

OPEN ACCESS LIBRARY



Scientific International Journal of the World Academy
of Materials and Manufacturing Engineering
publishing scientific monographs in Polish or in English only

Published since 1998 as Studies of the Institute of Engineering Materials and Biomaterials

Volume 11 (17) 2012

**Jerzy Nowacki
Leszek A. Dobrzański
Fabio Gustavo**

**Implanty śródszpikowe
w osteosyntezie kości długich**

**Jerzy Nowacki
Leszek A. Dobrzański
Fabio Gustavo**

Implanty śródszpikowe w osteosyntezie kości długich



Implanty śródszpikowe w osteosyntezie kości długich

OPINIODAWCY:

Prof. dr hab. Stanisław Mitura
(Politechnika Koszalińska w Koszalinie)

Prof. dr hab. inż. Zbigniew Rdzawski
(Instytut Metali Nieżelaznych w Gliwicach)

REDAKCJA TECHNICZNA:

Mgr inż. Justyna Hajduczek-Jarka
(Politechnika Śląska – Gliwice)

ISSN 2083-5191

ISBN 978-83-63553-07-4

EAN 9788363553074



OPEN ACCESS LIBRARY

Scientific International Journal of the World Academy
of Materials and Manufacturing Engineering
publishing scientific monographs in Polish or in English only

Published since 1998 as Studies of the Institute of Engineering Materials and Biomaterials **Volume 11 (17) 2012**

Editor-in-Chief

Prof. Leszek A. Dobrzański – Poland

Editorial Board

Prof. Gilmar Batalha – Brazil
Prof. Emin Bayraktar – France
Prof. Rudolf Kawalla – Germany
Prof. Klaudiusz Lenik – Poland
Prof. Petr Louda – Czech Republic
Prof. Cemal Meran – Turkey
Prof. Stanisław Mitura – Poland
Prof. Piotr Niedzielski – Poland
Prof. Jerzy Nowacki – Poland
Prof. Ryszard Nowosielski – Poland
Prof. Jerzy Pacyna – Poland

Prof. Peter Pačec – Slovak Republic
Prof. Zbigniew Rdzawski – Poland
Prof. Maria Richert – Poland
Prof. Maria Helena Robert – Brazil
Prof. Mario Rosso – Italy
Prof. Stanislav Rusz – Czech Republic
Prof. Yuriy I. Shalapko – Ukraine
Prof. Božo Smoljan – Croatia
Prof. Mirko Soković – Slovenia
Prof. Zinoviy Stotsko – Ukraine
Prof. Leszek Wojnar – Poland

Patronage



World Academy of Materials and Manufacturing Engineering



Association of Computational Materials Science and Surface Engineering



Institute of Engineering Materials and Biomaterials of the Silesian University
of Technology, Gliwice, Poland

Abstracting services

Journal is cited by Abstracting Services such as:



The Directory of Open Access Journals

Reading Direct

This journal is a part of Reading Direct, the free of charge alerting service which sends tables of contents by e-mail for this journal and in the promotion period also the full texts of monographs. You can register to Reading Direct at

www.openaccesslibrary.com

Journal Registration

The Journal is registered by the Civil Department of the District Court in Gliwice, Poland

Publisher



International OCSCO World Press
Gliwice 44-100, Poland, ul. S. Konarskiego 18a/366
e-mail: info@openaccesslibrary.com

Bank account: Stowarzyszenie Komputerowej Nauki o Materiałach i Inżynierii Powierzchni

Bank name: ING Bank Śląski

Bank address: ul. Zwycięstwa 28, 44-100 Gliwice Poland

Account number/ IBAN CODE: PL 76105012981000002300809767

Swift code: INGBPLPW

Gliwice

© 2012 International OCSCO World Press. All rights reserved

© The paper used for this Journal meets the requirements of acid-free paper Printed in Poland



