sprawdziła się w tym czasie struktura laboratoriów badawczych.

Na początku lat siedemdziesiątych na świecie zaczęto wyodrębniać z inżynierii materiałowej problematykę uszlachetniania powierzchni wyrobów. Po raz pierwszy pojęcie *Surface engineering* pojawiło się w Anglii [7]. Z czasem to bezpośrednie tłumaczenie z języka angielskiego zaczęło pojawiać się w Polsce i bardzo szybko przyjęło się w postaci określenia *inżynieria powierzchni*. Jednak nawet sam profesor Tadeusz Burakowski uważał, że bardziej słuszne byłoby określenie *inżynieria warstwy wierzchniej*. Już w połowie lat 80 studenci jednolitych studiów magisterskich, którzy decydowali się na wybór specjalności dyplomowania mogli wybrać specjalność *warstwa wierzchnia* i realizować prace dyplomowe magisterskie tematycznie związane z uszlachetnianiem powierzchni. Absolwenci na dyplomie ukończenia studiów otrzymywali tytuł magistra inżyniera technologa materiałów, bez nazwy specjalności dyplomowania.

Instytut Inżynierii Materiałowej Politechniki Śląskiej w Gliwicach był organizatorem konferencji naukowych z zakresu obróbki powierzchniowej, z których dwie odbyły się na początku lat 70. Były to kolejno:

- Obróbka powierzchniowa wyrobów ze stopów żelaza – procesy oczyszczania i ulepszania, Katowice – Jaszowiec, 1972 i 1973,
- I Ogólnopolskie Sympozjum „Metalizacja zanurzeniowa”, Szczyrk, 1979.

Prowadzone wtedy w Laboratorium Obróbki Powierzchniowej i Odlewnictwa prace badawcze, związane z niskotemperaturowym elektrolitycznym nasiarczaniem stali narzędziowych oraz naborowywaniem stopów żelaza metodą kontaktowo-gazową (1975-1980), zostały zastosowane w praktyce przemysłowej. Opracowana technologia niskotemperaturowego nasiarczania została wdrożona w Fabryce Obrabiarek Ciężkich PONAR w Zawierciu, a proces naborowywania sworzni pojazdów gąsienicowych w Hucie Stalowa Wola. Należy dodać że, opracowana w Katowicach technologia stanowiła alternatywę dla stosowanych powszechnie w tym czasie technologii wysokotemperaturowych, a efektem prowadzonych badań są publikacje z tego okresu

[8-10] oraz patenty Rys. 6.1. Prace nad procesem naborowywania stopów żelaza stanowiły ważny etap w rozwoju naukowym zespołów badawczych Instytutu. Wykazano możliwość wytwarzania struktur jedno oraz dwufazowych borków poprzez dobór składu mieszaniny proszków, aktywatorów oraz temperatury procesu. Stwierdzono również, że dwufazowa struktura faz FeB oraz Fe₂B wykazuje obecność siatki pęknięć na powierzchni borowanej, co ogranicza jej zastosowanie. Oprócz procesu naborowywania sworzni stosowanych w pojazdach gąsienicowych opatentowano technologię wytwarzania mieszanin proszkowych do naborowywania [11-14]. Badania nad procesem naborowywania w proszkach egzotermicznych kontynuowane były jeszcze w latach 1982-1989.



Rys. 6.1. Patenty udzielone Politechnice Śląskiej: na środek w postaci proszku do wytwarzania dyfuzyjnych warstw borkowych – a) [11] i na sposób wytwarzania dyfuzyjnych warstw borkowych – b) [13]

Współpraca w latach 70 i 80 z Wytwórnią Sprzętu Komunikacyjnego WSK-PZL Rzeszów, jedną z najbardziej rozwiniętych technologicznie firm w Polsce, pozwoliła na intensywny rozwój nowoczesnych technologii wytwarzania powłok ochronnych, obróbki cieplnej, cieplno-chemicznej oraz specjalnych procesów próżniowych, stosowanych głównie w przemyśle lotniczym. Nowe kierunki badawcze oraz modernizacja Laboratorium Obróbki Powierzchniowej i Odlewnictwa doprowadziły również do powstania: instalacji do otrzymywania powłok metodą metalizacji zanurzeniowej oraz laboratorium badań korozyjnych. Prowadzono badania nad opracowaniem nowych powłok zanurzeniowych w kąpielach aluminiowych i cynkowych modyfikowanych aluminium. Efektem prowadzonych działań były prace

o charakterze utylitarnym, dotyczące metalizacji w kąpielach stopowych, prowadzone dla przemysłu samochodowego [15-19]. W tym samym okresie powstało nowe laboratorium natryskiwania cieplnego, które umożliwiło prowadzenie prac nad wytwarzaniem metodą natrysku płomieniowego powłok odpornych na ścieranie, zużycie w warunkach erozji i antykorozyjnych. Laboratorium to było wyposażone w pistolety do natryskiwania materiałów w postaci proszku i drutu. Możliwości badawcze w zakresie natryskiwania cieplnego powłok odpornych na ścieranie wzrosły wraz z zakupem nowoczesnego pistoletu na natryskiwanie naddźwiękowego HVOF, który uruchomiono w 1993 roku [20-32]. Wytwarzane powłoki węglkowe, o wysokiej odporności na zużycie i korozję znalazły zastosowanie w energetyce, do ochrony elementów kotłów. W 1996 roku pod patronatem Katedry Nauki o Materiałach (1991) zorganizowano dwa Seminaria Naukowo-Techniczne: *Nowoczesne materiały i technologie w inżynierii powierzchni warstw odpornych na ścieranie i korozję* i *Nowoczesne materiały i technologie natryskiwania cieplnego, ich zastosowanie w przemyśle energetycznym, maszynowym i chemicznym* Rys. 6.2, a w 1998 roku III Konferencję Naukowo-Techniczną *Materiały i Technologie zwiększające trwałość elementów maszyn i urządzeń w przemyśle energetycznym* [33].



Rys. 6.2. Seminaria Naukowo-Techniczne zorganizowane pod patronatem Katedry Nauki o Materiałach, w kwietniu 1996 – a) i listopadzie 1996 – b)

Rozwijająca się współpraca naukowo-badawcza z WSK-PZL Rzeszów, jak również odbyte przez pracowników Instytutu staże przemysłowe zaowocowały od

połowy lat 70 nową tematyką badawczą. Rozpoczęto badania nad powłokami żaroodpornymi na łopatkach wirujących oraz stacjonarnych silników lotniczych w celu zwiększenia ich trwałości. Rozwijano metodykę i prowadzono badania nad technologiami wytwarzania żaroodpornych warstw dyfuzyjnych z wykorzystaniem metod obróbki cieplno-chemicznej. Na laboratoryjnych stanowiskach do wytwarzania warstw dyfuzyjnych metodami proszkowymi prowadzono modelowe badania procesów dyfuzyjnego wzrostu warstw w układzie Ni-Al oraz Ni-Cr-Al. Badania te stanowiły podstawę zrozumienia mechanizmów wzrostu powłok aluminidkowych w wysokiej temperaturze [34-37]. Równolegle prowadzono badania mechanizmów degradacji powłok aluminidkowych wytwarzanych na elementach turbinowych silników lotniczych podczas eksploatacji. W tym czasie podjęto ścisłą współpracę z Instytutem Technicznym Wojsk Lotniczych w Warszawie. Wyjaśnienie mechanizmów degradacji powłok oraz poznanie kryteriów oceny stanu warstwy wierzchniej łopatek turbin silników lotniczych pozwoliło na opracowanie podstaw technologii nowych typów powłok żaroodpornych. Ówczesne modelowe prace badawcze prowadzono na niklu, stopach przerabianych plastycznie EI867 oraz odlewanych precyzyjnie z grupy ZS6K [38].

Prowadzone badania pozwoliły stwierdzić, że powłoki żaroodporne otrzymywane w aktywowanych mieszaninach proszków Al i Cr na niklu mogą wzrastać w wyniku dordzeniowej dyfuzji aluminium lub odrdzeniowej dyfuzji niklu w zależności od wzajemnego stosunku masy proszków aluminium, chromu oraz obojętnego wypełniacza. Znaczący wpływ na kierunek wzrostu powłok ma temperatura. Udowodniono, że chrom wprowadzony do mieszanin proszkowych, w których stosuje się jako aktywator chlorek amonu, nie dyfunduje do warstwy wierzchniej lecz wpływa pośrednio na zawartość aluminium w powłoce dyfuzyjnej. Zrozumienie mechanizmów wzrostu powłok w tzw. procesach wysokoaktywnych oraz niskoaktywnych jakie występują podczas chromoaluminowania możliwe było w oparciu o wyniki badań dyfuzyjnego wzrostu warstw w modelowych parach dyfuzyjnych układu Ni-NiAl. Badania te wykazały znaczące różnicowanie wartości współczynników dyfuzji w poszczególnych fazach oraz zależność współczynnika dyfuzji od stężenia aluminium w fazie β -NiAl. Podsumowanie wyników badań modelowych nad mechanizmami wzrostu warstw przedstawiono w licznych publikacjach [39, 40].

Prace nad technologiami wytwarzania warstw dyfuzyjnych na elementach turbin silników lotniczych stanowią jeden z ważniejszych kierunków badawczych, jaki był i jest prowadzony od kilkadziesiątu lat przez zespół zajmujący się procesami

wytwarzania powłok i warstw ochronnych – uszlachetnianiem warstwy wierzchniej – inżynierią powierzchni [41-47].

W czerwcu 1986 roku w Instytucie Inżynierii Materiałowej powstał Zakład Odlewnictwa, Stopów Specjalnych i Warstw Ochronnych, w którym utworzono cztery pracownie: Pracownię Stopów Specjalnych, Pracownię Warstw Ochronnych, Pracownię Stopów Żelaza i Pracownię Ceramiki [2]. Zmieniła się również struktura organizacyjna na Wydziale Metalurgicznym, który w 1988 roku przyjął nazwę Wydziału Metalurgii i Inżynierii Materiałowej [1, 2]. Instytut Inżynierii Materiałowej był jednym z czterech Instytutów wchodzących w skład nowego Wydziału.

W tym samym roku życiowe losy autora niniejszego opracowania, który ukończył studia na kierunku inżynieria materiałowa ze specjalnością dyplomowania *warstwa wierzchnia*, splotły się z historią Instytutu Inżynierii Materiałowej i Wydziału Metalurgii i Inżynierii Materiałowej.

W tym okresie w Pracowni Warstw Ochronnych zajmowano się zagadnieniami modyfikacji dyfuzyjnych powłok aluminidkowych krzemem. Celem tych badań było zwiększenie odporności powłok aluminidkowych na korozję wysokotemperaturową. Ponieważ rozpuszczalność Si w fazach układu Ni-Al jest niewielka założono, że będzie segregował on w procesie krzemoaluminowania do wydzielen Mo, W, Ti, zwiększając przez to odporność powłok na oddziaływanie wysokiej temperatury. Prowadzono badania technologiczne otrzymywania powłok Al modyfikowanych krzemem

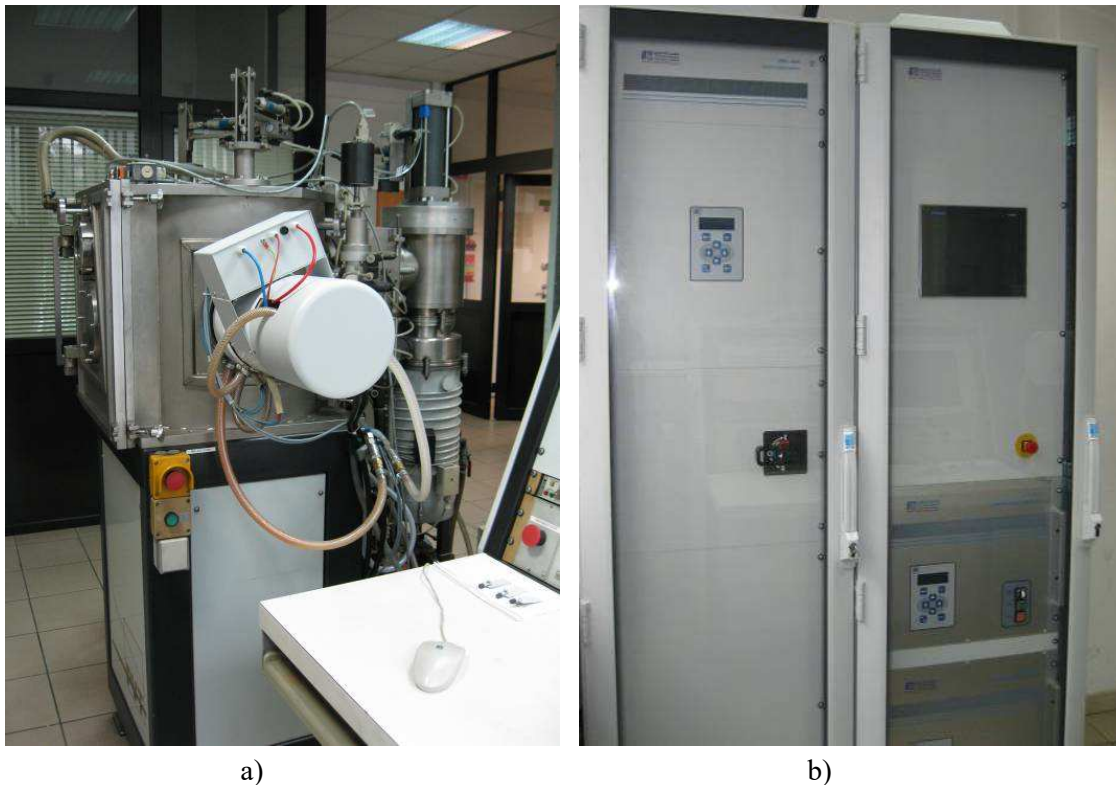
z wykorzystaniem metod: kontaktowo-gazowej oraz nanoszenia zawiesin i dyfuzyjnego wygrzewania [48-50]. Wtedy też opracowano koncepcje w zakresie wytwarzania warstw żaroodpornych, które są realizowane po dzień dzisiejszy. Stwierdzono, że najszersze zastosowanie praktyczne znajdują metody: kontaktowo-gazowa, CVD, LPPS, natryskiwania zawiesin, a także metoda dwustopniowa, galwaniczno-dyfuzyjna dla powłok typu Pt-Al. Wskazano na szczególne zainteresowanie powłokami aluminidkowymi, modyfikowanymi: Si, Cr i Pt. Jako metodę przyszłościową, modyfikacji warstw dyfuzyjnych, wskazywano technologię PVD [51-56].

Początek lat 90 był okresem kolejnych zmian w strukturze Wydziału, który zwiększył obszar swojej działalności i zmienił nazwę na Wydział Inżynierii Materiałowej, Metalurgii Transportu i Zarządzania. Natomiast 14 lutego 1991 roku z Instytutu Inżynierii Materiałowej utworzone zostały trzy Katedry [2]:

- Katedra Nauki o Materiałach

- Katedra Technologii Stopów Metali, (od 1 lutego 1993 r. przyjęła nazwę Katedra Technologii Stopów Metali i Kompozytów
- Katedra Mechaniki i Technologii Przeróbki Plastycznej.

Początek lat 90 i powstanie Katedry Nauki o Materiałach, w której rozwijane były zagadnienia warstwy wierzchniej, zaowocował dostępem do nowoczesnych technologii *inżynierii powierzchni*. Projekty badawcze finansowane z funduszu Komitetu Badań Naukowych [57, 58] umożliwiły zakup aparatury PVD z łukowymi źródłami plazmy. Już wtedy powstała koncepcja zastosowania powłok osadzanych metodą PVD do ochrony łopatek sprężarek silników lotniczych przed zużyciem [59]. Potencjalnym odbiorcą wyników realizowanych badań był przemysł lotniczy, na potrzeby którego opracowywano powłoki zwiększające trwałość łopatek sprężarkowych typu Ni-Cd. Prace prowadzono w nowoutworzonym (1992) Laboratorium Technologii Próżniowych, na aparaturze PVT-550, Rys. 6.3.



Rys. 6.3. Aparatura PVD typu PVT-550: komora próżniowa – a) i system sterowania – b)

Początkowo badania nad powłokami odpornymi na zużycie erozyjne i korozję koncentrowały się na powłokach z azotku tytanu, jednak bardzo szybko stwierdzono, że ze względu na ich katodowy charakter w środowisku chlorków, jak również kolumnową strukturę, zastosowanie TiN do ochrony stali przed korozją jest bardzo ograniczone. Wielowarstwowe powłoki Ti/TiN charakteryzowały się bardzo dobrą

odpornością na zużycie erozyjne, zwłaszcza przy zróżnicowanych kątach padania cząstek erozyjnych, jednak lepszymi właściwościami ochronnymi charakteryzowały się powłoki CrN. Prowadzone badania nad osadzaniem powłok CrN i wielowarstwowych Cr/CrN, w zastosowaniu do ochrony stali stosowanych na łopatki sprężarek zostały opublikowane między innymi w *Surface and Coatings Technology* oraz zaprezentowane podczas *Fifth European Conference on Advanced Materials Processes and Applications, EUROMAT'97* [60-62].

Prowadzone badania zaowocowały podjęciem współpracy z WSK PZL-Rzeszów SA w zakresie możliwości zastosowania nowych wielowarstwowych powłok ochronnych typu Cr/CrN do ochrony łopatek sprężarek przed erozją. Uczestnicząc w programach badawczych WSK opracowano i wykonano nowy typ powłoki na kilkuset łopatkach ze stali EI961 i EI962, które testowano na hamowni i w próbach na silnikach lotniczych. Badania laboratoryjne, a zwłaszcza testy odporności na erozję powłok Cr/CrN pozwoliły na opracowanie optymalnej ich budowy oraz dobór parametrów obróbki wykańczającej.