Spis treści

Streszczenie	5
Abstract	7
Wstęp	9
1. Ogólna charakterystyka budowy i złamań kości długich	13
1.1. Zarys budowy kości długich	13
1.2. Biomechaniczne aspekty funkcjonowania kości udowej i stawu biodrowego	18
1.3. Złamania kości udowej	23
2. Przegląd implantów stosowanych do osteosyntezy śródszpikowej kości długich	26
2.1. Osteosynteza kości długich	26
2.2. Rozwój konstrukcji implantów śródszpikowych stosowanych w osteosyntezie kości udowej	27
2.3. Złożone konstrukcje gwoździ śródszpikowych stosowanych w osteosyntezie kości udowej	42
2.4. Gwoździe śródszpikowe stosowane w osteosyntezie kości piszczelowej i strzałkowej	49
2.5. Gwoździe śródszpikowe w osteosyntezie kości ramiennej, przedramiennej i promieniowej	50
3. Biomateriały w konstrukcji implantów	52
3.1. Ogólne zasady projektowania implantów	52
3.2. Ogólna charakterystyka biomateriałów	54
3.3. Powłoki nanoszone na implantach metalowych	63
3.4. Ogólna charakterystyka stali odpornych na korozję możliwych do zastosowania na implanty śródszpikowe	64
3.5. Ogólna charakterystyka stopów tytanu możliwych do zastosowania na implanty śródszpikowe	94
3.6. Ogólna charakterystyka stopów inteligentnych z pamięcią kształtu możliwych do zastosowania na implanty śródszpikowe	106



Implanty śródszpikowe w osteosyntezie kości długich

Spis treści

4. Spajanie biomateriałów i elementów implantów	114
4.1. Ogólna charakterystyka technik spajania biomateriałów	114
4.2. Zastosowanie cementów kostnych w chirurgii kostnej	118
4.3. Spawalność stali austenitycznych stosowanych na implanty śródszpikowe	126
4.4. Spawalność stopów tytanu stosowanych na implanty śródszpikowe	128
5. Autorskie rozwiązania gwoździ śródszpikowych	
do stabilizacji kości udowej	130
5.1. Gwoździe śródszpikowe z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej	130
5.2. Gwoździe śródszpikowe ze wspólnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości	136
5.3. Gwoździe śródszpikowe z jednoczesnym przemieszczaniem się żeber w części proksymalnej i dystalnej w kości	141
5.4. Ogólna charakterystyka możliwości aplikacyjnych innowacyjnych rozwiązań konstrukcyjnych gwoździ śródszpikowych	146
Literatura	148

Implanty śródszpikowe w osteosyntezie kości długich

Jerzy Nowacki

Instytut Inżynierii Materiałowej, Zachodniopomorski Uniwersytet Technologiczny
w Szczecinie, Al. Piastów 19, 70-310 Szczecin, Polska
Adres korespondencyjny e-mail: jnowacki@zut.edu.pl

Leszek A. Dobrzański

Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska,
ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Polska
Adres korespondencyjny e-mail: leszek.dobrzanski@polsl.pl

Fabio Gustavo

Instytut Inżynierii Materiałowej, Zachodniopomorski Uniwersytet Technologiczny
w Szczecinie, Al. Piastów 19, 70-310 Szczecin, Polska
Adres korespondencyjny e-mail: conquistador86@wp.pl

Streszczenie

Cel: *Celem monografii jest ocena stanu zagadnienia w obszarze konstrukcji implantów śródszpikowych kości długich i stosowanych na nie materiałów oraz prezentacja konstrukcji implantów opracowanych przez Autorów. W monografii przedstawiono zarys budowy kości długich, biomechaniczne aspekty kości udowej i stawu biodrowego, złamania kości udowej i problemy osteosyntezy kości długich. Przeprowadzono analizę materiałowych i konstrukcyjnych aspektów implantów śródszpikowych w obszarze: problematyki stabilizacji złamań kości długich, obciążeń mechanicznych kości udowej, charakterystyki biomateriałów, metod spajania biomateriałów, konstrukcji gwoździ śródszpikowych i nowych koncepcji ich konstrukcji.*

Projekt/metodologia/podejście: *Przedstawiono zarys budowy kości długich, biomechaniczne aspekty kości udowej i stawu biodrowego, złamania kości udowej i problemy osteosyntezy kości długich. Zdefiniowano problemy stabilizacji złamań kości długich, rozwoju konstrukcji implantów śródszpikowych oraz problematyki projektowania i doboru materiałów na implanty. Dokonano analizę możliwości metod spajania biomateriałów i elementów bioimplantów w osteosyntezie.*

Osiągnięcia: Oryginalnym osiągnięciem jest opracowanie nowych koncepcji konstrukcji implantów z innowacyjnymi sposobami ryglowania gwoźdźcia w kości. W konstrukcji implantu śródszpikowego do osteosyntezy kości udowej z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej zamiast osłabiających strukturę kości śrub ryglujących zastosowano nieinwazyjny śródszpikowy układ stabilizujący.

Ograniczenia badań/zastosowań: Proponowane rozwiązania konstrukcji implantu śródszpikowego do osteosyntezy kości udowej z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej dotyczą głównie w stabilizacji złamań trzonu kości długiej.

Praktyczne zastosowania: Przewiduje się, po przeprowadzeniu szczegółowych badań uruchomienie produkcji implantu śródszpikowego do osteosyntezy kości udowej z proponowanym oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej, znajdujących zastosowanie głównie w stabilizacji złamań trzonu kości długiej.

Oryginalność/wartość: Ocena aktualnego stanu konstrukcji implantów śródszpikowych, stosowanych w ich budowie materiałów i analiza możliwości wykorzystania technik spajania w celu uproszczenia ich technologii oraz rozważania dotyczące nowych możliwości rozwiązań konstrukcyjnych implantów decydują o znaczeniu monografii.

Słowa kluczowe: Konstrukcja implantów śródszpikowych; Złamania kości udowej; Stabilizacja złamań kości długich; Biomateriały; Techniki spajania

Cytowania tej monografii powinny być podane w następujący sposób:

J. Nowacki, L.A. Dobrzański, F. Gustavo, *Implanty śródszpikowe w osteosyntezie kości długich, Open Access Library, Volume 11 (17) (2012) 1-150.*

Intramedullary implants for osteosynthesis of long bones

Jerzy Nowacki

Institute of Materials Science and Engineering, Szczecin University of Technology,

Al. Piastów 19, 70-310 Szczecin, Poland

Corresponding e-mail address: jnowacki@zut.edu.pl

Leszek A. Dobrzański

Institute of Engineering Materials and Biomaterials, Silesian University of Technology,

ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Poland

Corresponding e-mail address: leszek.dobrzanski@polsl.pl

Fabio Gustavo

Institute of Materials Science and Engineering, Szczecin University of Technology,

Al. Piastów 19, 70-310 Szczecin, Poland

Corresponding e-mail address: conquistador86@wp.pl

Abstract

Purpose: *The goal of the monograph is to assess the issues in the construction of long bone intramedullary implants in the area of construction, and materials used in their manufacturing, as well the presentation of the implants developed by the authors. In the monograph outline of the long bones structure, the mechanical aspects of the femur and hip fracture, and osteosynthesis problems of long bones are presented. An analysis of the material and structural aspects of intramedullary implants in the area of: the issue stabilize fractures of the long bones, the femur mechanical loads, characterization of biomaterials, methods of bonding biomaterials, intramedullary nailing design and the new concept of their design.*

Design/methodology/approach: *The outline of the structure of the long bones, the mechanical aspects of the femur and hip fracture osteosynthesis problems of long bones. The stability problems of long bone fractures was defined, intramedullary implant design development, and problems of issues design as well the choice of materials for implants. There have been*

analyzing the possibility of welding methods of biomaterials and implants components in the osteosynthesis.

Findings: *The original achievement of the monograph is the development of new design concepts with innovative ways to implant locking nail in the bone. In the design of intramedullary implant for osteosynthesis of the femur with a separate positioning anchoring of the proximal and distal bone structure rather than weaken the locking screws used non-invasive intramedullary stabilization system.*

Research limitations/implications: *The proposed solution design intramedullary implant for osteosynthesis of the femur with a separate positioning anchoring of the proximal and distal relate mainly to stabilize fractures of the long bones diaphysis.*

Practical implications: *It is expected, after the detailed studies, the start of production intramedullary implants for osteosynthesis of the femur with the proposed separate positioning anchoring of the proximal and distal are used mainly to stabilize fractures of the long bones diaphysis.*

Originality/value: *Assessment of the structure intramedullary implants current state of art used in their construction materials, and the analysis of the possibilities of the joining techniques application to simplify their technology, and consider the new possibilities of the implants design solutions determine the importance of the monograph.*

Keywords: *Construction of intramedullary implants; Fracture of the femur; The long bone fracture stabilization; Bio-materials; Welding technology*

Reference to this paper should be given in the following way:

J. Nowacki, L.A. Dobrzański, F. Gustavo, Intramedullary implants for osteosynthesis of long bones, Open Access Library, Volume 11 (17) (2012) 1-150 (in Polish).