Podsumowaniem prowadzonych badań były dwa patenty uzyskane w 1996 roku i 1999 roku dotyczące: wytwarzania i zastosowania powłok ochronnych zwiększających trwałość elementów ze stopów niklu lub kobaltu oraz stopów żelaza lub tytanu zwłaszcza na elementach silników spalinowych i sposobu zwiększenia trwałości łopatek sprężarek silników turbinowych [63, 64].

Uruchomienie w Katedrze Nauki o Materiałach zaawansowanej aparatury rozpoczęło też etap badań nad możliwością wytwarzania modyfikowanych warstw dyfuzyjnych z wykorzystaniem metody PVD. W latach 1995-2003, w ramach trzech projektów KBN [65-67], prowadzono badania nad wytwarzaniem metodą Arc-PVD powłok aluminiowych oraz powłok adhezyjnych NiCoCrAlY na stopie odlewniczym ZS6K. W trakcie realizacji badań dobierano parametry technologiczne procesu osadzania powłok oraz określono korelację składu chemicznego źródeł – katod ze składem chemicznym osadzanych powłok. Przeprowadzona analiza wykazała możliwość współosadzania Cr Al i Y, jako pierwiastków zwiększających żaroodporność powłok na stopach niklu. Wyniki badań zostały zaprezentowane między innymi podczas: *International Symposium on High Temperature Corrosion and Protection of Materials, Les Embiez, France*, *Fifth European Conference on Advanced Materials Processes and Applications, EUROMAT'97, Maastricht, Netherland* oraz na *9th INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON SUPERALLOYS, September 17-21, Champion, Pennsylvania, USA, SUPERALLOYS 2000* [68-70].

Prace badawcze nad wytwarzaniem powłok typu MeCrAlY były następnie kontynuowane w projekcie europejskim COST – 522 „POWER GENERATION IN TO the 21 CENTURY“ [71]. W projekcie jednostkami współpracującymi były między innymi: National Physical Laboratory (Londyn), Alstom Power Gen., Chromalloy Ltd. (Anglia), Ansaldo (Włochy); Juelich Research Center (Niemcy). Badania prowadzono na podłożu stopu monokrystalicznego CMSX-4 i wykazano możliwość osadzania powłok NiCoCrAlY o zwiększonej zawartości aluminium i dyfuzyjnym ich połączeniu do podłoża.

Zastosowanie nowych materiałów konstrukcyjnych w lotnictwie, a zwłaszcza stopów tytanu, ukierunkowały dalsze badania zespołu zajmującego się inżynierią powierzchni na otrzymywanie powłok żaroodpornych na stopy TiAl i TiAlCrNb. Wykazano, że znaczny wzrost żaroodporności stopów Ti można uzyskać przez wytworzenie powłok Al-Si metodą Arc-PVD lub przez nanoszenie powłok z zawiesin metaloceramicznych zawierających Al i Si, których wpływ określono podczas prowadzonych badań cyklicznego utleniania. Efektem prowadzonych badań, dotyczących wpływu wytworzonych metodą Arc-PVD powłok na odporność na cykliczne i izotermiczne utlenianie stopów Ti-48Al i Ti-48Al-2Cr-2Nb były publikacje naukowe w Surface and Coatings Technology i Defekt and Diffusion Forum Series oraz w czasopismach krajowych [72-78].

Zapotrzebowanie w WSK PZL-Rzeszów SA, ważnego partnera przemysłowego na powłoki żaroodporne na elementach ze stopów niklu spowodowało, iż zespół zajmujący się zagadnieniami inżynierii powierzchni zaangażował się w opracowanie bezkontaktowej technologii aluminiowania dyfuzyjnego dla łopatek ze stopu Rene 77, In100 i Mar M247, która stanowiła znaczący postęp w odniesieniu do metod proszkowych – kontaktowych. W ramach realizowanego projektu [79], opracowano założenia konstrukcyjne budowy stanowiska laboratoryjnego do procesu aluminiowania metodą „out of pack”, rozwiązując jednocześnie problem krystalizacji gazów procesowych (fluorków), pojawiający się na chłodnych elementach układu odprowadzania ich z retorty procesowej. Na etapie wdrożenia procesu do produkcji zespół uczestniczył w próbach technologicznych wytwarzania powłok na łopatkach roboczych turbiny silnika lotniczego, wraz ze specjalistami z WSK-PZL Rzeszów SA – Pratt and Whitney Canada. Opracowany proces aluminiowania dyfuzyjnego został następnie wdrożony na odlewanych aparatach kierujących turbiny ze stopów IN 738 i ZS6UWI [80].

Firma otrzymała za opracowany i wdrożony proces aluminiowania certyfikat NADCAP, a zespół przyznany przez firmę Pratt and Whitney Canada Certyfikat

Doskonałości – Pionierzy Naszej Przyszłości: Aluminowanie – rozwój centrum doskonałości procesów cieplno-chemicznych, Rys. 6.4.



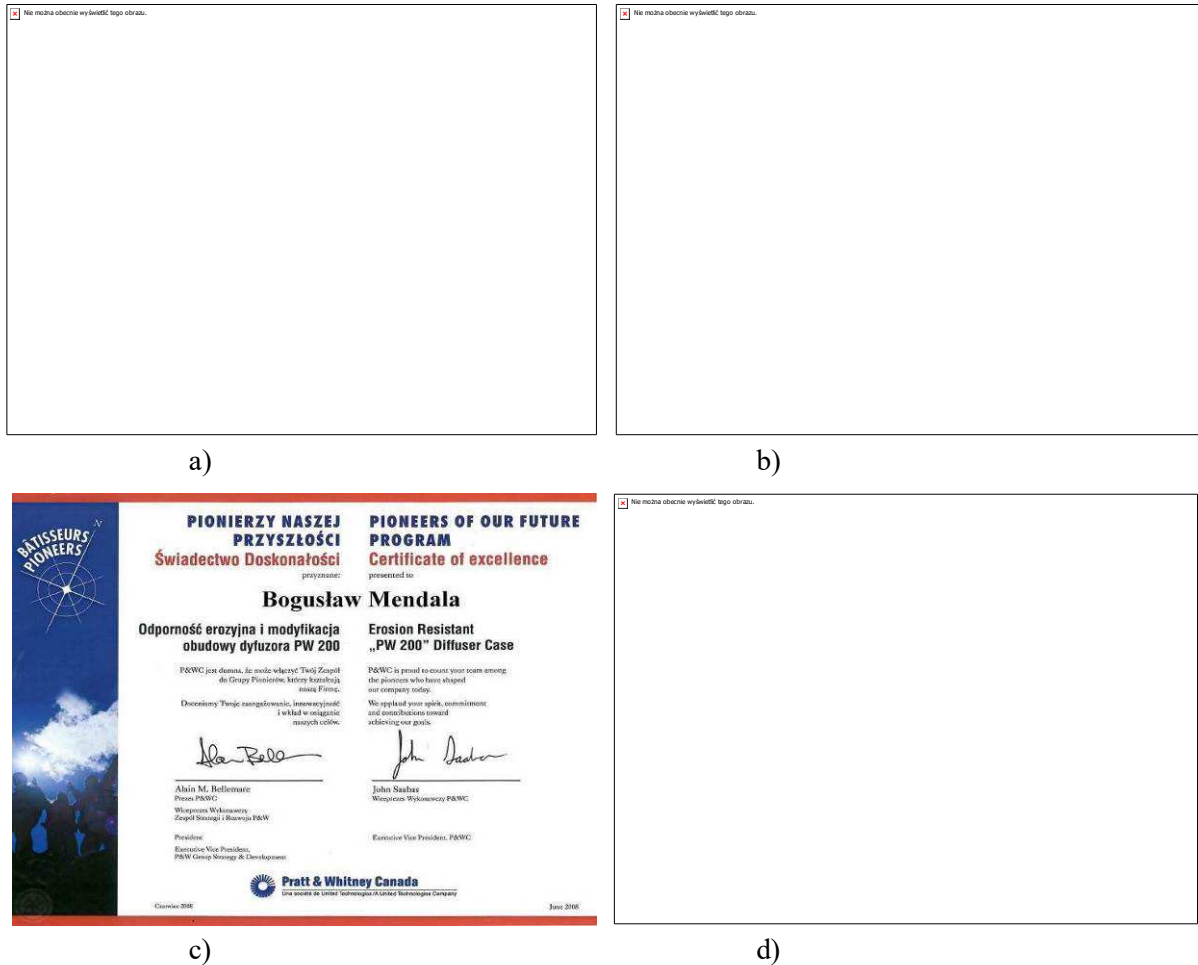
a)



b)

Rys. 6.4. Certyfikat NADCAP na proces aluminowania dyfuzyjnego – a) i Certyfikat Doskonałości przyznany zespołowi z Katedry Nauki o Materiałach – b)

Pracownicy Katedry Nauki o Materiałach, pod kierownictwem profesora Lucjana Swadźby oraz specjalistów z WSK PZL-Rzeszów SA i Pratt and Whitney Canada uczestniczyli w pracach zespołu powołanego do rozwiązania problemu zużycia erozyjnego obudowy dyfuzora silnika PW 200. W ramach pracy naukowo-badawczej zleconej bezpośrednio z Pratt and Whitney, zajmowano się problemem zwiększenia odporności na erozję otworów pierścienia dyfuzora. Określono wpływ struktury warstwy borowanej oraz morfologii powierzchni elementów z wytworzoną jednofazową warstwą Fe_2B na ich odporność erozyjną [81]. Prowadzone przez zespół badania laboratoryjne i uzyskany wzrost zużycia pierścienia dyfuzora zostały potwierdzone w próbach silnikowych prowadzonych w Kanadzie. W 2008 roku pracownicy Katedry otrzymali przyznany przez firmę Pratt and Whitney Certyfikat Doskonałości – Pionierzy Naszej Przyszłości, Rys. 6.5.



Rys. 6.5. Świadczenie Doskonałości – Pionierzy Naszej Przyszłości, przyznany zespołowi z Katedry Nauki o Materiałach – a)-d)

Efektem zaproponowanych rozwiązań technologicznych, które zostały wdrożone przez zespół pracowników Katedry Nauki o Materiałach Politechniki Śląskiej była praca naukowo-badawcza realizowana przez WSK PZL-Rzeszów SA, będąca częścią projektu europejskiego NEWAC [82]. W ramach zadania pt. „Opracowanie podstaw technologii wytwarzania oraz badania właściwości powłok odpornych na ścieranie oraz wysokotemperaturową korozję na stopie γ -TiAl”, zastosowano powłoki osadzone metodą Arc-PVD typu TiAlN i TiAlN + WC/C oraz wytwarzane z zawiesin metaloceramicznych Al-Si. Określono korelację pomiędzy typem i budową powłok wytworzonych na stopie TiAl, a ich zużyciem zachodzącym w warunkach ścierania. Ustalono zależności, w postaci krzywych zużycia, pomiędzy współczynnikiem tarcia powłok osadzanych metodą Arc-PVD, a ich odpornością na ścieranie w teście laboratoryjnym na trybometrze T-01M, ze skojarzeniem kula-tarcza („ball on disc”).

Proces dyfuzyjnego aluminiowania łopatek turbin silników lotniczych jest ciągle doskonalony przez Zespół „Inżynierii Powierzchni” i w nowych jego odsłonach znajduje zastosowanie dla stopów kierunkowo krystalizowanych

i monokrystalicznych, stosowanych np. na elementy wojskowych silników lotniczych. W ramach projektu rozwojowego NCBiR, realizowanego na rzecz obronności kraju opracowano parametry technologiczne procesu aluminiowania oraz obróbki cieplnej warstw wytwarzanych na łopatkach turbinowych silników lotniczych [83].

W ramach podjętej współpracy międzynarodowej z firmą PBS Velka Bites z Czech opracowano parametry procesu aluminiowania dyfuzyjnego i obróbki cieplnej integralnie odlewanych elementów turbinowych wykonywanych ze stopu odlewniczego Inconel 713 LC [84]. Podczas badań analizowano wpływ procesu przygotowania powierzchni odlewanych elementów na mikrostrukturę warstw dyfuzyjnych i ich właściwości w próbach cyklicznego utleniania w gazach spalinowych (na stanowisku burner rig).

Rozwój potencjału badawczego oraz prowadzone prace i projekty badawcze, głównie o charakterze wdrożeniowym, doprowadziły do przebudowy i modernizacji pomieszczeń Laboratorium Powłok Ochronnych i Obróbki Ciepłej, które przeprowadzono w ramach projektu inwestycyjnego sfinansowanego ze środków Ministerstwa Nauki i Szkolnictwa Wyższego [85]. W marcu 2006 roku przygotowano założenia do wykonania modernizacji i przebudowy Laboratorium, w kwietniu 2007 roku, decyzją Ministra NiSZW przyznano dotację na w/w inwestycję. Prace budowlane rozpoczęły się w lutym 2008 roku, Rys. 6.6.



Rys. 6.6. Przebudowa Laboratorium Powłok Ochronnych i Obróbki Ciepłej – a), b)

W lutym 2009 roku zakończono modernizację Laboratorium Powłok Ochronnych i Obróbki Ciepłej, a w marcu 2009 roku dokonano otwarcia laboratorium, które przyjęło nazwę Laboratorium Inżynierii Powierzchni, Rys. 6.7. Nowe laboratorium technologiczno-badawcze, przystosowane zostało do wymogów partnerów z branży

lotniczej i były w nim realizowane prace między innymi dla WSK-PZL Rzeszów SA - Pratt and Whitney Rzeszów, PBS Velka Bites, Avio Polska.



Rys. 6.7. Laboratorium Inżynierii Powierzchni: część technologiczna – a) i aparatura *burner rig* – b)

Jednym z ważniejszych obszarów działalności naukowej, związanej z technologią powłok ochronnych są badania nad kształtowaniem struktury i właściwości powłokowych barier cieplnych TBC – Thermal Barrier Coatings na elementach silników lotniczych. Zarówno technologia natryskiwania plazmowego oraz EB-PVD, jak również sposób wytwarzania materiałów do natryskiwania cieplnego należą do zaawansowanych technologii i są stosowane przez najbardziej rozwinięte technologicznie firmy lotnicze. W ramach projektu celowego oraz prac naukowo-badawczych realizowanych we współpracy z WSK-PZL Rzeszów SA oraz Instytutem Technicznym Wojsk Lotniczych w Warszawie opracowano technologię wytwarzania powłokowych barier cieplnych na elementy komór spalania silników śmigłowych oraz silników samolotów wojskowych eksploatowanych w Polsce [86-88]. Technologia natryskiwania TBC została wdrożona i jest z powodzeniem stosowana od kilku lat jako jedna z najbardziej zaawansowanych technologii ochrony powierzchni komór spalania silników lotniczych. Sukces tej technologii pozwolił na kontynuację badań nad powłokowymi barierami cieplnymi w Pratt and Whitney Rzeszów w ramach projektu, którego celem było opracowanie i wdrożenie technologii powłok TBC na elementach tytanowego kadłuba sprężarki silnika lotniczego PW 4000 [89].

Badając powłokowe bariery cieplne analizowano wpływ sposobu przygotowania powierzchni pod międzywarstwy, natryskiwane cieplnie metodą APS oraz określono mechanizmy dekohezji prowadzące do utraty przyczepności warstw ceramicznych $ZrO_2 \times Y_2O_3$. Prowadzono badania odporności fragmentów rur żarowych oraz komór spalania silnika lotniczego na cykliczne zmiany temperatury oraz w warunkach

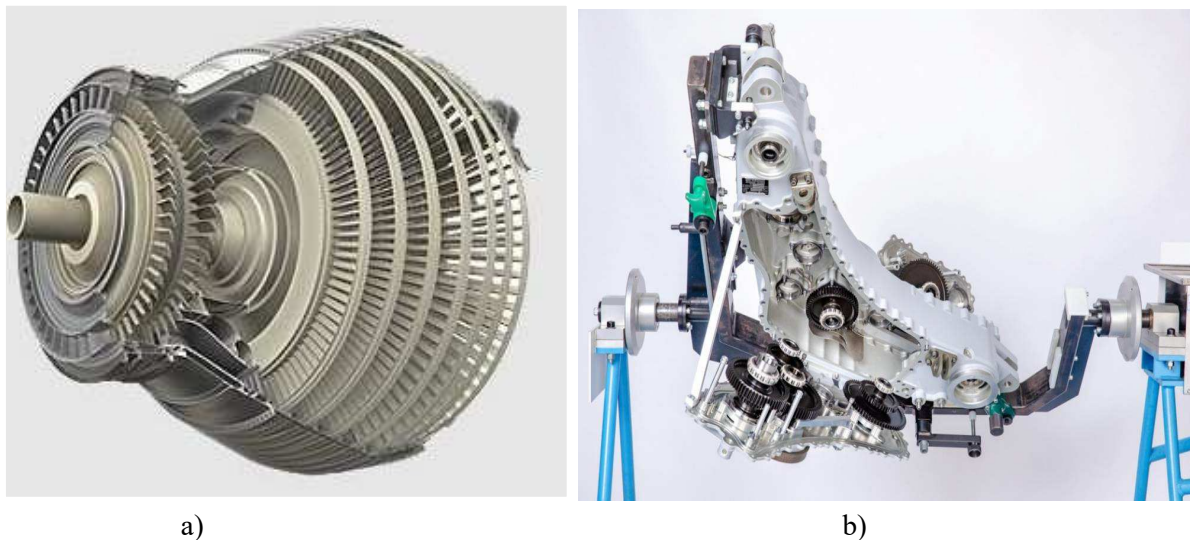
szoków cieplnych. Zastosowanie nowych materiałów ceramicznych do natryskiwania barier cieplnych o niższym współczynniku przewodnictwa cieplnego niż dotychczas stosowane materiały na bazie tlenku cyrkonu, a zwłaszcza $Gd_2Zr_2O_7$ i $Nd_2Zr_2O_7$ oraz udział w projekcie dotyczącym gradientowych powłok TBC pozwolił na określenie zależności pomiędzy strukturą powłok TBC, ich porowatością i właściwościami, a zwłaszcza odpornością na cykliczne zmiany temperatury i skłonnością do złuszczenia wywoływaną wzrostem tworzącej się warstwy TGO (thermally grown oxide) [90-94]. Wyniki prowadzonych prac, dotyczących degradacji powłok TBC zaprezentowano na międzynarodowej konferencji Forum of Technology, we Francji w 2005 roku [95], były one również tematem kilkunastu publikacji naukowych i prezentacji na konferencjach zagranicznych i krajowych [96-109].

Prowadzone w Katedrze Nauki o Materiałach w Zakładzie Obróbki Ciepłej i Powierzchniowej badania dotyczące powłok ochronnych na stalowych łopatkach sprężarek silników lotniczych, jak również zdobyte doświadczenie w tym zakresie [60-62, 64, 110-112] pozwoliły na opracowanie i wdrożenie technologii zabezpieczania antykorozyjnego stacjonarnych i wirujących elementów sprężarki silnika PZL-10W i PZL-10S alternatywnymi powłokami bezkadmowymi [113, 114]. W ramach projektu celowego opracowano wielowarstwową powłokę Al/Al+AlN, osadzaną metodą Arc-PVD, charakteryzującą się większą odpornością na zużycie erozyjne niż stosowana powłoka typu Ni-Cd. Wdrożona technologia umożliwiła zastąpienie galwanicznych powłok kadmowych ekologicznymi powłokami PVD i co było bardzo istotne spełnienie wymagań dyrektywy Komisji Unii Europejskiej REACH [115].

Istniejąca od 1991 roku Katedra Nauki o Materiałach sukcesywnie zwiększała swoje możliwości badawcze, rozbudowywała się i unowocześniała, rozwijały się również jej możliwości w zakresie *inżynierii powierzchni*. W 2013 roku Katedra została przekształcona w Instytut Nauki o Materiałach, a 1 września 2017 roku historia zatoczyła koło i utworzono Instytut Inżynierii Materiałowej. Strukturę Instytutu tworzą trzy Zakłady: Ceramiki, Kompozytów i Technologii Odlewniczych; Inżynierii Powierzchni i Przeróbki Plastycznej; Badań i Mechaniki Materiałów.

Współpraca z firmami lotniczymi, a zwłaszcza AvioAero w Bielsku-Białej, dotycząca wytwarzania powłok żaroodpornych na krystalizowanych kierunkowo stopach niklu stosowanych na elementy turbin wojskowych oraz cywilnych silników lotniczych, umożliwiła rozwój technologii CVD [83]. W ramach realizacji projektu rozwojowego opracowano założenia, zaprojektowano i wykonano unikatową aparaturę technologiczną, która jest nowoczesną wizytówką Instytutu Inżynierii Materiałowej,

wykorzystywaną w aktualnie prowadzonych projektach badawczych [116]. W ostatnich latach w Zakładzie Inżynierii Powierzchni i Przeróbki Plastycznej podjęto kilka tematów badawczych realizowanych między innymi z firmami AvioAero – General Electric Busines, USA, Hispano-Suiza – Safran, Francja [116, 117]. Projekt realizowany z firmą AvioAero dotyczy możliwości zwiększenia sprawności zespołu turbiny niskiego ciśnienia [118] poprzez zastosowanie warstw o podwyższonej żaroodporności. Badania prowadzone są na nowoczesnych stopach monokrystalicznych i TiAl, przy zastosowaniu technologii CVD oraz warstw aluminiowych modyfikowanych platyną i krzemem. Natomiast projekt wykonywany wraz z firmą Hispano-Suiza – Safran dotyczy nowoczesnych technik wytwarzania przekładni lotniczych Rys. 6.8.



Rys. 6.8. Wygląd turbiny niskiego ciśnienia – a) [118] i demonstrator przekładni z powłoką ochronną – b)

W ramach zadania „Wykonanie korpusu modułu wchodzącego w skład przekładni napędu agregatów silnika turbowentylatorowego pozwalające na zmniejszenie masy przekładni...” specjaliści z Zakładu Inżynierii Powierzchni i Przeróbki Plastycznej opracowali specjalną, innowacyjną powłokę zabezpieczającą obudowę przekładni przed oddziaływaniem wysokiej temperatury i płomienia. Efektem prowadzonych badań i współpracy ze specjalistami z Hispano-Suiza Polska jest zgłoszenie patentowe SNM011922 z dnia 9 sierpnia 2016 roku [119].

Wieloletnia współpraca z Instytutem Technicznym Wojsk Lotniczych, dotycząca głównie technologii wytwarzania warstw ochronnych dla elementów turbin silników lotniczych, pozwoliła na zaangażowanie się pracowników zespołu w nowy projekt [120] dotyczący wytwarzania warstw żaroodpornych na łopatkach turbiny wysokiego

ciśnienia silnika odrzutowego RD-33, który jest stosowany w samolotach MIG-29, myśliwcach frontowych, eksploatowanych w Polsce, Rys. 6.9.



Rys. 6.9. Samolot MIG-29 – a) [121] i silnik odrzutowy RD-33 – b) [122]

W ramach prowadzonych badań z liderem projektu – Instytutem Technicznym Wojsk Lotniczych i Wojskowymi Zakładami Lotniczymi Nr 4 w Warszawie oraz Instytutem Metalurgii Żelaza prowadzone są badania nad wytwarzaniem powłok i warstw żaroodpornych na łopatkach turbinowych ze stopu monokrystalicznego, które zapewnią wyższe właściwości od stosowanych aktualnie powłok. W laboratoriach zakładu prowadzone są próby technologiczne, procesy obróbki cieplnej i badania żaroodporności, testy cyklicznego utleniania na stanowisku „burner rig”.

Biorąc pod uwagę działalność w obszarze *inżynierii powierzchni* prowadzoną w latach 1969-2019 na Wydziale Metalurgii, a później Wydziale Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej, jak również osiągnięcia naukowe Pracowników Wydziału zacytowane w niniejszym opracowaniu, można stwierdzić, że odegrały one istotny wpływ na stan tej dyscypliny w Polsce. Ścisła współpraca z firmami i stale rosnące zapotrzebowanie nowoczesnego przemysłu na innowacyjne rozwiązania technologiczne w zakresie powłok i warstw odpornych na zużycie w zróżnicowanych warunkach eksploatacyjnych jest dowodem na istotną rolę jaką ta dyscyplina odgrywa w technice i naszym codziennym życiu.

Podziękowania

Dziękuję panu profesorowi Lucjanowi Swadźbie, panu profesorowi Piotrowi Liberskiemu, za udostępnienie swojego dorobku naukowego oraz pomoc przy ustalaniu faktów historycznych, dotyczących Instytutu Inżynierii Materiałowej. Panu doktorowi Grzegorzowi Pucka, dziękuję za poświęcenie czasu i zebranie ważnych

informacji w postaci opracowania, które wykorzystałem, a panom doktorom Arkadiuszowi Pucka i Krzysztofowi Szymańskiemu dziękuję za pomoc przy uporządkowaniu chronologicznym wydarzeń z przeszłości oraz za udostępnienie dorobku śp. doktora Bolesława Formanka.

Autor

Bibliografia

1. Hetmańczyk M.: Kronika 35-lecia Wydziału Inżynierii Materiałowej i Metalurgii Politechniki Śląskiej, Katowice 2004.
2. Pucka G.: Opracowanie własne, Rudniki 2019.
3. Gierek A., Bajka L.: Hot-dip aluminizing of unitary elements and products, Swedish Corrosion Institute, Stockholm, Bulletin, no. 77, 3, 1976.
4. Gierek A., Bajka L., Pucka A., Larysz H., Adamczyk D., Liberski P.: Osiągnięcia Instytutu Inżynierii Materiałowej w zakresie wytwarzania oraz zastosowań metalowych, dyfuzyjnych, powłok zanurzeniowych. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Hutnictwo, z. 19, 11, 1979.
5. Gierek A., Bajka L.: Growing the metallic compound $FeAl_3$ by dissolving an iron alloy in an aluminum bath, Russian Metallurgy Issue 2:1981, p. 194-199.
6. Pucka G.: Teoretyczne podstawy inżynierii materiałowej warstwy wierzchniej. Politechnika Śląska, Skrypty Uczelniane nr 991, Gliwice 1981.
7. Burakowski T., Wierzchom T.: Inżynieria Powierzchni Metali. WNT, Warszawa 1995.
8. Gierek A., Kowalski A., Binczyk F., Formanek B., Gruszecka A., Swadźba L., Jagiełko M.: Dyfuzyjne warstwy wierzchnie o specjalnych własnościach wytwarzane elektrochemicznie na niektórych stopach metali. VIII Konferencja Metaloznawcza, PAN, Wisła 1974.
9. Binczyk F., Kowalski A., Formanek B., Swadźba L.: Zwiększenie trwałości narzędzi skrawających i do przeróbki plastycznej metodą niskotemperaturowego nasiarczania. Konferencja – Termoobróbka'82. „Nowe technologie w obróbce cieplnej i cieplno - chemicznej”, OPT, Katowice 1982.
10. Binczyk F., Kowalski A., Formanek B., Swadźba L.: Elektrolityczne niskotemperaturowe nasiarczanie jako metoda podwyższająca żywotność narzędzi. Inżynieria Materiałowa, Nr 3, maj-czerwiec 1984, s. 89.

11. Formanek B., Swadźba L.: Patent Nr 141 767, 3 Listopada 1988, Środek w postaci proszku do wytwarzania dyfuzyjnych warstw borkowych.
12. Formanek B., Swadźba L.: Patent Nr 140 888, 21 kwietnia 1988, Sposób wytwarzania proszkowych mieszanin borujących zawierających węgiel boru.
13. Formanek B., Swadźba L., Ruda M.: Patent Nr 146 460, 22 listopada 1989, Sposób wytwarzania dyfuzyjnych warstw borkowych.
14. Formanek B., Maciejny A., Swadźba L.: Patent Nr 146 861, 13 czerwca 1989, Sposób wytwarzania dyfuzyjnych warstw borkowych na wyrobach metalowych i spiekach.
15. Liberski P.: Wpływ krzemu w kąpielach do aluminiowania zanurzeniowego na wzrost i własności warstw w nich otrzymanych. Rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Katowice 1985.
16. Liberski P., Podolski P., Gierek A., et al.: Interaction of liquid zinc with non-metallic coatings on steel, Conference: 4th International Symposium on High Temperature Corrosion and Protection of Materials Location: LES EMBIEZ, FRANCE Date: MAY 20-24, 1996.
17. Liberski P., Podolski P., Formanek B., et al.: The resistance of thermally sprayed coatings to the corrosion influence of liquid zinc, Conference: 5th European Conference on Advanced Materials and Processes and Applications (EUROMAT 97) MAASTRICHT, NETHERLANDS Date: APR 21-23, vol. 3, 1997.
18. Liberski P., Podolski P., Mendala J., Kania H.: Powłoki ochronne na stopach żelaza otrzymywane w kąpielach Al i Al-Zn przeznaczone do pracy środowisku morskim. Inżynieria Materiałowa, Konferencja Naukowo-Techniczna Nowe Materiały – Nowe Technologie Materiałowe w Przemśle Okrętowym i Maszynowym, Szczecin-Świnoujście, 363, 1998.
19. Liberski P., Podolski P., Gierek A., Kania H., Mendala J.: Powłoki cynkowe otrzymywane w kąpielach o wysokiej temperaturze. Inżynieria Materiałowa, 5, Częstochowa-Kule, 376, 1999.
20. Mendala B., Swadźba L., Białożyt K.: Badania odporności na zużycie przez ścieranie i erozję wybranych warstw natryskiwanych cieplnie. Inżynieria Materiałowa, nr 3 (56), 1990, s.74-78.
21. Formanek B., Swadźba L., Szymański K., Odporne na korozję powłoki otrzymywane naddźwiękową metodą natryskiwania HVOF – charakterystyka metody, Materiały Ogólnopolskiego Sympozjum Naukowo-Technicznego, Częstochowa-Poraj, 14-19 listopad, 1994.

22. Formanek B., Swadźba L., Mendala B., Szymański K.: Naddźwiękowa metoda natryskiwania cieplnego powłok – HVOF, Materiały konferencyjne, II Seminarium Naukowe nt. Nowe Technologie i Materiały w Metalurgii i Inżynierii Materiałowej, Katowice, 20 Maj 1994, s. 1-5.
23. Formanek B., Serkowski S., Swadźba L., Maciejny A.: Eutectic Metal – Oxide Powder for High Velocity Oxy Fuel Thermal Spraying. 34th Annual Conference of Metallurgists, Vancouver 19-24 August, 1995.
24. Formanek B., Swadźba L., Szymański K.: Odporne na ścieranie powłoki borkowe otrzymywane naddźwiękową metodą natryskiwania cieplnego HVOF. Nowe Technologie i Materiały w Metalurgii i Inżynierii Materiałowej, III Seminarium Naukowe, Katowice: 19 maja 1995.
25. Szymański K., Formanek B.: Mikrostruktura węglkowych powłok natrykiwanych cieplnie metodą HVOF. XXIII Ogólnopolska Konferencja Młodych Metaloznawców, Kraków-Szczawnica, 3-6 październik, 1995.
26. Formanek B., Swadźba L., Maciejny A., Szymański K.: Characteristics of HVOF methods and powder materials and application of coatings. 2-th International Symposium of Advanced Materials and Technologies, Praha, Czech, 5-7 September 1995.
27. Formanek B., Szymański K., Drzeniek H.: Microstructure of carbide coatings HVOF thermally sprayed by powders with different morphology. Thermal Spraying Conference, Essen, Germany, March 1996.
28. Formanek B., Szymański K., Szociński K.: Odporność na ścieranie powłok z faz borkowych natrykiwanych cieplnie metodą HVOF. Seminarium Naukowo-Techniczne nt. "Nowoczesne materiały i technologie w inżynierii powierzchni warstw odpornych na ścieranie i korozję", Katowice 11.04.96.
29. Formanek B., Szymański K.: The corrosion resistance of the chromium and chromium carbide coatings, thermally sprayed by the HVOF method. Conference Corrosion – 96, Ukraine: Lvov, 28-30 May 1996.
30. Formanek B., Swadźba L., Szymański K.: Microstructure and corrosion resistance of HVOF sprayed chromium and chromium carbides coatings. Materials Week, Cincinnati, USA, October 1996.
31. Formanek B., Serkowski S., Swadźba L., Liberski P., Podolski P., Szala J., Szymański K.: Charakterystyka naddźwiękowych metod natryskiwania cieplnego powłok z wybranych faz międzymetalicznych oraz mikrostruktura i własności powłok. II Ogólnopolska Konferencja Naukowa „Inżynieria Powierzchni '96”: Radom, 1996.

32. Swadźba L., Formanek B., Maciejny A., Mendala B.: Adhezyjno- dyfuzyjne pokrycia TBC na żarowytrzymałych stopach niklu. Seminarium Naukowo-Techniczne nt. "Nowoczesne materiały i technologie natryskiwania cieplnego, ich zastosowanie w przemyśle energetycznym, maszynowym i chemicznym. Katowice 14.11.96.
33. Formanek B., Hernas A.: Materiały III Konferencji Naukowo-Technicznej, Materiały i Technologie zwiększające trwałość elementów maszyn i urządzeń w przemyśle energetycznym, Ustroń 1998.
34. Gierek A., Swadźba L., Formanek B., Kowalski B.: Badania nad dyfuzyjnym aluminiowaniem stopów żarowytrzymałych na elementy turbin gazowych. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Hutnictwo, z.,15, Gliwice 1978.
35. Gierek A., Swadźba L., Formanek B., Kowalski A.: Dyfuzyjne warstwy kompleksowe krzemowo-chromowe uzyskiwane na żarowytrzymałym stopie NIMONIC 90 metodą żarzenia w proszkach aktywowanych. PAN, Postępy w Technologii Maszyn i Urządzeń, Zeszyt 1, 2, 1978.
36. Gierek A., Swadźba L., Formanek B., Kowalski A., Ruda M.: Dyfuzyjne powłoki aluminiowe wytwarzane kontaktową metodą gazową jako zabezpieczenie przez wysokotemperaturowym utlenianiem żarowytrzymałych stopów Ni. IV Konferencja Naukowo – Techniczna nt. Technologia Przepływowych Maszyn Wirnikowych, Rzeszów 1978.
37. Gierek A., Swadźba L., Formanek B., Kowalski A.: Wytwarzanie i własności dyfuzyjnych powłok aluminidkowych na żarowytrzymałych stopach niklu. Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Hutnictwo, Zeszyt 19, Gliwice 1979.
38. Swadźba L., Ruda M., Gdynia-Zyla I.: Badania dyfuzji reakcyjnej w układzie nikiel-aluminium. Inżynieria Materiałowa, Nr 2/3, 1981.
39. Gierek A., Swadźba L., Formanek B., Kowalski A., Ruda M.: Dyfuzyjne warstwy aluminiowe i chromowo-aluminiowe wytwarzane metodą kontaktowo-gazową na żarowytrzymałych stopach niklu. Konferencja Naukowa Materiały na Urządzenia Energetyczne pracujące w podwyższonych temperaturach, Problem Międzyresortowy I-22, t. 1, 1980.
40. Swadźba L.: Wpływ czynników technologicznych na strukturę i mechanizm powstawania dyfuzyjnych warstw żaroodpornych wytwarzanych metodą kontaktowo-gazową na niklu i jego stopach. Rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Katowice 1982.