Wstęp

Rozszerzające się możliwości zastosowań implantów w chirurgii kostnej są warunkowane rozwojem ich konstrukcji i technologii, a także postępem w badaniach dotyczących makro- i mikrostruktury, własności mechanicznych, odporności korozyjnej i biouzgodności nowych biomateriałów. Implanty są zespołami elementów medycznych wszczepianych do organizmu w celu rekonstrukcji naturalnej funkcji uszkodzonego organu zastępującymi tkanki twarde i miękkie i coraz częściej znajdują zastosowanie w działaniach leczniczych, mających za zadanie odtworzenie funkcji, np. stawów i kości.

Wyróżnić można dwa główne obszary rekonstrukcji funkcji tkanek lub elementów organów, np. stawów i kości, wykorzystujące biomateriały. Pierwszy obszar dotyczy alloplastyki stawu biodrowego, kolanowego, barkowego lub łokciowego, natomiast drugi osteosyntezy kości długich, szczególnie kości udowej.

Staw biodrowy mający zasadnicze znaczenie dla mechaniki chodu jest powszechnie narażony na zmiany chorobowe i urazy. Przy ciężkich zmianach zwyrodnieniowych lub po złamaniu szyjki kości udowej niezbędne jest wszczępienie sztucznej części lub całego stawu w miejsce naturalnego. Zagadnienia alloplastyki stawu biodrowego należą do głównych problemów współczesnej ortopedii. Z endoprotezoplastyką związana jest możliwość odtworzenia uszkodzonych struktur w układzie kostno-stawowym i przywrócenia im utraconych funkcji. Rozwój techniki implantacyjnej sukcesywnie przynosi coraz pomyślniejsze wyniki. Osiąga się je dzięki nowym konstrukcjom endoprotez dążącym do anatomicznego odtworzenia kształtu oraz nowym materiałom o korzystnych własnościach fizycznych i mechanicznych, zgodnych biologicznie z żywymi tkankami. Konstrukcja endoprotezy powinna zapewnić właściwy zakres ruchu w stawie, przenoszenie obciążeń, odporność na przeciążenia, tłumienie drgań, stymulację masy kostnej, odporność na ścieranie, a także możliwość prostego zabiegu operacyjnego. Aby spełnić te wymagania należy odpowiednio dobrać cechy geometryczne endoprotezy i rodzaj materiału implantacyjnego. Na rozkład naprężeń pomiędzy kością i implantem decydują relacje pomiędzy ich własnościami sprężystymi. Wytrzymałość statyczna i zmęczeniowa wpływa na wartość przenoszonych naprężeń i odporność na przeciążenia, natomiast stan powierzchni oraz jej cechy fizyczne i chemiczne decydują o naturze i sile więzi na granicy faz kość-implant [4, 44].

Drugi ważny obszar rekonstrukcji funkcji tkanek lub elementów organów, np. stawów i kości, wykorzystujący biomateriały dotyczy uszkodzeń kości długich kończyn górnych i dolnych [5],

szczególnie udowej oraz ich osteosynteza, co stanowi przedmiot niniejszej książki. Regularne, udokumentowane próby rekonstrukcji brakującej, lub uszkodzonej tkanki kostnej albo jej zespalania innymi materiałami mają ponad stuletnią historię. W 1827 roku dokonano zespolenia kości w postaci ściegu (Rogers), w 1827 roku zespolono kości za pomocą trzpieni srebrnych (Listers), w 1886 roku do osteosyntezy kości użyto płytek ze srebra i mosiądzu, które połączono z kością przy pomocy śrub (Hausman). W 20. wieku rozpoczynają się systematyczne badania osteosyntezy stanowiące podstawę dynamicznego rozwoju tego obszaru terapii. Książka stanowi ocenę stanu zagadnienia w obszarze konstrukcji gwoździ śródszpikowych i stosowanych na nie materiałów oraz przegląd opracowań Autorów w tym obszarze. W książce dokonano analizy materiałowych i konstrukcyjnych aspektów implantów śródszpikowych w obszarze: problematyki stabilizacji złamań kości długich, obciążeń mechanicznych kości udowej, charakterystyki biomateriałów, metod spajania biomateriałów, konstrukcji gwoździ śródszpikowych i nowych koncepcji w tym zakresie. W pierwszej części przedstawiono zarys budowy kości długich, biomechaniczne aspekty funkcjonowania kości udowej i stawu biodrowego i złamania kości udowej. W drugiej części przeprowadzono analizę problematyki stabilizacji złamań kości długich, rozwoju konstrukcji implantów śródszpikowych oraz problematyki projektowania i doboru materiałów na implanty. Trzecia część książki dotyczy metod spajania biomateriałów i elementów bioimplantów w alloplastyce i osteosyntezie. W czwartej części zaprezentowano nowatorskie autorskie koncepcje konstrukcji implantów z innowacyjnymi sposobami ryglowania gwoździa w kości.