41. Swadźba L., Formanek B., Ruda M., Supernak W.: Technologia wytwarzania i własności żaroodporne warstw dyfuzyjnych na żarowytrzymałych stopach niklu. *Inżynieria Materiałowa*, nr 5, 1984, s.140.
42. Maciejny A., Swadźba L., Formanek B., Ruda M., Supernak W.: Dyfuzyjne warstwy żaroodporne otrzymywane na żarowytrzymałych stopach niklu. *Technologia i własności, Seminarium Naukowe Problemów MR-I-22 i MR-I-21, „Materiały o szczególnych właściwościach fizycznych i chemicznych,”* s. 72, Wisła 1984. Nagrodzona w konkursie Autorskim Wydawnictwa Czasopism i Książek "SIGMA" i redakcji Inżynierii Materiałowej na najlepsze artykuły rozwiązujące zagadnienia materiałowe i technologiczne w praktyce projektowej i produkcyjnej. *Informacja w Inżynierii Materiałowej* nr 1(18), styczeń-luty 1984.
43. Swadźba L., Formanek B.: Zwiększenie trwałości turbin gazowych metodą nanoszenia warstw żaroodpornych. II Krajowa Konferencja Korozyjna, Korozja 87, Kraków, 20-30 stycznia 1987.
44. Swadźba L., Formanek B., Maciejny A., Supernak W., Ruda M.: Oddziaływanie krzemu na strukturę warstw aluminiowanych na żarowytrzymałych stopach niklu. Oczos K. (red.): VI Konferencja Naukowo-Techniczna, Rzeszów, Październik 1988, s. 210-214.
45. Swadźba L., Maciejny A., Formanek B., Ruda M.: Regeneracja warstwy wierzchniej aluminiowanych łopatek turbin gazowych po eksploatacji. *Technologia Przepływowych Maszyn Wirnikowych*. Oczos K. (red.): VI Konferencja Naukowo-Techniczna, Rzeszów, Październik 1988, s. 288-293.
46. Swadźba L., Maciejny A., Formanek B., Białożył K.: Zagadnienie otrzymywania żaroodpornych warstw ochronnych na żarowytrzymałych stopach niklu. *Inżynieria Materiałowa*, Nr 2, 1989, s. 57-63.
47. Swadźba L., Maciejny A., Formanek B.: Corrosion Damage and Regeneration of Aluminide Coatings on Aircraft Turbine Blades. *Materials Science and Engineering*, A 121 (1989), p. 407-412.
48. Swadźba L., Maciejny A., Formanek B., Biedroń J.: Microstructure and resistance to cracking of modified Al-Si and Al-Cr diffusion coatings on ŽS6K nickel-based superalloys. *Surface and Coatings Technology*, 54/55 (1992), p. 84-90.
49. Swadźba L., Formanek B., Maciejny A., Biedroń J.: Microstructure and Resistance to Cracking of Modified Protective Diffusion Coatings on Nicke-Base Superalloys. *Materials Science Forum*, vols. 102-104 (1992), p. 721-728.

50. Swadźba L., Maciejny A., Formanek B.: Modified Heat Resistant Protective Coatings for Nickel-Base Superalloys. *International Journal of Materials & Product Technology*, Vol. 8: No. 1/3/4, 1993, p. 155-169.
51. Swadźba L.: The influence of Silicon on the Structure and Properties of Diffusion Aluminide Coatings on Nickel Base Superalloy. *Materials Science Forum*, vols. 163-165 (1994), p. 619-626.
52. Maciejny A., Swadźba L., Formanek B., Mendala B.: Structure, Growth Mechanism of Al₂O₃ NiCrAl coatings obtained on Ni and Ni-base Superalloys. *Materials for Advanced Power Engineering*, 1994, p.1291-1302.
53. Swadźba L., Maciejny A., Formanek B., Mendala B., Supernak W.: Struktura oraz odporność na utlenianie dyfuzyjnych pokryć Pt-CrAl oraz Pt-SiAl otrzymanych na stopach niklu. *Problemy Eksploatacji*, 4, 1996, s. 338-344.
54. Swadźba L., Maciejny A., Formanek B., Mendala B.: MeCrAl Coatings Obtained by Arc-PVD and Pack Cementation Processes on Nickel Base Superalloys. *Materials Science Forum*, Vol. 251-254 (1997), p. 793-800.
55. Swadźba L., Maciejny A., Mendala B., Pucka G.: High temperature Resistant MeCrAlY+Al Coatings Obtained by the Arc-PVD Method on Ni Base Superalloys. *Materials for Advanced Power Engineering*, 1998, vol. 5, Part III, p. 1513-1522.
56. Swadźba L.: Charakterystyka oraz perspektywy rozwoju materiałów na elementy lotniczych i stacjonarnych turbin gazowych. *Materiały i technologie zwiększające trwałość elementów maszyn i urządzeń w przemyśle energetycznym*, III Konf. Naukowo-Techniczna, Ustroń, 1998, s. 435-445.
57. Projekt badawczy KBN nr 7 07249101 – PBU-247/RM-7/91 – Dobór technologii otrzymywania oraz badania własności fizykochemicznych pokryć zwiększających trwałość łopatek sprężarek silników lotniczych, 1991.
58. Projekt badawczy KBN 3 6319102 – PBU-641/RM-7/92 – Fizykochemiczne i strukturalne podstawy mechanizmu powstawania i własności modyfikowanych warstw adhezyjno-dyfuzyjnych o wysokiej żaroodporności, 1992.
59. Projekt badawczy KBN Nr 7 T08C02008 – PBU-28/RM-7/95 – Strukturalne i technologiczne podstawy wytwarzania metodą Arc-PVD powłok odpornych na erozję i korozję, 1995.
60. Swadźba L., Formanek B., Gabriel H. M., Liberski P., Podolski P.: Erosion and Corrosion resistant coatings for aircraft compressor blades. *Surface and Coatings Technology*, 62 (1993), p. 486-490.

61. Swadźba L., Mendala B., Structure and properties of Cr/CrN and Ti/TiN multilayer coatings on martensitic stainless steel. Fifth European Conference on Advanced Materials Processes and Applications, EUROMAT'97, Maastricht, Netherland, 21-23 April, (1997), Proceedings of Fifth European Conference on Advanced Materials Processes and Applications, Materials, Functionality and Design, p. 75-78.
62. Mendala B., Swadźba L., Hetmańczyk M.: Otrzymywanie i własności powłok z azotku chromu na stalach martenzytycznych. Inżynieria Materiałowa, nr 5 (112), 1999, s. 314-317.
63. Swadźba L., Formanek B., Maciejny A., Mendala B., Streiff R.: Patent Nr 168 462, 27 Marzec 1996, Sposób wytwarzania powłok ochronnych na elementach ze stopów niklu lub kobaltu oraz stopów żelaza lub tytanu zwłaszcza na elementach silników spalinowych.
64. Swadźba L., Formanek B., Maciejny A., Mendala B., Liberski P., Podolski P., Supernak W.: Patent Nr 176349, 18 Maj 1999, Sposób zwiększenia trwałości łopatek sprężarek silników turbinowych.
65. Projekt badawczy KBN nr 7 T08C05508 – PBU-30/RM-7/95, Podstawy technologii powłok żaroodpornych na łopatkach turbin gazowych ze stopów niklu z zastosowaniem metod PVD i dyfuzyjnych, 1995.
66. Projekt badawczy KBN nr 7 T08C00314 – PBU-46/RM-7/98, Fizyczne i technologiczne podstawy otrzymywania metodą PVD warstw dyfuzyjnych zawierających fazy międzymetaliczne o wysokiej żaroodporności, 1998.
67. Projekt badawczy zamawiany KBN nr 12/T08/T10/99 – PBZ 2/RM-7/2000, Materiałowe i technologiczne aspekty w energetyce konwencjonalnej, koordynowany przez Instytut Metalurgii Żelaza w Gliwicach – zlecenie nr BM 1181/00, pt. Technologia żaroodpornych powłok ochronnych zwiększających trwałość elementów turbin gazowych, 2000.
68. Swadźba L., Maciejny A., Mendala B.: MeCrAl Coatings Obtained by Arc PVD and Pack Cementation Processes on Nickel Base Superalloys. High Temperature Corrosion and Protection of Materials 4. Proceedings of the 4th International Symposium on High Temperature Corrosion and Protection of Materials, Les Embiez, France, May 20-24 1996, ed. R. Streiff et al. Materials Science Forum, vol. 251-254 (1997), p. 793-799.
69. Swadźba L., Mendala B.: MeCrAl Coatings obtained by Arc PVD method. Fifth European Conference on Advanced Materials Processes and Applications, EUROMAT'97, Maastricht, Netherland, 21-23 April, (1997), Proceedings of

- Fifth European Conference on Advanced Materials Processes and Applications, Materials, Functionality and Design, p. 71-74.
70. Swadźba L., Maciejny A., Mendala B.: Overalluminising of NiCoCrAlY Coatings by Arc-PVD on Ni-base Superalloys. 9th INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON SUPERALLOYS, September 17-21, Champion, Pennsylvania, USA, SUPERALLOYS 2000, eds. T.M. Pollock et al., Publication of TMS, p. 693-701.
 71. Projekt Europejski COST – 522: POWER GENERATION IN TO the 21 CENTURY, Ultra efficient, low emission plant, Gas Turbine Group, Working Group WP 2, New coatings and processes - Overalluminizing of MeCrAlY coatings by arc-PVD process.
 72. Swadźba L., Maciejny A., Mendala B., Moskal G., Jarczyk G.: Structure and resistance to oxidation of an Al-Si diffusion coating deposited by Arc-PVD on TiAlCrNb alloy. *Surface and Coatings Technology*, 165 (2003), p. 273-280.
 73. Swadźba L., Moskal G., Hetmańczyk M., Mendala B., Jarczyk G.: Long term cyclic oxidation of Al-Si diffusion coating deposited by Arc-PVD on TiAlCrNb alloy. *Surface and Coatings Technology*, 184 (2004), p. 93-101.
 74. Moskal G., Góral M., Swadźba L., Mendala B.: Characterization of TiAlSi coating deposited by Arc-PVD method on TiAlCrNb intermetallic base alloy. *Defect and Diffusion Forum Series*, vol. 237-240, (2005), p. 1153-1156.
 75. Swadźba L., Moskal G., Mendala B., Góral M.: Mikrostruktura i odporność na utlenianie powłok aluminidkowych modyfikowanych krzemem i osadzanych metodą Arc-PVD na stopie typu Ti-48Al-2Cr-2Nb. *Inżynieria Materiałowa*, nr 3/2005, s. 117-123.
 76. Moskal G., Swadźba L., Góral M., Mendala B.: Utlenianie izotermiczne i jego wpływ na mikrostrukturę powłoki typu TiAlSi osadzonej metodą Arc-PVD na stopie TiAlCrNb. *Inżynieria Materiałowa*, nr 5/2005, s. 231-235.
 77. Swadźba L., Hetmańczyk M., Mendala B., Nawrat G.: Problemy ochrony przed korozją wybranych elementów silników lotniczych. *Ochrona przed Korozją*, nr 4/2006, s. 148-152.
 78. Góral M., Hetmańczyk M., Swadźba L., Mendala B., Moskal G.: Odporność na korozję wysokotemperaturową powłok Al-Si wytwarzanych na stopach TiAl. *Ochrona przed Korozją*, Nr 4/2007, s. 187-193.
 79. Projekt badawczy Nr 6T08 107 2001C /5539, Wdrożenie technologii dyfuzyjnego aluminowania metodą gazową łopatek turbin gazowych wykonanych z żarowytrzymałych stopów niklu, 2001.

80. Projekt badawczy Nr 6 T08 2004C/06501, Opracowanie i wdrożenie technologii wytwarzania warstw żaroodpornych na powierzchni integralnie odlewanych aparatów kierujących turbin wykonanych ze stopów IN 738 oraz ŻS6UWI, 2004.
81. Praca naukowo-badawcza NB-262/RM-7/2004, Opracowanie technologii utwardzania powierzchni otworów wlotowych pierścienia dyfuzora silnika PW 200, bezpośrednio zlecenie z Pratt&Whitney Kanada, 2004.
82. Praca naukowo-badawcza NB-232/RM3/2009, realizowana w przez WSK PZL-Rzeszów SA, będąca częścią projektu europejskiego NEWAC, zadanie pt. Opracowanie podstaw technologii wytwarzania oraz badania właściwości powłok odpornych na ścieranie oraz wysokotemperaturową korozję na stopie γ -TiAl.
83. Projekt badawczy NCBiR – PBR-9/RM3/2009, Kształtowanie struktury oraz badania właściwości powłok ochronnych wytwarzanych na krystalizowanych kierunkowo stopach niklu stosowanych na elementy turbin wojskowych oraz cywilnych silników lotniczych, 2009.
84. Praca naukowo-badawcza NB-127/RM3/2010, realizowana z PBS Velka Bites z Czech, pt. Opracowanie parametrów technologicznych aluminiowania dyfuzyjnego stopu Inconel 713 LC, 2010.
85. Projekt Inwestycyjny Nr 5451/IB/135/2007 Ministerstwa Nauki i Szkolnictwa Wyższego, Przebudowa i modernizacja pomieszczeń laboratorium powłok ochronnych i obróbki cieplnej, 2007.
86. Projekt Celowy Nr 7 T08C04099C-4443, Wdrożenie technologii wytwarzania powłokowych barier cieplnych (TBC) $\text{MeCrAlY-ZrO}_2\text{xY}_2\text{O}_3$ na powierzchniach komór spalania lotniczych silników turbinowych, 1999.
87. Praca naukowo-badawcza z ITWL nr NB 244/RM-7/99, Opracowanie założeń do technologii wytwarzania pokryć warstwą ochronną TBC na powierzchniach wewnętrznych rur żarowych silnika typu R-25 oraz przeprowadzenie badań własności pokryć, 1999.
88. Praca naukowo-badawcza z ITWL nr NB-115/RM-7/2001, Ocena stanu powłokowych barier cieplnych na elementach rur żarowych w próbach cyklicznego oraz długotrwałego utleniania, 2001.
89. Projekt Celowy Nr 6 T082004 C/06404, Opracowanie i wdrożenie technologii nanoszenia oraz badania własności powłok ochronnych na elementy kadłuba sprężarki silnika lotniczego, wykonane ze stopów niklu oraz tytanu, 2004.
90. Moskal G., Swadźba L., Hetmańczyk M., Witala B., Mendala B., Mendala J., Sosnowy P.: Characterization of microstructure and thermal properties of

- Gd₂Zr₂O₇-type thermal barrier coating. *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 32, Issue 9, July 2012, p. 2025-2034.
91. Moskal G., Swadźba L., Hetmańczyk M., Witala B., Mendala B., Mendala J., Sosnowy P.: Characterization of the microstructure and thermal properties of Nd₂Zr₂O₇ and Nd₂Zr₂O₇/YSZ thermal barrier coatings. *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 32 Issue 9, July 2012, p. 2035-2042.
 92. Projekt zamawiany PBZ 100-5-7/2004, Projektowanie i wytwarzanie funkcjonalnych materiałów gradientowych. Koordynator PAN-Kraków, Zadanie projektu, Opracowanie podstaw technologii otrzymywania powłokowych gradientowych barier cieplnych na stopach metali stosowanych na elementy turbin gazowych, 2004.
 93. Projekt zamawiany PBZ-15/RM-7/2007, PBZ-MNiSW-01/I/2007, Technologia modyfikacji warstwy wierzchniej zaawansowanych materiałów konstrukcyjnych. Tytuł projektu: „Opracowanie podstaw technologii otrzymywania: metodą natryskiwania cieplnego, powłokowych barier cieplnych (TBC) z wykorzystaniem nowych materiałów ceramicznych oraz charakterystyka ich właściwości, 2007.
 94. Moskal G., Swadźba L., Mendala B., Góral M.: Microstructural characterization of gradient thermal barrier coatings. *Inżynieria Materiałowa*, nr 3-4/2007, Wydawnictwo Sigma Not, Warszawa, 2007, s. 192-199.
 95. Swadźba L., Mendala B., Hetmańczyk M.: Investigation of Combustion chamber Degradation During Exploitation and regeneration by APS-TBC. *Forum of Technology, International Conferences Proceedings, Nice, France, 2005.*
 96. Swadźba L., Formanek B., Maciejny A., Mendala B., Mendala J.: Microstructure and Hot Corrosion Resistance of Adhesion-Diffusion Thermal Barrier Coatings. *Materiały konferencyjne - Thermal Spraying Conference, Aachen, Germany, 3-5 Mar 1993, p. 300-304.*
 97. Swadźba L., Dudek S., Hetmańczyk M., Mendala B., Supernak W.: Pokrycia TBCs bariery cieplne na elementach turbinowych silników lotniczych. *Materiały II Konferencji Naukowo-Technicznej, Materiały i Technologie Zwiększające trwałość Elementów Maszyn i Urządzeń w Przemysle Energetycznym, Ustroń 1998, s. 465.*
 98. Swadźba L., Dudek S., Hetmańczyk M., Mendala B., Supernak W.: Pokrycia TBC – Bariery cieplne – na elementach turbinowych silników lotniczych. *Nowoczesne procesy specjalne w obróbce metali, Seminarium, Zakład Lotniczy*

WSK-PZL-Rzeszów SA, Koło Zakładowe SIMP przy WSK-PZL-Rzeszów SA, Rzeszów 26-27 marzec 1998, s. 37.