Autorzy dedykują tę książkę Studentom, młodym Pracownikom naukowym, z zamiarem przybliżenia złożonej tematyki implantologii w kontekście uwarunkowań technicznych projektowania inżynierskiego implantów, zarówno konstrukcyjnego, jak i materiałowego oraz technologicznego. Ponieważ Autorzy zajmują się wymienioną problematyką od wielu lat, niektóre fragmenty książki są zaczerpnięte z Ich wcześniejszych własnych publikacji naukowych i dydaktycznych, co umożliwi dopełnienie treści prezentowanych w tej pracy. Książka jest kolejnym przykładem ilustracji konieczności współpracy pomiędzy środowiskami medycznymi i inżynierskimi, dla poprawy warunków leczenia wielu zmian chorobowych i urazów. Poruszana w niej problematyka od lat stanowi przedmiot zainteresowań naukowych Autorów i wykonywanych przez nich badań. Zagadnienia materiałowe związane z inżynierią biomedyczną stanowią jeden z ważnych aspektów aplikacyjnych współczesnej inżynierii materiałowej i stąd książka jest adresowana głównie do studentów kierunku „Inżynieria

Materiałowa”, od kilku lat realizowanego jako kierunek zamawiany przez Ministra Nauki i Szkolnictwa Wyższego na Wydziale Mechanicznym Technologicznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach. Autorzy książki są ściśle związani z tym projektem, gdyż Prof. Leszek A. Dobrzański jest inicjatorem tego kierunku i głównym autorem jego koncepcji programowej, a Prof. Jerzy Nowacki przez 2 lata jest Profesorem wizytującym, prowadzącym wykłady na tym nowo utworzonym kierunku studiów, Mgr inż. Fabio Gustavo uczestniczył w przygotowaniu książki, a także m.in. wykonał wiele autorskich rysunków. Życzymy zatem zajmującej lektury książki.

Autorzy

Gliwice, jesienią 2012 roku

1. Ogólna charakterystyka budowy i złamań kości długich

1.1. Zarys budowy kości długich

Kości długie mają długość znacznie większą niż ich szerokość i grubość. Makroskopowo kości długie składają się z zewnętrznej, zbitiej kości korowej a w nasadach i częściach przynasadowych zawierają równocześnie gąbczastą kość rdzeniową. Kości długie składają się ze sztywnego trzonu, wewnątrz którego znajduje się jama oraz końce: proksymalny i dystalny (bliższy i dalszy) o większej sprężystości.

W grupie kości długich znajdują się między innymi kości kończyny dolnej: kość udowa, kość piszczelowa i kość strzałkowa oraz kończyny górnej: kość ramienna, kość łokciowa, kość promieniowa. Wzrost (w okresie dojrzewania) chrząstki nasadowej znajdującej się w kościach długich, decyduje o skokowym wzroście w końcowych latach wieku nastoletniego, po którym chrząstka nasadowa ulega skostnieniu [36].

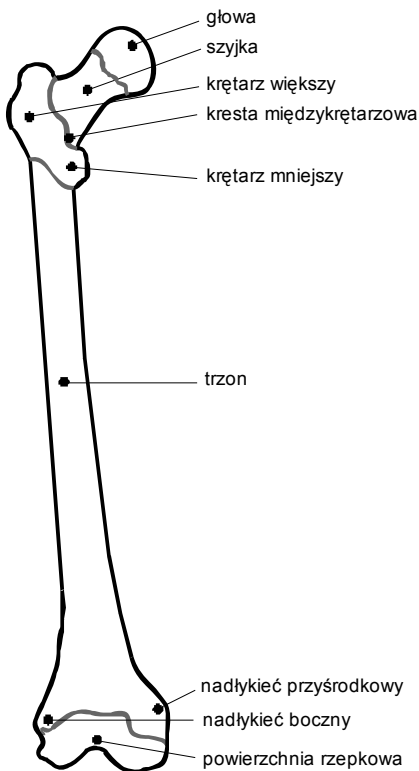
Kość udowa należy do kości długich i jest jedną z kości kończyny dolnej (rys. 1.1 i 1.2). Kość udowa wspierająca tkanki miękkie uda kończyny dolnej, zaliczana jest do kości długich, tzn. takich, których długość jest istotnie większa niż jej inne wymiary, posiada trzy podstawowe elementy: trzon, koniec bliższy i koniec dalszy i jest najdłuższą kością w organizmie człowieka.