99. Swadźba L., Hetmańczyk M., Mendala B., Dudek S., Szala J.: Struktura i własności pokryć – TBCs, otrzymywanych na żarowytrzymałych stopach niklu metodą natryskiwania cieplnego. XV Physical Metallurgy and Materials Science Conference on Advanced and Materials Technologies, Kraków-Krynica, 17-21 May, 1998.
100. Swadźba L., Hetmańczyk M., Mendala B., Dudek S., Szala J.: An influence of the thermal barrier coatings on thermal shock and hot corrosion resistance. *Materials for Advanced Power Engineering*, Vol. 5, Part III, 1998, p. 1709-1720.
101. Hetmańczyk M., Swadźba L., Mendala B.: Advanced materials and protective coatings in aero-engines application. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 24, Issue 1, September 2007, p. 372-381.
102. Swadźba L., Moskal G., Mendala B., Gancarczyk T.: Characterization of air plasma sprayed TBC coating during isothermal oxidation at 1100°C. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 21, Issue 2, April 2007, p. 81-84.
103. Swadźba L., Moskal G., Mendala B., Hetmańczyk M.: Degradation of TBC system with gradient of porosity during static oxidation test. XIII International Conference on Electron Microscopy EM'2008, Book of Abstract, Cracow-Zakopane, Poland 8-11 June, 2008, p. 161.
104. Swadźba L., Moskal G., Mendala B., Hetmańczyk M.: Charakterystyka mikrostruktury oraz własności powłokowych warstw barierowych TBC z gradientem porowatości i składu chemicznego. XXXVI Szkoła Inżynierii Materiałowej, Kraków-Krynica, 2008, s. 23-26.
105. Swadźba L., Moskal G., Mendala B., Hetmańczyk M.: Characterization of microstructure and properties of TBC systems with gradient of chemical composition and porosity. *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 53, 3, (2008), p. 945-954.
106. Projekt Kluczowy FSB-34/RM2//2009/ZB10, Nowoczesne technologie materiałowe stosowane w przemyśle lotniczym, Program Operacyjny Innowacyjna Gospodarka, Priorytet 1 Badania i Rozwój Nowoczesnych Technologii, Działanie 1.1 Wsparcie badań naukowych dla budowy gospodarki opartej na wiedzy, Poddziałanie 1.1.2 Strategiczne programy badań naukowych i prac rozwojowych, zadanie badawcze ZB 10, Nowoczesne pokrycia barierowe na krytyczne elementy silnika lotniczego, 2008.

107. Moskal G., Swadźba L., Mendala B., Góral M., Hetmańczyk M.: Degradation of the TBC system during the static oxidation test. *Journal of Microscopy-Oxford*, vol. 237, 3, (2010), p. 450-455.
108. Swadźba R., Wiedermann J., Hetmańczyk M., Swadźba L., Mendala B., Witala B., Komendera Ł.: Microstructure degradation of EB-PVD TBCs on Pd-Pt-modified aluminide coatings under cyclic oxidation conditions. *Surface and Coatings Technology*, 237 (2013), p. 16-22.
109. Swadźba R., Wiedermann J., Hetmańczyk M., Swadźba L., Witala B., Moskal G., Mendala B., Komendera Ł.: Microstructural examination of TGO formed during pre-oxidation on Pt-aluminized Ni-based superalloy. *Materials and Corrosion* 65, 2014, p. 319-323.
110. Swadźba L., Maciejny A., Formanek B., Liberski P., Podolski P., Mendala B., Gabriel H., Poznańska A.: Influence of coatings obtained by PVD method on the properties of the aircraft compressor blades. *Surface and Coatings Technology*, 78 (1996), p. 137-143.
111. Mendala B., Swadźba L.: Właściwości powłok metaloceramicznych stosowanych na elementy sprężarki silnika lotniczego. *Ochrona przed korozją*, 4-5/2011, s. 136-141.
112. Mendala B., Swadźba L., Hetmańczyk M.: Kształtowanie struktury kompozytowych powłok Al-AlN na stali martenzytycznej metodą Arc-PVD. *Inżynieria Materiałowa*, Nr 4/2011, s. 571-574.
113. Projekt badawczy KBN Nr 7 T08C 046 17 – PBU-96/RM-7/1999, Podstawy technologii wytwarzania warstw na bazie Al oraz AlN metodą Arc-PVD odpornych na korozję, 1999.
114. Projekt badawczy KBN Nr 4 T08C 042 24 – PBU-16/RM-7/2003, Podstawy technologii wielowarstwowych pokryć ochronnych otrzymywanych metodami Arc-PVD i natryskiwania zawieszin nieorganicznych odpornych na korozję i zużycie erozyjne, 2003.
115. Projekt celowy NCBiR Nr 04545/C.ZR7-6/2010 – PC-3/RM3/2010, Opracowanie i wdrożenie technologii zabezpieczania antykorozyjnego stacjonarnych i wirujących elementów sprężarki silnika PZL-10W i PZL-10S alternatywnymi powłokami bezkadmowymi, 2010.
116. Projekt badawczy INNOLOT, SEK/13/RM3/2014/506 ISN-A6, Zaawansowany zespół turbiny niskiego ciśnienia o podwyższonej sprawności, Dm-6. Zespół

turbiny niskiego ciśnienia o podwyższonej sprawności, Innowacyjna Turbina Niskiego Ciśnienia, 2014.

117. Projekt badawczy INNOLOT, SEK/12/RM3/2014/506 ISN-A1 Zaawansowane techniki wytwarzania przekładni lotniczych. Zadanie 9. Wykonanie korpusu modułu wchodzącego w skład przekładni napędu agregatów silnika turbowentylatorowego pozwalające na zmniejszenie masy przekładni dwoma metodami, 2014.
118. <https://www.slideshare.net/pfpk/avio-polska>
119. Zgłoszenie Patentowe SNM011922 z dnia 9 sierpnia 2016, Swadźba L., Piwowar K., Mendala B., Pondo T., Swadźba R., Tracz J., Witala B., „AGB case with improved fireproof resistance by using protective coatings”, 2016.
120. Praca naukowo-badawcza NB-153/RM3/2017, Powłoki o podwyższonej żaroodporności na łopatkach turbin wysokiego ciśnienia silników RD-33, 2017.
121. <https://skrzydla.org/photo-Mikoyan-Gurevich-MiG-29-Fulcrum-100976>.
122. <https://www.turbosquid.com/3d-models/max-turbofan-engine-klimov-rd-33/1020038>.

List of figures

Fig. 6.1. Patents for Silesian University of Technology: on the agent in the form of a powder for the production of boron diffusion layers – a [11] and on the method of production of boron diffusion layers – b [13]

Fig. 6.2. Scientific and Technical Seminar organized by Department of Materials Science, in April 1996 – a and November 1996 – b

Fig. 6.3. PVD apparatus type PVT-550: vacuum chamber – a and control system – b

Fig. 6.4. NADCAP certificate for the diffusion aluminizing process – a) and Certificate of Excellence awarded to the Team from Department of Materials Science – b)-d)

Fig. 6.5. Certificate of Excellence – Pioneers of our future program, awarded to the Team from Department of Materials Science – a)-d)

Fig. 6.6. Reconstruction of Protective Coating and Heat Treatment Laboratory – a), b)

Fig. 6.7. The Surface Engineering Laboratory: technological part – a) and burner rig apparatus – b)

Fig. 6.8. View of low pressure turbine – a) [118] and gearbox demonstrator with protective coating – b)

Fig. 6.9. MIG-29 military aircraft – a) [121] and jet engine type RD-33 – b) [122]

Bogusław GRADOŃ¹, Stanisław GIL¹, Wojciech BIALIK¹

Rozdział 7

EKOLOGICZNE I EKONOMICZNE ASPEKTY UŻYTKOWANIA CIEPŁA W PROCESACH PRZEMYSŁOWYCH

Początków historii zespołu zajmującego się na Wydziale problematyką energetyki procesowej należy upatrywać w początkowych latach siedemdziesiątych ubiegłego stulecia, kiedy zaczęły funkcjonować w Politechnice Śląskiej dwie nowe jednostki naukowo-badawcze: Instytut Energetyki Gazowej uformowany w ramach Wydziału Mechanicznego Energetycznego oraz kierowany przez prof. dra hab. inż. Macieja Michałowskiego Zakład Pieców Metalurgicznych, umiejscowiony w strukturze Wydziału Metalurgicznego. W 1978 roku Instytut Energetyki Gazowej zmienił nazwę na Instytut Energetyki Paliwowej, poszerzając obszar zainteresowań naukowych o paliwa węglowe i olejowe. W 1984 roku Instytut został włączony w struktury organizacyjne Wydziału, by ostatecznie utworzyć po połączeniu w 1990 roku z Zakładem Pieców Metalurgicznych Katedrę Energetyki Procesowej pod kierunkiem prof. dra hab. inż. Jerzego Tomeczka. Skład osobowy Katedry w różnych okresach czasu tworzyli: *prof. dr hab. inż. Jerzy Tomczek, dr hab. inż. Bogusław Gradoń, dr hab. inż. Stanisław Gil prof. w Pol. Śl. , dr hab. inż. Krzysztof Waclawiak, dr inż. Władysław Komornicki, dr inż. Andrzej Puszer, dr inż. Henryk Palugniok, dr inż. Maciej Rozpondek, dr inż. Tadeusz Wiśniewski, dr inż. Jan Góral, dr inż. Wojciech Bialik, dr inż. Józef Ochman, dr inż. Mariusz Wnęk, dr inż. Juliusz Wójcik, dr inż. Piotr Mocek, dr inż. Wojciech Kudzia, dr inż. Leonard Remarczyk, mgr inż. Seweryn Stojer, mgr inż. Zbigniew Jastrząb, inż. Maciej Otrębski*. Wieloletnią sekretarką Katedry była *pani Ewa Kubiczek*.

Działalność naukowa i dydaktyczna pierwotnie istniejących jednostek, a później Katedry skupiała się wokół racjonalizacji użytkowania energii w przemyśle oraz w znacznym stopniu wokół problematyki ochrony środowiska przed skutkami

¹ Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej

użytkowania paliw. W ramach działalności dydaktycznej prowadzono zajęcia z przedmiotów podstawowych: termodynamiki i przepływu ciepła i masy oraz z takich dziedzin, jak: technika cieplna, gospodarka energetyczna, strategia użytkowania energii, audyt energetyczny i środowiskowy, piece przemysłowe, automatyka, modelowanie procesów, technologie ochrony środowiska, odnawialne źródła energii. Znaczną część prac badawczych poświęcono procesom spalania paliw jako źródeł ciepła dla technologii przemysłowych realizowanych w wysokotemperaturowych piecach grzewczych. Starano się łączyć aspekty techniczne realizacji tych procesów z wymogami ekonomii i ekologii. Koncentrowano się głównie na następujących problemach: struktura i stabilność płomieni paliw gazowych, poprawa sprawności energijnej urządzeń cieplnych, możliwości ograniczenia zużycia paliw i energii, automatyzacja i regulacja procesów cieplnych, sposoby ograniczania emisji zanieczyszczeń.



Rys 7.1. Laboratorium Badań Płomieni Przemysłowych

Współpraca z przemysłem zaowocowała powstaniem jeszcze w latach siedemdziesiątych ubiegłego stulecia dwóch laboratoriów o istotnym znaczeniu dla realizacji założonych celów badawczych: Laboratorium Badań Płomieni Przemysłowych oraz Laboratorium Badań Rekuperatorów Ciepła. Obydwa laboratoria

umożliwiały prowadzenie badań w skali technicznej, co stwarzało dogodne warunki dla szybkiego wdrożenia ich wyników do praktyki przemysłowej. Laboratorium Badań Płomieni Przemysłowych posiadało własną stację redukcyjną dwóch rodzajów gazu, ziemnego i koksowniczego oraz w pełni oprzyrządowane komory spalania paliw gazowych (Rys 7.1). Umożliwiało to prowadzenie badań konstrukcji palników w skali przemysłowej oraz struktury generowanych przez nie płomieni. Możliwe było dokładne określenie warunków stabilnego działania palnika oraz wpływ jego cech konstrukcyjnych na rozkład temperatury w płomieniu i stopień wypalenia paliwa. Efektem tych badań było opracowanie konstrukcji palników przemysłowych o bardzo atrakcyjnej charakterystyce energijnej i ekologicznej. Badania gazodynamiki i przepływu ciepła w Laboratorium Badań Rekuperatorów Ciepła dostarczyły wiedzy przydatnej do projektowania nowoczesnych urządzeń do podgrzewania powietrza dla wysokotemperaturowych pieców przemysłowych.

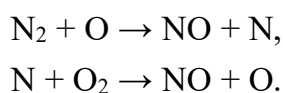
Problemy związane z emisją zanieczyszczeń powstających w procesach spalania paliw dla pozyskania ciepła należą do jednych z głównych kierunków badań w skali światowej. Oprócz konieczności ograniczenia udokumentowanych zagrożeń dla środowiska naturalnego, zagadnienie posiada również aspekt ekonomiczny. Rosnące zagrożenie ekologiczne skłania rządy wielu krajów do zaostrzania limitów emisji oraz do wprowadzania coraz bardziej rygorystycznych regulacji prawnych i sankcji finansowych. Zaostrzające się przepisy wymuszają potrzebę prowadzenia odpowiednich badań zmierzających do wypracowania uzasadnionych ekonomicznie rozwiązań proekologicznych.

Na przełomie lat osiemdziesiątych i dziewięćdziesiątych ubiegłego stulecia rozpoczęto w Katedrze intensywne badania nad możliwościami ograniczenia emisji tlenków azotu z komór spalania. Tlenkami azotu jako substancjami ekologicznie szkodliwymi przemysł i nauka zainteresowały się stosunkowo późno. Jednocześnie działania zmierzające do podniesienia sprawności energijnej urządzeń do spalania oraz ograniczenia udziału w spalinach takich zanieczyszczeń, jak tlenek węgla, sadza czy związki węglowodorowe prowadziły często do niekontrolowanego wzrostu emisji NO_x [1]. Ambitnym celem zespołu stało się wypracowanie metody spalania zdolnej pogodzić wysoką sprawność i oszczędność paliwa z jednocześnie niską emisją tych związków.

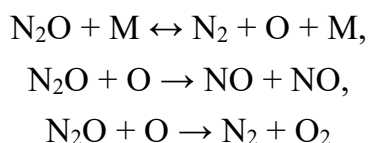
Modelowanie matematyczne procesów spalania w aspekcie proekologicznym powinno między innymi umożliwić uzyskanie w miarę precyzyjnej odpowiedzi na pytanie, jakie ilości tlenków azotu powstają w płomieniach w zależności od parametrów procesu. Pomimo wieloletniej tradycji badawczej w tym zakresie,

istniejące rozwiązania nie zawsze potrafią opisać obserwowaną rzeczywistość. Szczególne trudności stwarza modelowanie płomieni węglowodorów. Do podstawowych problemów należy ustalenie mechanizmu reakcji wraz z odpowiednimi wartościami parametrów kinetycznych. Włączając się w nurt dyskusji toczonyj w światowej literaturze fachowej, przeprowadzono wnikliwą analizę mechanizmów syntezy i destrukcji tlenków azotu w płomieniach [2].

Szczególnie znaczącymi źródłami emisji tlenków azotu są wysokotemperaturowe piece grzewcze. Wysokie temperatury sprzyjają bowiem powstawaniu NO syntezowanego z N₂ w powietrzu służącym, jako utleniacz według tzw. mechanizmu termicznego. Podstawy teoretyczne mechanizmu termicznego opracował w połowie ubiegłego stulecia rosyjski uczony Zeldowicz. Doszedł on do wniosku, że NO nie może powstawać w wyniku bezpośrednich zderzeń molekuł N₂ i O₂ i zaproponował mechanizm zawierający dwie reakcje elementarne:



Klasyczny mechanizm Zeldowicza nie zawsze potrafi odtworzyć z zadowalającą dokładnością wyniki eksperymentów. Problem dotyczy nie tylko całkowitych emisji NO_x z komór spalania, ale również szybkości tworzenia się NO w obszarach popłomiennych, zwłaszcza w zakresie temperatur leżących poniżej 2000 K. Dla wyjaśnienia obserwowanych rozbieżności zaproponowano mechanizm łączący reakcje Zeldowicza z reakcjami z udziałem tlenku diazotu:



oraz wyznaczono stałe kinetyczne kluczowych dla tego mechanizmu reakcji chemicznych [2-4]. Prezentowane reakcje mogą przebiegać niezależnie od procesu spalania, na przykład w układzie N₂ + O₂ + ciepło. Zaproponowano zatem aby ich sekwencję nazwać rozszerzonym mechanizmem termicznym.

Rozszerzony mechanizm termiczny pozwala opisać z zadowalającą dokładnością stężenia NO mierzone w ubogich płomieniach paliw gazowych. Wyraźnie wskazuje również na znaczenie poszczególnych reakcji. W temperaturach powyżej 1800 K dominują reakcje Zeldowicza, a w chłodniejszych regionach płomieni – reakcje

z udziałem N_2O [3]. Mechanizm zawodzi natomiast w bogatych w paliwo strefach płomieni węglowodorów, występujących często w pobliżu czoła palnika. Akceptując ogólnie uznawany pogląd o szczególnej roli HCN w tworzeniu się NO w tych strefach, dokonano analizy termodynamicznej możliwych reakcji z udziałem tego związku. W jej wyniku zasugerowano możliwość tworzenia się HCN i NO za pośrednictwem N_2O w reakcjach tego tlenku z rodnikami węglowodorowymi. Na podstawie badań eksperymentalnych płomieni wyznaczono parametry kinetyczne zaproponowanych reakcji chemicznych [5-7].

W oparciu o wyniki rozważań teoretycznych i badań eksperymentalnych opracowano wieloreakcyjny mechanizm powstawania NO w płomieniach paliw gazowych oraz model kinetyczny spalania paliwa gazowego o dowolnym składzie. Model pozwolił poprawnie opisać wyniki eksperymentów dla płomieni badanych w szerokim zakresie temperatury i stosunków stechiometrycznych. Opracowano także uproszczone formuły tworzenia się i destrukcji NO i N_2O przydatne w modelowaniu złożonych, dyfuzyjnych płomieni przemysłowych. Pozwalają one ograniczyć zaledwie do kilku liczbę reakcji z udziałem azotu niezbędnych dla uzyskania odpowiedniej dokładności obliczeń [2,8].

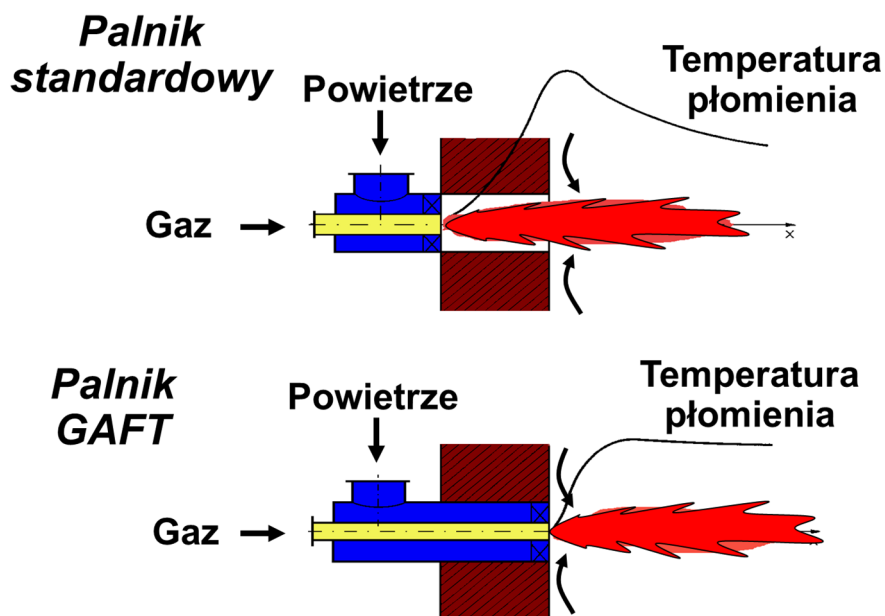
Ograniczenie emisji tlenków azotu z urządzeń do spalania może być osiągnięte dwoma rodzajami metod określanych jako metody pierwotne i metody wtórne. Metody wtórne charakteryzują się wprawdzie wysoką skutecznością, ale jednocześnie wymagają instalowania dodatkowych urządzeń oczyszczania spalin oraz stosowania często kosztownych katalizatorów. Metody pierwotne, polegające na odpowiedniej organizacji procesu spalania stanowią zatem atrakcyjną alternatywę pod względem ekonomicznym. W poszukiwaniu potencjalnych możliwości w tym zakresie wykonano obszerne badania eksperymentalne wpływu głównych parametrów układu palnik-piec na poziom stężeń NO_x w spalinach [9-11]:

- konstrukcji kształtki palnikowej,
- wymiarów komory spalania,
- temperatury ścian komory spalania,
- temperatury powietrza do spalania,
- liczby nadmiaru powietrza do spalania,
- rozmieszczenia dysz powietrznych względem dysz paliwowych,
- prędkości i kierunku wypływu substratów z dysz palnikowych.

W oparciu o wyniki przeprowadzonych badań opracowano odpowiednie zależności o dużym znaczeniu poznawczym i aplikacyjnym. W odróżnieniu od większości badań

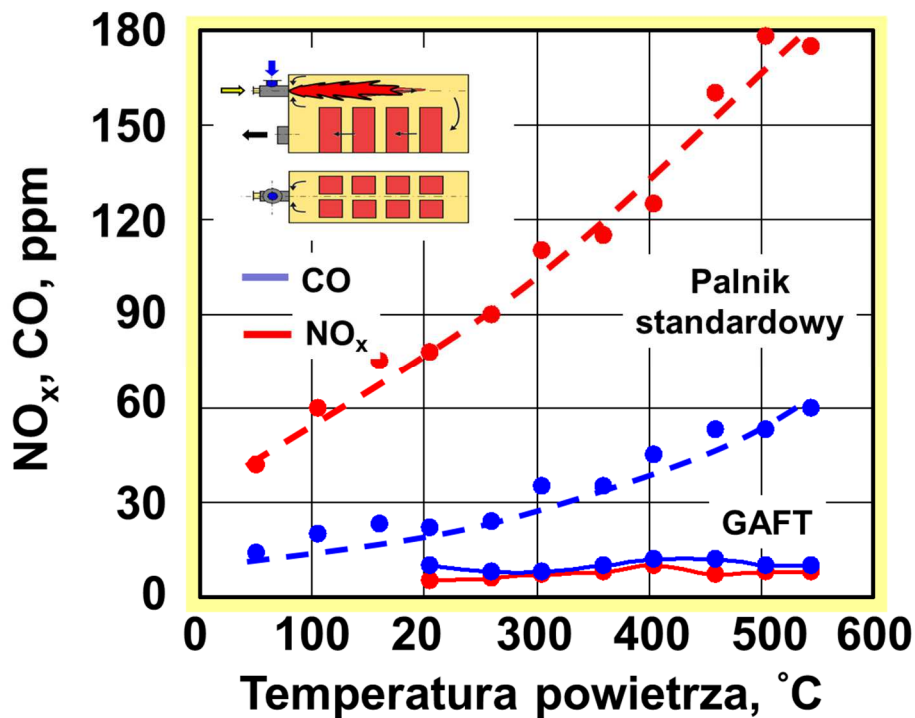
prezentowanych w literaturze, eksperymenty wykonano na dużych stanowiskach badawczych o skali półtechnicznej, co umożliwiła bezpośrednie przeniesienie ich wyników na obiekty przemysłowe bez większego ryzyka popełnienia błędu wynikającego ze zmiany skali. Wiele uwagi poświęcono badaniom gazodynamiki stymulującej wewnętrzną recyrkulację spalin do płomienia. Wykazano, że odpowiedni dobór prędkości gazu i powietrza na wypływie z palnika w połączeniu ze skróceniem długości kanału kształtki palnikowej prowadzi do radykalnego obniżenia emisji NO_x nawet przy wysokich temperaturach podgrzania powietrza do spalania. Efektem tych badań było opracowanie niskoemisyjnego palnika o nazwie GAFT dla wysokotemperaturowych pieców przemysłowych [12].

Na Rys. 7.2 pokazano charakterystyczny efekt recyrkulacji spalin do płomienia wymuszonej przez konstrukcję palnika GAFT w porównaniu z palnikiem standardowym. Radykalne obniżenie emisji NO_x z płomienia generowanego przez palnik GAFT uzyskano przez stworzenie takich warunków wypływu strug z palnika, przy których zawracane spaliny mieszają się z gazami płomienia w miejscu, w którym nie osiągnęły one jeszcze maksymalnej temperatury. Uzyskano w ten sposób pożądane obniżenie pików temperatury i koncentracji tlenu w strefie intensywnego tworzenia się tlenków azotu przy zachowaniu niezmienniej średniej temperatury w komorze spalania dyktowanej wymogami technologicznymi.



Rys 7.2. Porównanie charakterystycznych rozkładów temperatury dla palnika standardowego i palnika GAFT [11]

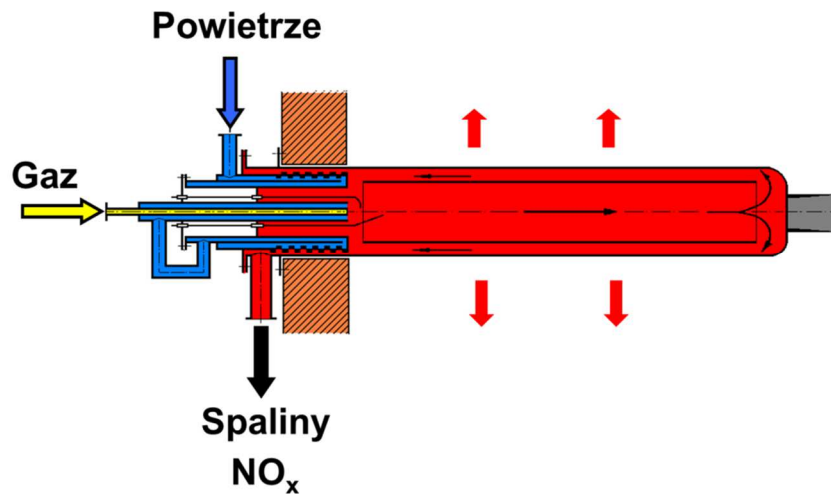
Na Rys 7.3 przedstawiono porównanie stężeń NO_x i CO w gazach odlotowych z jednodrożnego pieca węglowego z palnikiem GAFT oraz z palnikiem standardowym. W obydwu przypadkach moc palnika wynosiła 290 kW, liczba nadmiaru powietrza do spalania 1,09, a temperatura ścian komory spalania 1000 °C. Z Rys 7.3 wynika wyraźnie, że zastosowanie palnika GAFT umożliwiło obniżenie stężeń NO_x w spalinach odlotowych z pieca z ok. 180 ppm do poziomu 5 ppm niezależnie od temperatury powietrza do spalania. Realizowany przez palnik GAFT sposób spalania prowadził jednocześnie do bardzo niskich emisji tlenku węgla [12].



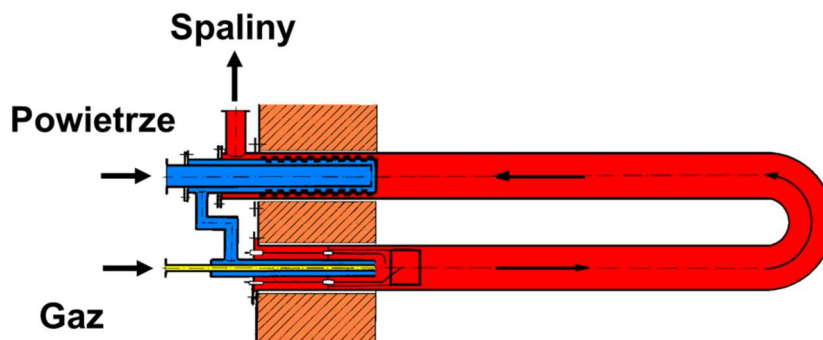
Rys 7.3. Mierzone stężenia NO_x i CO w spalinach z jednodrożnego pieca węglowego w funkcji temperatury powietrza do spalania [12]

Palnik GAFT wraz z automatyką palnikową z powodzeniem wdrożono do praktyki przemysłowej, między innymi do opalania rur promieniujących prostych i typu U (Rys 7.4 i 7.5) w dwóch piecach samotokowych w Hucie Buczek w Sosnowcu. Jednocześnie zmodernizowano obydwa piece, instalując systemy automatycznego sterowania. Pomimo niewielkiej objętości komór spalania w rurach, palnik GAFT nawet w tych warunkach był zdolny do zainicjowania intensywnej recyrkulacji wewnętrznej spalin, skutkującej znacznym obniżeniem emisji NO_x . Oprócz korzyści ekologicznych uzyskano bardziej wyrównany rozkład temperatury ścian rur w porównaniu z wcześniej stosowanym typem palników, co umożliwiło wydłużenie czasu ich eksploatacji. Ponadto zastosowane rozwiązanie zapewniło intensywny

przepływ ciepła pomiędzy powierzchnią rur i wsadem, umożliwiając osiągnięcie wysokiej sprawności cieplnej rur na poziomie 80% [13].



Rys 7.4 Rura promieniująca prosta z palnikiem GAFT



Rys 7.5. Rura promieniująca typu U z palnikiem GAFT

Palnik GAFT otrzymał prestiżowe nagrody:

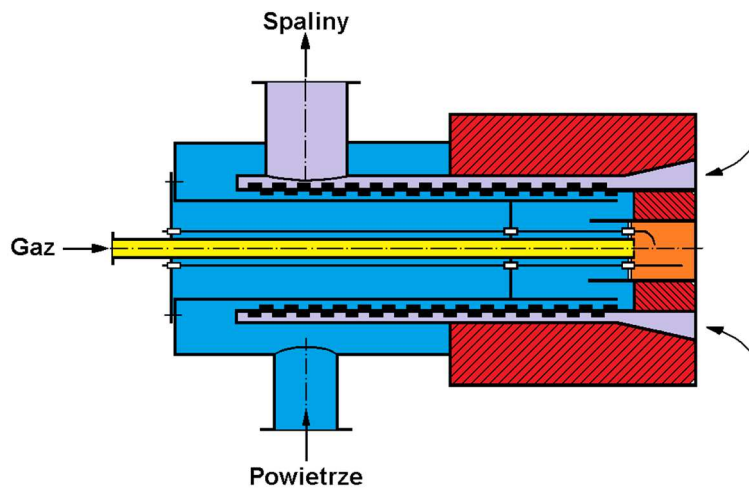
- Silver Award of Excellence na wystawie INPEX w Pittsburghu w 1997 roku,
- „Golden Key” Award przyznana przez International Institute of Innovators w Londynie w 1997 roku.

Został także wyróżniony złotym medalem na 70. Międzynarodowych Targach Poznańskich w 1998 roku.

Gazodynamiczny sposób obniżenia temperatury płomienia GAFT wykorzystano z powodzeniem nie tylko w przypadku palnika długopłomiennego, ale także w konstrukcji palnika płaskopłomiennego. Wysoka temperatura ścian komory spalania w pobliżu czoła palnika skutecznie zapewniała w tym przypadku utrzymanie stabilnego płomienia [14-16].

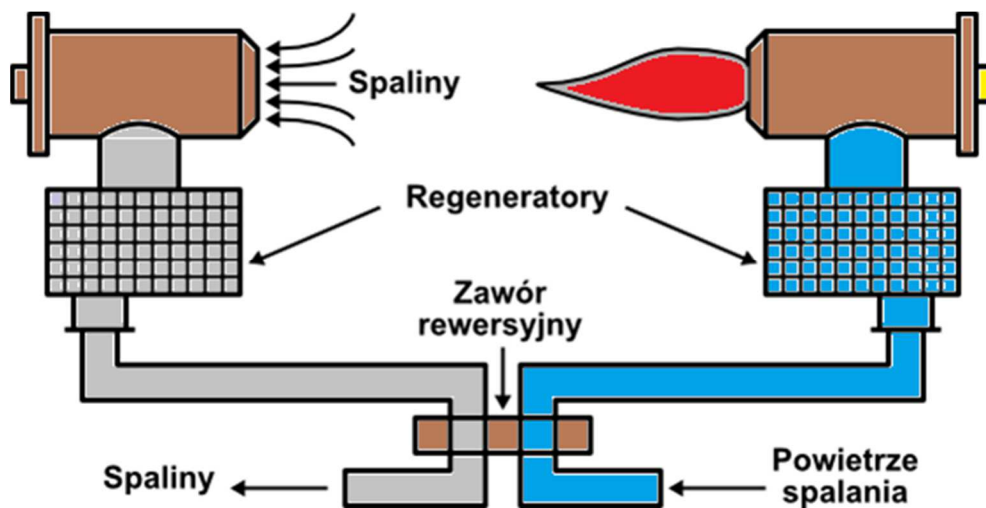
W oparciu o wyniki badań, które doprowadziły do powstania konstrukcji palnika GAFT, zaprojektowano i wdrożono do praktyki przemysłowej serie niskoemisyjnych palników o szerokich możliwościach aplikacyjnych (EPR, EPK-GZ, EPK-GZ/EL).

Proces spalania powinien charakteryzować się nie tylko niską emisją zanieczyszczeń, ale przede wszystkim możliwie wysoką sprawnością energijną. Szczególnie efektywnym sposobem podniesienia sprawności procesu spalania jest rekuperacja ciepła, polegająca na wykorzystaniu entalpii spalin do podgrzania powietrza do spalania. Jej efektem jest również istotne z punktu widzenia ekonomii ograniczenie zużycia paliwa, a w konsekwencji także obniżenie emisji CO₂. Ocenia się, że podgrzanie powietrza do spalania do temperatury 600 °C pozwala ograniczyć zużycie gazu ziemnego o około 30%, a do 1000 °C o dalsze 20%. Z drugiej strony podwyższenie temperatury powietrza prowadzi jednakże, jak wykazały to badania, do wzrostu emisji tlenków azotu syntezowanych według mechanizmu termicznego. Zależność pomiędzy efektem rekuperacji a emisją NO_x była przez wiele lat traktowana jako nieunikniona konsekwencja rachunku ekonomicznego. Zalecano jedynie dążenie do wyważonego kompromisu, a niektóre normy państwowe określały limity emisji zależne od temperatury powietrza do spalania. Dopiero badania przeprowadzone między innymi również w Katedrze Energetyki Procesowej wykazały, że możliwe jest pogodzenie obydwu tych efektów poprzez połączenie niskoemisyjnego sposobu spalania GAFT z umiejętnie realizowaną rekuperacją ciepła. Na Rys 7.6 zaprezentowano konstrukcję zaprojektowanego w Katedrze niskoemisyjnego palnika samorekuperacyjnego EPR300 [17]. Powietrze do spalania jest podgrzewane w palniku do temperatury 500 °C przez gorące spaliny zasysane z komory spalania. Dodatkową zaletą takiego rozwiązania jest zmniejszenie gabarytów urządzeń cieplnych oraz możliwość obniżenia kosztów inwestycyjnych.