W części proksymalnej (bliższej, górnej) kości znajduje się umieszczona w panewce stawu biodrowego kulista głowa kości, na której szczycie znajduje się dołek głowy kości udowej z przyczepem więzadła głowy kości udowej. Niżej umieszczony jest trzon kości udowej, nachylony pod kątem około 126° w stosunku do szyjki kości udowej. Głowę na wysokości pachwiny łączy z trzonem szyjka kości udowej, ustawiona pod kątem około 45° w stosunku do pionu. Między szyjką i trzonem znajdują się zgrubienia będące miejscami przyczepu mięśni uda, umiejscowiony z boku krętarz większy, w którego części środkowej znajduje się dół i z tyłu krętarz mniejszy, połączone od przodu kresą międzykrętarzową i od tyłu grzebieniem międzykrętarzowym. Dalsza część kości udowej jest prosta i ma przekrój zbliżony do kołowego w odcinku górnym, aż do przynasady, gdzie rozszerza się w kierunku dystalnym, staje się owalna i powiększa pole swojego przekroju, by stworzyć nasadę – element stawu kolanowego.

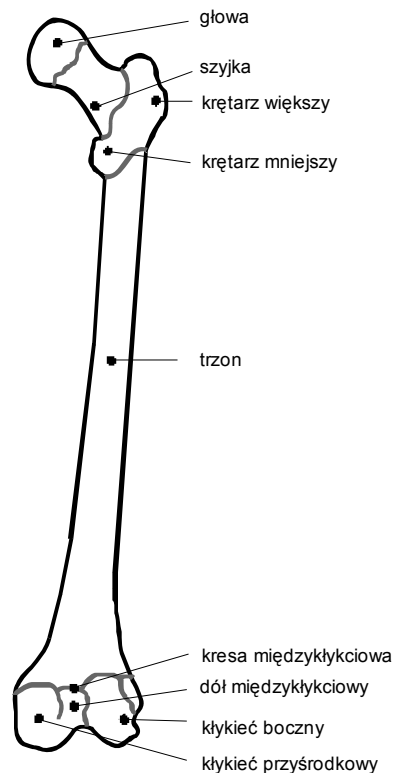
Z tyłu pod krętarzem większym znajduje się wyniosłość zwana guzowatością pośladowką, poniżej krętarza mniejszego jest kresa grzebieniowa. Wzdłuż trzonu na tylnej powierzchni kości udowej biegnie kresa chropawa z wargą przyśrodkową i boczną, stykającymi się w części środkowej trzonu i rozdzielającymi się ku dołowi w kresy nadkłykciową przyśrodkową i boczną,

które tworzą trójkątne pole – powierzchnię podkolanową. Koniec dalszy tworzą kłykiec przyśrodkowy i kłykiec boczny połączone od strony przedniej powierzchnią rzepkową, między którymi jest dół międzykłykciowy. Kłykiec przyśrodkowy, kłykiec boczny i powierzchnia rzepkowa pokryte są chrząstką szklistą. Kłykiec przyśrodkowy i kłykiec boczny z tyłu łączy kresa międzykłykciowa, na ich powierzchniach bocznych są wyniosłości – nadkłykcia: przyśrodkowy i boczny. Na nadkłykiu przyśrodkowym znajduje się wyniosłość – guzek przywodzicieli [39, 73].

Kość piszczelowa należy do kości długich i jest jedną z kości kończyny dolnej. Kość piszczelowa jest drugą co do długości kością w organizmie ludzkim i składa się dwóch końców, bliższego i dalszego, trzech brzegów i długiego trójkątnego trzonu z trzema powierzchniami przyśrodkową, tylną i boczną (rys. 1.3), położonymi kolejno: pierwsza – niżej guzowatości kości piszczelowej, druga – w tylnej części kości, trzecia – w bocznej. Do tych powierzchni przyczepione są liczne mięśnie.



Rysunek 1.1. Kość udowa prawa, widok z przodu [73]



Rysunek 1.2. Kość udowa prawa, widok z tyłu [73, 79, 92]

Koniec bliższy – głowa kości piszczelowej ma kształt kłykcia bocznego i przyśrodkowego z powierzchniami wchodzącymi w skład stawu kolanowego. Między kłykcami znajduje się wyniosłość międzykłykciowa z guzkami bocznym i przyśrodkowym. U podstawy kłykcia bocznego na jego tylnobocznej powierzchni jest powierzchnia stawowa strzałkowa, łącząca z głową strzałki. Brzeg przedni kości piszczelowej i jej powierzchnia przyśrodkowa pokryte są tylko skórą i są dobrze przez nią wyczuwalne. Po stronie bocznej dalszej kości piszczelowej znajduje się wcięcie strzałkowe. W końcu dalszym kości znajduje się powierzchnia stawowa dolna łącząca z kością skokową stopy [73].

Kość strzałkowa należy do kości długich i jest jedną z kości kończyny dolnej. Główne jej elementy są typowe dla kości długich: koniec bliższy, trzon i koniec dalszy (rys. 1.4).

Koniec bliższy stanowi głowa strzałki na której jest powierzchnia stawowa łącząca kość strzałkową z kłykiem bocznym kości piszczelowej, gdzie tworzą staw piszczelowo-strzałkowy.



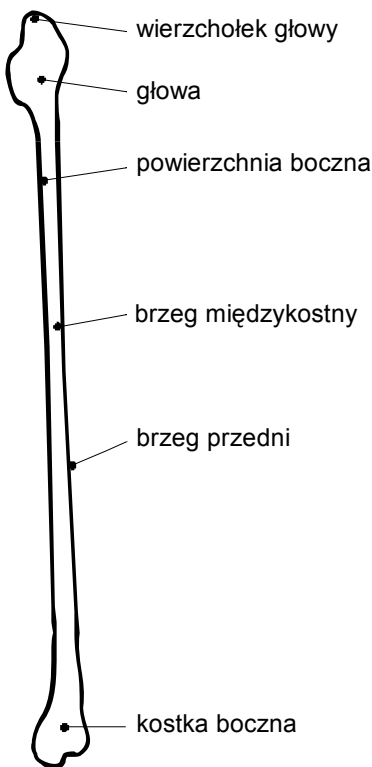
Rysunek 1.3. Kość piszczelowa, widok od przodu [34-37, 73, 82, 83, 86]

Trzon kości strzałkowej posiada trzy powierzchnie i trzy brzegi, z których brzeg międzykostny zwrócony jest w kierunku kości piszczelowej. W końcu dalszym kości strzałkowej znajduje się spłaszczona kostka boczna, dochodząca do kostki przyśrodkowej, której powierzchnia stawowa łączy się z kością skokową.

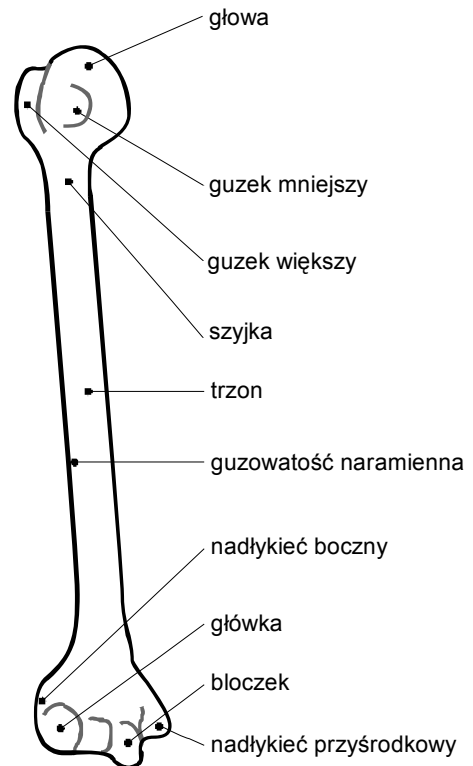
Kość ramienna należy do kości długich i jest jedną z kości kończyny górnej. Głównymi jej elementami są, typowe dla kości długich: koniec bliższy, trzon i koniec dalszy (rys. 1.5).

Na końcu bliższym znajduje się głowa kości ramiennej z szyjką anatomiczną i dwoma guzkami większym i mniejszym oddzielonymi bruzdą. Poniżej guzków znajduje się szyjka chirurgiczna stanowiąca miejsce częstych złamań.