Rys 7.6. Palnik EPR300 [17]

Równoległe z rozwojem konstrukcji palników samorekuperacyjnych prowadzono badania nad stosowaną w przemyśle rekuperacją zewnętrzną. Prace wykonane w Laboratorium Badań Rekuperatorów Ciepła wykazały możliwość znacznej poprawy charakterystyki rekuperatorów rurowych, zarówno w zastosowaniu do kotłów, jak i pieców wysokotemperaturowych. Wykazały również możliwość poprawy trwałości tych urządzeń poprzez odpowiednie sterowanie rozplywem powietrza na poszczególne rury, a także pozwoliły zweryfikować obliczeniowe metody ich projektowania. Badania termowizyjne umożliwiły identyfikację rozkładu temperatury powierzchni rur, dzięki czemu ustalono położenia miejsc, w których temperatura osiągała wartości niebezpieczne dla stosowanych materiałów rur. Opracowany model matematyczny umożliwił dokonywanie doboru optymalnych parametrów działania rekuperatora i w tym względzie stanowi istotne narzędzie pomocne w procesie projektowania tych urządzeń [18-20]. Wskazano na możliwości zastosowania rekuperatora dla wykorzystania energii spalin z pieców wysokotemperaturowych do produkcji energii elektrycznej [21].



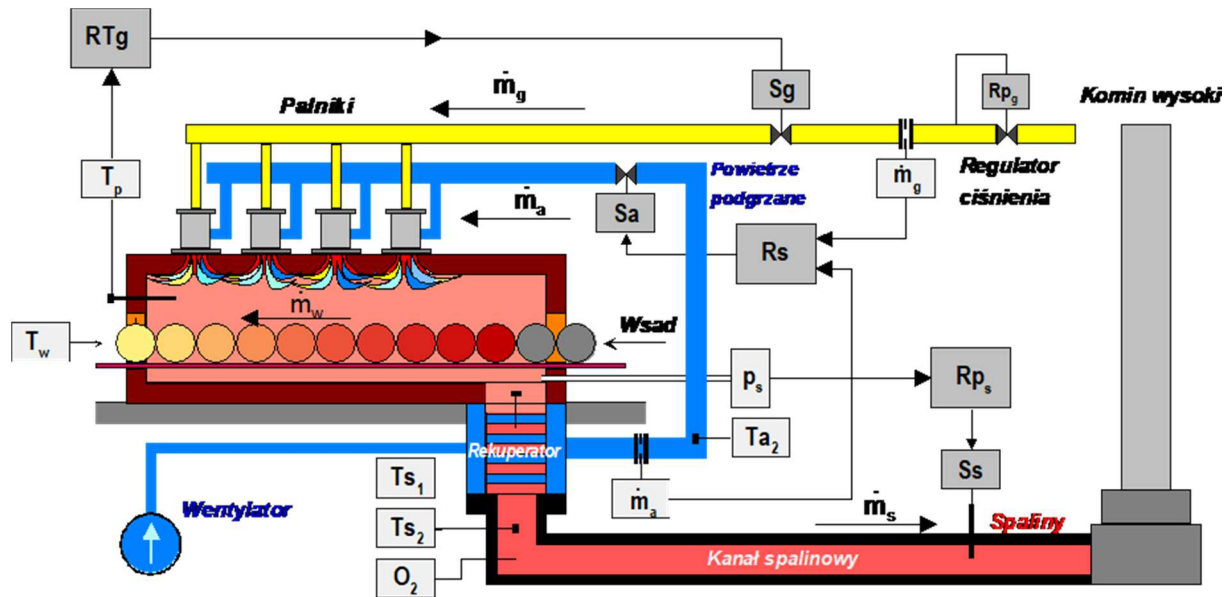
Rys 7.7. Palniki regeneracyjne [22]

Jak już wspomniano podgrzanie powietrza spalania do wartości temperatury w granicach $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ pozwala zmniejszyć zużycie paliwa nawet o 50%. Konieczne jest wówczas stosowanie regeneratorów. Zwykle są to rozwiązania, w których palnik z regeneratorem tworzy jednolity blok, przy czym regeneratory stanowią istotny jego element (Rys 7.7). W Katedrze opracowano konstrukcję nowoczesnego regeneratora „sunflower” przeznaczonego do integracji z palnikiem GAFT. Wypełnienie regeneratora, stanowiące system dysz powietrznych o odpowiedniej konstrukcji umożliwia podgrzewanie powietrza spalania do temperatury powyżej $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ przy temperaturze spalin wlotowych sięgającej $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Zaletą tego rozwiązania jest

prostota montażu i demontażu, łatwość czyszczenia z osadów pyłowych oraz możliwość powiększania skali, co czyni go atrakcyjną propozycją dla przemysłu. Opracowano model matematyczny umożliwiający prowadzenie wiarygodnych symulacji charakterystyki urządzenia w stanach nieustalonych i pseudoustalonych. Model może być również wykorzystany w doborze materiału oraz cech konstrukcyjnych wypełnienia regeneratora [22-25].

Istotnym elementem racjonalizacji procesów technologicznych jest sterowanie ich przebiegiem. Podstawowymi wielkościami sterującymi w obiektach, w których występuje proces spalania paliw są strumienie substratów i produktów spalania. Do sterowania strumieniami substratów w urządzeniach opalanych paliwami gazowymi i ciekłymi najczęściej stosuje się elementy nastawcze w postaci przepustnic i zaworów grzybkowych lub kulowych, a do sterowania strumieniami spalin – przepustnice lub zasuwy. Automatyczna regulacja tych obiektów powinna cechować się dobrą jakością dynamiczną, na którą duży wpływ ma kształt ich charakterystyk przepływowych. Najlepszym rozwiązaniem byłoby zastosowanie elementów nastawczych o charakterystykach liniowych, w których strumień płynu jest proporcjonalny do stopnia otwarcia elementu. Klasyczne zasuwy oraz zawory kulowe i grzybkowe charakteryzują się dużą nieliniowością charakterystyk przepływowych, a przez to wyjątkowo niekorzystnymi właściwościami regulacyjnymi. W Katedrze opracowano własną metodę projektowania zasuw oraz przepustnic o charakterystykach liniowych. Metoda polega na odpowiednim ukształtowaniu profilu otworu przepływowego elementu nastawczego. Opracowano odpowiednie zależności matematyczne umożliwiające wykonanie profilu o optymalnym kształcie [26-29].

Alternatywą dla metody kształtowania profilu otworu przepływowego jest linearyzacja cyfrowa. Metoda nie wymaga interwencji w konstrukcję elementu nastawczego, co stanowi jej istotną zaletę. Głównym elementem układu sterowania jest przetwornik cyfrowy lub analogowo-cyfrowy współdziałający z siłownikiem. Przetwarza on wejściowy sygnał regulacyjny na odpowiednio zmodulowany sygnał wyjściowy, jakim jest stopień otwarcia elementu nastawczego. Opracowano odpowiedni algorytm sterowania przetwornikiem tak, aby strumień płynu był proporcjonalny do zadanego sygnału wejściowego. Wskazano na możliwość połączenia metody profilowanych otworów przepływowych z automatycznym sterowaniem komputerowym. Opracowano algorytm obliczeń stanowiący podstawę dla stworzenia odpowiedniego oprogramowania [30]. Obydwie metody stanowią istotne rozwiązania zmierzające w kierunku poprawy sprawności energetycznej urządzeń cieplnych.



Rys 7.8. System regulacji jednostrefowego pieca przepychowego [27]

Istotne znaczenie dla osiągnięcia pożądanych efektów ekonomicznych i proekologicznych ma kompleksowa regulacja pieca grzewczego. Na Rys 7.8 pokazano zaprojektowany w Katedrze układ automatycznej regulacji jednostrefowego pieca przepychowego [27]. W przeciwieństwie do sterowania ręcznego, zaproponowany układ zapewnia utrzymanie zadanych wartości temperatury pieca, stosunku strumieni substratów spalania oraz ciśnienia spalin w komorze pieca na niezmiennych poziomach.

Równoległe z badaniami procesów spalania paliw gazowych realizowano projekty badawcze poświęcone konwersji paliw ciekłych i węglowych, głównie o charakterze poznawczym. W latach siedemdziesiątych ubiegłego stulecia w Instytucie Energetyki Paliwowej rozpoczęto pionierskie w skali kraju badania nad zastosowaniem technik fluidalnych do procesów utylizacji węgla, które kontynuowano po ukonstytuowaniu się Katedry. Skupiały się one na mechanice łoża fluidalnego, określeniu wpływu konstrukcji aparatu fluidalnego na strukturę łoża oraz realizacji procesów suszenia, spalania, odgazowania i zgazowania węgla w łożu fluidalnym. Prace te umożliwiły zdobycie wielu cennych doświadczeń oraz dostarczyły informacji pomocnych przy projektowaniu fluidalnych urządzeń przemysłowych. Określono warunki stabilnego spalania węgla oraz wpływ geometrii paleniska na stopień przereagowania paliwa. Wykazano możliwość wykorzystania w energetyce węgla o dużej zawartości siarki i popiołu, nienadających się do opalania tradycyjnych kotłów pyłowych. W oparciu o teorię przemieszczeń stochastycznych Einsteina opracowano równania określające zależność współczynnika dyfuzji poziomej ziaren od geometrii pionowych rur wymiennika ciepła zanurzonego w łożu fluidalnym. Ich poprawność została

potwierdzona eksperymentalnie podczas badań wykonanych w skali wielkolaboratoryjnej [31-35].

Doświadczenia zdobyte w eksperymentach z suszeniem i spalaniem węgla wykorzystano w badaniach fluidalnego zgazowania węgla i karbonizatu realizowanych przy współpracy z Fundacją Kruppa. Były to pierwsze w kraju badania wykonane w wysokotemperaturowym, autotermicznym reaktorze fluidalnym o skali wielkolaboratoryjnej. Jako medium zgazowujące stosowano powietrze atmosferyczne lub mieszanę parowo-powietrzną. Możliwa była zmiana wysokości warstwy fluidalnej w granicach od 1,5 do 2,5 m oraz strumienia surowca w zakresie od 5 do 50 kg/h. Badania pozwoliły określić wpływ geometrii aparatu i składu substratów na efektywność procesu zgazowania i wartość opałową uzyskiwanego gazu. Stosując powietrze atmosferyczne, jako czynnik zgazowujący uzyskano gaz o wartości opałowej do 4 MJ/m_n^3 dla węgla oraz 3 MJ/m_n^3 dla karbonizatu przy stopniu przereagowania pierwiastka węgla ok. 75%. Przy zastosowaniu mieszanki parowo-powietrznej otrzymano gaz o wartości opałowej dochodzącej do $4,8 \text{ MJ/m}_n^3$ podczas zgazowania węgla oraz do $4,1 \text{ MJ/m}_n^3$ podczas zgazowania karbonizatu. Stopień przereagowania pierwiastka węgla osiągał wówczas wartości do 94,7% [36].

Wyznaczono temperatury zapłonu pojedynczych ziaren węgla w zależności od średnicy ziarna i zawartości tlenu w powietrzu do spalania. Zastosowano przy tym nową, oryginalną metodę badawczą, w której końcówka termoelementu pomiarowego stanowiła jednocześnie element grzejny [37].

Opracowano model matematyczny procesu pirolizy węgla. Główne parametry modelu zweryfikowano w oparciu o pomiary temperatury w części centralnej i na powierzchni ziaren węgla [38]. Wyznaczono właściwe pojemności cieplne oraz entalpię pirolizy w temperaturach do $1300 \text{ }^\circ\text{C}$. Stwierdzono, że w zakresie temperatury od $300 \text{ }^\circ\text{C}$ do $800 \text{ }^\circ\text{C}$ proces pirolizy jest procesem endotermicznym, a powyżej $800 \text{ }^\circ\text{C}$ przechodzi w proces egzotermiczny [39].

Opracowano oryginalne wieloreakcyjne równania kinetyki rozwoju struktury porowatej węgla w trakcie jego odgazowania. Wyznaczono parametry struktury porowatej w oparciu o zaproponowany model porów cylindryczno-sferycznych [40].

Przeprowadzono badania hydrozgazowania karbonizatów węglowych w temperaturach do $900 \text{ }^\circ\text{C}$ i przy ciśnieniach do 8 MPa. Opracowano równania kinetyczne procesu w oparciu o teorię centrów aktywnych. Ich wynikiem była między innymi konkluzja, że dla osiągnięcia odpowiednio wysokiego stopnia konwersji pierwiastka węgla proces powinien przebiegać w temperaturach nie mniejszych niż 1200 K [41,42].

Spalaniu paliw stałych towarzyszy proces konwersji termicznej substancji mineralnej zawartej w paliwie. Proces ten stanowi nie tylko ciekawe zagadnienie pod względem poznawczym, ale przede wszystkim jest źródłem wielu zagrożeń dla prawidłowego funkcjonowania kotłów. Jego efektem jest tworzenie się i narastanie osadów na powierzchniach grzewczych kotłów, co stwarza znaczne problemy eksploatacyjne oraz powoduje określone straty ekonomiczne i ekologiczne. Narastająca warstwa osadu przyczynia się do przyspieszenia korozji rur kotłowych oraz do obniżenia sprawności kotła i w konsekwencji do wzrostu emisji CO₂ do atmosfery. Włączając się w podejmowane w światowych ośrodkach badawczych wysiłki w kierunku głębszego poznania tego procesu, zaproponowano mechanizmy transformacji głównych składników węglowej substancji mineralnej w temperaturze do 1700 K. Wyznaczono wartości parametrów kinetycznych reakcji, które przetestowano w eksperymentach z substancjami mineralnymi o pełnym składzie [43]. Opracowano program symulacji komputerowych szybkości narastania osadu [44,45]. Dla pogłębienia analizy problemu zaproponowano dwuwymiarowy model przepływu spalin i cząstek stałych w sąsiedztwie pionowej rury i pęczka rur kotłowych z uwzględnieniem prawdopodobieństwa osadzania się cząstek popiołu na lepkiej powierzchni osadu [46-48].

W warunkach węglowych palenisk fluidalnych tlenki azotu powstają głównie w reakcjach heterogenicznych utleniania azotu zawartego w karbonizacie powstałym po odgazowaniu paliwa. Proces jest bardzo złożony, tak jak złożona jest struktura chemiczna węgla oraz historia cząstki paliwa w komorze paleniskowej. Na efekt końcowy konwersji azotu zawartego w węglu wpływa wiele zjawisk i procesów cząstkowych zależnych od parametrów termicznych. Wymienić tu należy przede wszystkim:

- przebieg procesu odgazowania węgla, szybkość eliminacji azotu z węgla podczas tego procesu oraz stopień jego rozdziału na produkty lotne i karbonizat,
- zmiany struktury porów i powierzchni wewnętrznej cząstek węgla,
- dyfuzję zewnętrzną i wewnętrzną reagentów gazowych,
- mechanizm i kinetykę reakcji chemicznych.

Poddano wnikliwej analizie wszystkie te zjawiska i procesy cząstkowe. Szczególną uwagę poświęcono wpływom ciśnienia na ich przebieg. Przeprowadzono systematyczne badania eksperymentalne i modelowe. Ich efektem końcowym było między innymi wyznaczenie parametrów kinetycznych reakcji tworzenia się i destrukcji NO i N₂O podczas spalania karbonizatów z polskich węgli energetycznych w warunkach charakterystycznych dla ciśnieniowych palenisk fluidalnych oraz

opracowanie oryginalnego modelu kinetycznego spalania karbonizatu. W modelu uwzględniono dyfuzję reagentów gazowych wewnątrz ziarna oraz, w odróżnieniu od większości modeli prezentowanych w literaturze, współczynnik efektywności wykorzystania powierzchni ziarna oraz zmianę porowatości i pola powierzchni wewnętrznej ziarna w miarę postępu procesu spalania [49].

Zbadano wpływ ciśnienia na szybkość reakcji redukcji NO na powierzchni karbonizatów $\text{NO} + \text{C} \rightarrow 0,5\text{N}_2 + \text{CO}$ i wyznaczono stałą szybkości tej reakcji w zakresie temperatury 1073 do 1373 K i ciśnienia od 0,2 do 1 MPa [50].

Wśród możliwości pozyskiwania ciepła dla procesów przemysłowych nie pominięto również paliw ciekłych. Określono wpływ parametrów konstrukcyjnych głowicy palnika na stopień rozpylenia paliwa. Bazując na mechanizmach słusznych dla płomieni gazowych zaproponowano model tworzenia się i destrukcji tlenków azotu podczas spalania lekkiego oleju opałowego. Określono wpływ parametrów przepływu substratów w strefie przypalnikowej oraz temperatury powietrza do spalania na emisje NO_x , a także CO i sadzy [51-55].

W pierwszej dekadzie bieżącego stulecia rozpoczęto badania nad możliwościami ograniczenia zużycia energii w budynkach oraz wykorzystania energii słonecznej do produkcji ciepła i chłodu w warunkach klimatycznych Polski. Wskazano na konieczność stosowania w tych warunkach instalacji hybrydowych, w których część ciepła pozyskiwana byłaby w kolektorze słonecznym sprzężonym z fotoogniwem, a część w procesie spalania. Zbudowano instalację laboratoryjną z próżniowym kolektorem słonecznym i jednostopniowym absorpcyjnym agregatem chłodniczym. Określono wpływ głównych parametrów układu na efektywność procesu [56-58].

Przeprowadzono analizę wpływu środowiska wewnętrznego na zużycie energii w budynkach oraz wskazano potencjalne możliwości jego zmniejszenia [59]. Opracowano poradnik zawierający informacje przydatne dla projektantów i administratorów budynków energooszczędnych [60].

Cechą charakterystyczną Katedry było równoległe prowadzenie badań podstawowych i technicznych, tych drugich często w ścisłej współpracy z przemysłem. Wspólnie z partnerami przemysłowymi realizowano niektóre projekty badawcze oraz organizowano warsztaty naukowe. Dokonywano modernizacji istniejących w przemyśle urządzeń cieplnych oraz wdrażano własne, nowe rozwiązania. Zaprojektowano i wdrożono do praktyki przemysłowej między innymi:

- typoszereg palników automatycznych blokowych EP - wdrożono między innymi w firmie FLAMAGAZ w Bielsku-Białą,

- projekt, automatyzacja i uruchomienie pieca wypoławowego EP o temperaturze technologicznej 1800 °C w Instytucie Materiałów Ogniotrwałych w Gliwicach,
- wspomniane już palniki samorekuperacyjne do opalania rur promieniujących prostych i typu U w piecach samotokowych - wdrożono w Hucie Buczek w Sosnowcu wraz z automatyką palnikową i sterowaniem pieca,
- urządzenia do suszenia i nagrzewania kadzi odlewniczych wraz z układem automatycznego sterowania i zabezpieczeń gazowych - wdrożono w Hucie Buczek w Sosnowcu,
- palniki gazowe do kotłów energetycznych o mocach 1-20 MW - wdrożono między innymi w ZC Czechowice Dziedzice wraz z systemem automatycznej stabilizacji mocy kotła przy zmiennej wartości opałowej gazu oraz w firmie Instal w Katowicach,
- palniki rozpałkowe do spalania oleju opałowego - wdrożono w kotłach Elektrowni Chorzów wraz z automatyką palnikową,
- udoskonalone rekuperatory umożliwiające zwiększenie wykorzystania ciepła odpadowego w piecach wglębnych Huty Katowice,
- rury promieniujące i palniki niskoemisyjne do opalania pieca rolkowego – wdrożono w Zakładzie Ciągarnia Huty Stalowa Wola,
- automatyczne niskoemisyjne palniki gazowe EPK-GZ o mocach 1 MW, 5 MW, 10 MW i 20 MW – wdrożono między innymi palnik o mocy 5 MW do opalania kotłów w kopalni Silesia gazem z odmetanowania pokładu węglowego oraz palnik o mocy 1 MW w kotłowni Instal Katowice,
- automatyczny palnik niskoemisyjny EPK-GZ/EL o mocy 1 MW przeznaczony do spalania gazu ziemnego i lekkiego oleju opałowego.

Niektóre z rozwiązań opatentowano, między innymi:

- Palenisko fluidalne bez wymiennika ciepła do spalania węgla z przerostami zwłaszcza do suszarki, patent Nr 92668 (25.04.1978)
- Sposób zgazowania węgla zwłaszcza w instalacji fluidalnej, patent Nr 107843 (26.02.1981)
- Sposób niskociśnieniowego fluidalnego zgazowania węgla, patent Nr 110316 (14.04.1982)
- Palnik kinetyczno-dyfuzyjny dużej mocy na gaz ziemny, patent Polska, nr 162 157. Int. Cl. F23D 14/58. Politechnika Śląska, Zgłosz. Nr 280 458 (05.7.1989)
- Palnik dyfuzyjny długopłomienny na gaz ziemny o niskiej emisji tlenków azotu, patent PL Nr 165871 (23.10.1991)

- Sposób obniżenia tlenków azotu emitowanych z pieców wysokotemperaturowych za pomocą palnika dyfuzyjnego na gaz ziemny, patent P-305379, decyzja z dnia 07.10.2002
- Urządzenie do suszenia i grzania kadzi odlewniczych, patent P-182846.
- Vorrichtung zur Trockung einer Gießgefäßzustellung, patent Bundesrepublik Deutschland nr 29824675,9
- Zawór elektromagnetyczny pośredniego działania, patent Polska nr 110 016
- Samorekuperacyjny palnik płaskopłomienny na gaz ziemny o niskiej emisji tlenków azotu, patent. Polska, nr 209 132. Int. Cl. F23D 99/00, F23D 14/48. Politechnika Śląska, PolskaZgłosz. nr 383 496 z 08.10.2007. Opubl. 29.05.2011, s. 1-4

Wyniki badań były prezentowane na licznych konferencjach krajowych i zagranicznych oraz publikowane w wielu czasopismach, w tym w prestiżowych periodykach o zasięgu światowym, takich jak: *The Canadian Journal of Chemical Engineering*, *Powder Technology*, *AIChE Journal*, *Combustion Science and Technology*, *International Journal of Energy for a Clean Environment*, *Combustion and Flame*, *Symposium (Int.) on Combustion*, *Gas Wärme International*, *Journal of the Energy Institute*, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, *Fuel*, *Fuel Processing of Technology*, *Solid State Phenomena*, *Thermal Science*.

W opracowaniu przedstawiono główne kierunki wieloletniej działalności naukowo-badawczej całego zespołu Katedry Energetyki Procesowej i w tym znaczeniu wymienieni na początku pracownicy naukowcy są jego współautorami. Dla pełniejszej dokumentacji w tekście przytoczono kilkadziesiąt pozycji literatury wybranych ze znacznie bogatszego dorobku publikacyjnego zespołu.

Bibliografia

1. Tomeczek J., Gradoń B., Rozpondek M.: Redukcja emisji zanieczyszczeń z procesów konwersji paliw i odpadów, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2009
2. Gradoń B.: Rola podtlenku azotu w modelowaniu emisji NO z procesów spalania paliw gazowych w piecach wysokotemperaturowych, Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, Hutnictwo, z. 67, Gliwice 2003
3. Tomeczek J., Gradoń B.: The Role of Nitrous Oxide in the Mechanism of Thermal Nitric Oxide Formation within Flame Temperature Range, *Combustion Science and Technology*, 125 (1-6), 1997 s. 159-180

4. Gradoń B., Nitrous oxide Thermal decomposition in the flame temperature range at atmospheric pressure, *Combustion Science and Technology* 78 (8), 2006, s. 1477-1489
5. Tomeczek J., Gradoń B.: A new route of HCN formation via N₂O in Gaseous hydrocarbon Flames, *International Journal of Energy for a Clean Environment* 5 (3), 2004, s. 309-321
6. Tomeczek J., Gradoń B.: The role of N₂O and NNH in the formation of NO via HCN in hydrocarbon flames, *Combustion and Flame* 133 (3), 2003, s. 311-322
7. Gradoń B., Tomeczek J.: Prediction of N₂O and NH₃ in Fuel-Rich Gaseous Flames, *Combustion and Flame* 126, 2001, s. 1856-1859
8. Gradoń B.: Modelowanie emisji tlenków azotu z komór spalania wysokotemperaturowych pieców grzewczych, *Hutnik, Wiadomości Hutnicze* 10, 2007, s. 546-551
9. Góral J.: Wpływ konstrukcji palnika i parametrów substratów na emisję tlenków azotu z wysokotemperaturowych pieców grzewczych opalanych gazem ziemnym, rozprawa doktorska, Politechnik Śląska, Katowice 2005
10. Tomeczek J., Góral J., Gradoń B.: Influence of gasdynamic on NO_x emission from large diffusion natural gas flames, *Symposium (Int.) on Combustion* 25 (1), 1994, s. 1035-1041
11. Tomeczek J. Góral J., Gradoń B.: Gasdynamic Abatement of NO_x Emission from Industrial Natural Gas Jet Diffusion Flames, *Combustion Science and Technology* 105 (1-3), 1995, s. 55-61
12. Tomeczek J. Góral J., Gradoń B.: The Low NO_x Burner with Gas-Dynamic Abated Flame Temperature, *Gas Wärme International* 44 (9), 1995, s. 442-445
13. Tomeczek J. Góral J., Gradoń B.: Radiant Tubes with Low-NO_x Gas Burners, *Gas Wärme International* 47 (4/5), 1998, s. 261-266
14. Tomeczek J., Ochman J., Góral J.: Low NO_x flat flame natural gas burner for high temperature furnaces, *Journ. of the Energy Inst.* 81 (4), 2008, s. 205-210
15. Tomeczek J., Ochman J., Góral J.: Niskoemisyjny palnik płaskopłomienny do pieców wysokotemperaturowych, *Hutnik, Wiadomości Hutnicze* 74 (5), 2007, s. 265-269
16. Ochman J.: Wpływ parametrów palnika płaskopłomiennego na emisję tlenków azotu z wysokotemperaturowego pieca grzewczego, rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Katowice 2007
17. Tomeczek J., Góral J., Gradoń B., Rozpondek M.: Quasi-Isothermal Heating Conditions in High Temperature Industrial Furnaces, *Challenges in Reheating Furnaces*, The Institute of Materials, London 28-29 October 2002
18. Michałowski M., Wiśniewski T.: Badania doświadczalne rekuperatorów jako podstawa do udoskonalenia ich konstrukcji, *Hutnik* 56 (3), 1989, s. 113-115
19. Tomeczek J., Wiśniewski T.: Charakterystyka aerodynamiczna przemysłowych rurowych rekuperatorów ciepła, *Hutnik* 68 (4), 2001, s. 147-151

20. Tomeczek J., Wiśniewski T.: Pressure loss in tubular heat recuperators, *Gas Wärme Int.* 49 (4), 2000, s. 240-244
21. Tomeczek J., Wiśniewski T., Bialik W.: Możliwości wykorzystania energii spalin z pieców wysokotemperaturowych do produkcji energii elektrycznej, *Hutnik* 79 (3), 2012, s. 144-151
22. Tomeczek J., Wnęk M.: Regeneracyjne palniki gazowe do pieców grzewczych wysokotemperaturowych, *Hutnik* 72 (9), 2005, s. 461-465
23. Tomeczek J., Wnęk M.: A rapid method of counter-flow heat regenerator calculation, *International Journal of Heat and Mass Transfer* 49 (21-22), 2006, s. 4194-4199
24. Wnęk M.: Badania regeneratora ciepła zintegrowanego z palnikiem gazowym dla wysokotemperaturowych pieców grzewczych, rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Katowice 2005
25. Rozpondek M., Wnęk M.: The application aspects of self-recuperative burners in thermal devices, *Mater. Sci. Technol. Trnava* 1, 2013, s. 20-26
26. Puszer A., Tomeczek J.: Nowa generacja elementów regulacyjnych mediów gazowych dla hutniczych pieców grzewczych, *Hutnik* 68 (11), 2001, s.430-435
27. Puszer A., Tomeczek J., Wnęk M.: Wpływ sterowania strumienia substratów i produktów spalania na straty energii w piecach przemysłowych, *Gospodarka Paliwami i Energią* 10, 2001, s. 8-12
28. Tomeczek J., Puszer A., Rozpondek M.: Minimalizacja strat energii w piecu przepychowym poprzez regulację ciśnienia spalin, *Hutnik* 68 (1), 2001, s. 22-26
29. Tomeczek J., Puszer A Wnęk M.: Sposób kształtowania regulacyjnych charakterystyk przepływowych elementów nastawczych strumienia płynu, *Pomiary Automatyka Kontrola* 53 (11), 2007, s. 38-43
30. Wnęk M.: Cyfrowa linearyzacja przepływowej charakterystyki regulacyjnej zasowy kominowej, *Hutnik, Wiadomości Hutnicze* 83 (1), 2016, s. 18-22
31. Tomeczek J., Remarczyk L.: The mode of combustion of coal in a fluidised bed, *The Canadian Journal of Chemical Engineering* 64 (5), 1986, s. 871-874
32. Puszer A., Lorkiewicz Z.: Statyczne i dynamiczne charakterystyki paleniska fluidalnego, *Gospodarka Paliwami i Energią* 38 (1), 1990, s. 9-12
33. Tomeczek J., Jastrzab Z., Gradoń B.: Lateral diffusion of solids in a fluidised bed with submerged vertical tubes, *Powder Technology* 72 (1), 1992, s. 17-22
34. Tomeczek J., Mocek P.: Wpływ układu wypływowego na strukturę łoża w cyrkulacyjnym kotle fluidalnym, *Gospodarka Paliwami i Energią* 4, 2004, s. 23- 29
35. Tomeczek J., Mocek P.: Attrition of coal ash particles in a fluidised-bed reactor, *AIChE Journal*, 53 (5), 2007 s. 1159-1163
36. Tomeczek J., Kudzia W., Gradoń B., Remarczyk L.: The influence of geometrical factors and feedstock on gasification in high temperature fluidised bed, *The Canadian Journal of Chemical Engineering* 65 (5), 1987, s. 785-790

37. Tomeczek J., Wójcik J.: A method of direct measurement of solid fuel particle ignition temperature, *Symp. (Int.) on Combust/ 23 (1)*, 1991, s. 1163-1167
38. Tomeczek J., Kowol J.: Temperature field within a devolatilizing coal particle, *The Canadian Journal of Chemical Engineering* 89 (1), 1991, s. 286-293
39. Tomeczek J., Palugniok H.: Specific Heat capacity and enthalpy of coal pyrolysis at elevated temperatures, *Fuel* 75 (9), 1996, s. 1089-1093
40. Tomeczek J. Gil S.: Volatiles release and porosity evolution during high pressure pyrolysis, *Fuel* 82 (3), 2003, s. 285-292
41. Tomeczek J. Gil S.: Badania eksperymentalne ciśnieniowego hydrozgaszowania karbonizatu węgla kamiennego, *Karbo* 1 (3-6), 2009, s. 3-6
42. Tomeczek J. Gil S.: The kinetics of coal chars hydrogasification, *Fuel Processing Technology* 91 (11), 2010, s. 1564-1568
43. Tomeczek J., Palugniok H.: Kinetics of mineral matter transformation during coal combustion, *Fuel* 81 (10), 2002, s. 1251-1258
44. Tomeczek J., Palugniok H., Ochman J.: Modelling of deposits formation on heating tubes in pulverised coal boilers, *Fuel* 83 (2), 2004, s. 213-221
45. Tomeczek J., Palugniok H., Ochman J.: Osady na powierzchniach grzewczych kotłów opalanych węglem, *Gospodarka Paliwami i Energią* 9 (10), 2004 s. 28-33
46. Tomeczek J., Waclawiak K.: Two-dimensional modeling of deposits formation on platen superheaters in pulverised coal boilers, *Fuel* 88 (8), 2009, s. 1466-1471
47. Waclawiak K.: Badania żużlowania podczas spalania pyłu węglowego z biomasą, *Gospodarka Paliwami i Energią* 9, 2003, s. 17-21
48. Waclawiak K.: Obliczenia numeryczne procesu tworzenia osadów na rurach przegrzewaczy kotłowych, *Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice 2012 (rozprawa habilitacyjna)*
49. Gil S.: Kinetyka tworzenia się tlenków azotu podczas ciśnieniowego spalania węgla, *Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice 2012 (rozprawa habilitacyjna)*
50. Tomeczek J., Gil S.: Influence of pressure of the rate of nitric oxide reduction by char, *Combustion and Flame* 126, 2001, s. 1602-1606
51. Bialik W.: Wpływ gazodynamicznych i termicznych parametrów substratów na emisję tlenków azotu podczas spalania ciekłych paliw węglowodorowych, *rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Katowice 2002*
52. Tomeczek J., Bialik W.: Influence of liquid fuel combustion conditions on pollutants emission, *Journal of the Institute Energy* 76 (507), 2003, s. 54-61
53. Tomeczek J., Bialik W.: Wpływ podgrzania powietrza w palniku olejowym na emisję NO_x, CO i sadzy, *Gospodarka Paliwami i Energią* 49 (8), 2001, s. 21-26
54. Gil S., Bialik W.: Modelling of Nitric Oxide Formation During Liquid Fuel Combustion, *Solid State Phenomena* 246, 2016, s. 279-283

55. Ochman J., Bialik W., Gil S.: An experimental study on liquid fuel atomization, *Metalurgija* 54 (3), s. 559-562
56. Gil S., Gradoń B., Bialik W., Ochman J., Rozpondek M.: Możliwości wykorzystania energii słonecznej dla pozyskiwania ciepła i chłodu w warunkach klimatycznych Polski, 283, 59, Wyd. Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów 2012
57. Gil S., Gradoń B., Bialik W.: Experimental studies on the hybrid system of heat and cold production from solar energy, *Thermal Science* 21 (6B), 2017, s. 1-9
58. Bialik W., Gil S., Mocek P.A.: optymalizacja numeryczna konstrukcji akumulatora energii cieplnej do współpracy z kolektorem słonecznym, *Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej*, z. 57, 2010, s. 39-46
59. Gil S., Rozpondek M.: Potential of energy saving in heating and ventilation systems in office buildings, *Holist. Approach Environ.* 3 (2), 2013, s. 101-112
60. Gil S., Rozpondek M., Gradoń B.: Kształtowanie środowiska wewnętrznego w budynkach a energooszczędność. W: „Wpływ automatyki na efektywność energetyczną budynków – poradnik dla projektantów”, Wyd. Akademii Górniczo-Hutniczej, Kraków 2013 (dokument elektroniczny)

List of figures

Fig. 7.1. The Laboratory of the Industrial Flame Research

Fig. 7.2. Comparison of the characteristic flame temperature distribution for standard and GAFT burner [11]

Fig. 7.3. Influence of combustion air temperature on NO_x and CO emission from a one-way soaking pit [12]

Fig. 7.4. Straight axis radiant tube with GAFT burner

Fig. 7.5. U-type radiant tube with GAFT burner

Fig. 7.6. The burner EPR300 [17]

Fig. 7.7. Regenerative burners [22]

Fig. 7.8. The regulation system of the single-zone pusher type furnace [27]

WYDAWNICTWO POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ
ul. Akademicka 5, 44-100 Gliwice
tel. (32) 237-13-81, faks (32) 237-15-02
www.wydawnictwopolitechniki.pl

Sprzedaż i Marketing
tel. (32) 237-18-48
wydawnictwo_mark@polsl.pl

Sprawy wydawnicze
tel. (32) 237-13-81
wydawnictwo@polsl.pl

15 ark. wyd.

e-wydanie



**UCZELNIA
BADAWCZA**
INICJATYWA DOSKONAŁOŚCI



Wydawnictwo Politechniki Śląskiej
44-100 Gliwice, ul. Akademicka 5
tel. (32) 237-13-81, faks (32) 237-15-02
www.wydawnictwopolitechniki.pl

e-ISBN 978-83-7880-691-2

828