Nierówność na bocznej powierzchni trzonu kości ramiennej – guzowatość naramienna jest miejscem przyczepu mięśnia naramiennego. Po obu stronach końca dalszego znajdują się wyniosłości, tzw. nadkłykiec boczny i przyśrodkowy. Pod nadkłykiem przyśrodkowym leży



Rysunek 1.4. Kość strzałkowa, widok od przodu [34-37, 73, 82, 83, 86]



Rysunek 1.5. Kość ramienna [34-37, 73, 82, 83, 86]

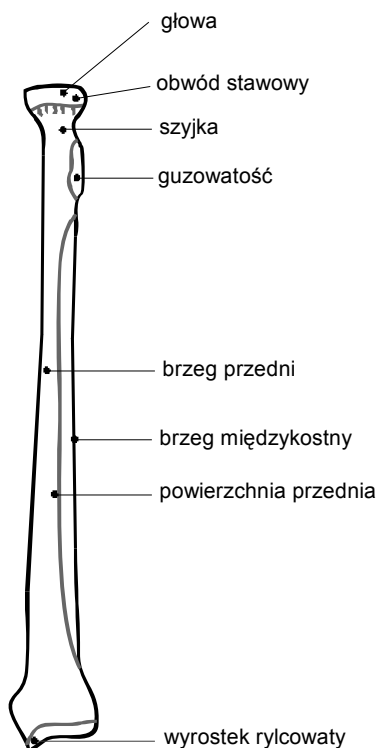
bruzda nerwu łokciowego. Powierzchnia boczna kości ramiennej łącząca ją z kością promieniową znajduje się na główce z boczkiem integrującym się z kością łokciową [73].

Kość łokciowa należy do kości długich i jest jedną z kości kończyny górnej. Koniec bliższy kości łokciowej posiada dwa wyrostki, większy łokciowy, jako górne zakończenie kości i niżej położony mniejszy – wyrostek dziobiasty (rys. 1.6). Trzon kości łokciowej ma w przekroju poprzecznym kształt trójkątny i ma trzy brzegi ograniczające trzy powierzchnie: przednią, przyśrodkową i tylną. Głowa kości łokciowej, będąca nasadą dalszą, przedłużona jest po stronie przyśrodkowej wyrostkiem rylcowatym. Kość łokciowa poprzez głowę i trójkątną chrząstkę oddzielona jest od nadgarstka [36].

Kość promieniowa należy do kości długich i jest jedną z kości kończyny górnej (rys. 1.7). Na końcu bliższym kości promieniowej znajduje się głowa oddzielona szyjką od trzonu. Koniec dalszy posiada powierzchnię stawową nadgarstkową – wcięcie łokciowe i wyrostek rylcowaty. Przekrój poprzeczny trzonu kości promieniowej jest trójkątny.



Rysunek 1.6. Kość łokciowa [36]



Rysunek 1.7. Kość promieniowa [34-37, 73, 82, 83, 86]

W kości promieniowej występują trzy brzegi: przedni – oddzielający powierzchnię przednią od bocznej, tylny – oddzielający powierzchnię tylną od bocznej i międzykostny, tzn. brzeg przyśrodkowy, oraz trzy powierzchnie: przednia, tylna i boczna [73].

1.2. Biomechaniczne aspekty funkcjonowania kości udowej i stawu biodrowego

Układ kostny człowieka, a w nim kości długie są przystosowane swoją budową do przeniesienia znacznych obciążeń. Przekrój poprzeczny kości długich jest zbliżony do wydrążonego walca o ciągłych i łagodnych zmianach wymiarów poprzecznych wzdłuż długości kości.

W skład kości wchodzi wiele tkanek o różnych właściwościach i zadaniach, np.:

- tkanka łączna stanowi składnik części nieobciążonych układu kostnego,
- tkanka łączna zbita składająca się z podobnie zorientowanych i silnie upakowanych włókien o większej wytrzymałości i sprężystości dzięki zawartości kolagenu i elastyny, będąca składnikiem ścięgien, więzadeł, torebek stawowych,
- tkanka chrzęstna jest elementem podporowym powierzchni stawowych,
- tkanka kostna składająca się z osteocytów, osteoblastów i osteoklastów oraz twardej, zwartej substancji międzykomórkowej bogatej w nieorganiczne sole wapnia na powierzchni, przenosząca główne naprężenia.

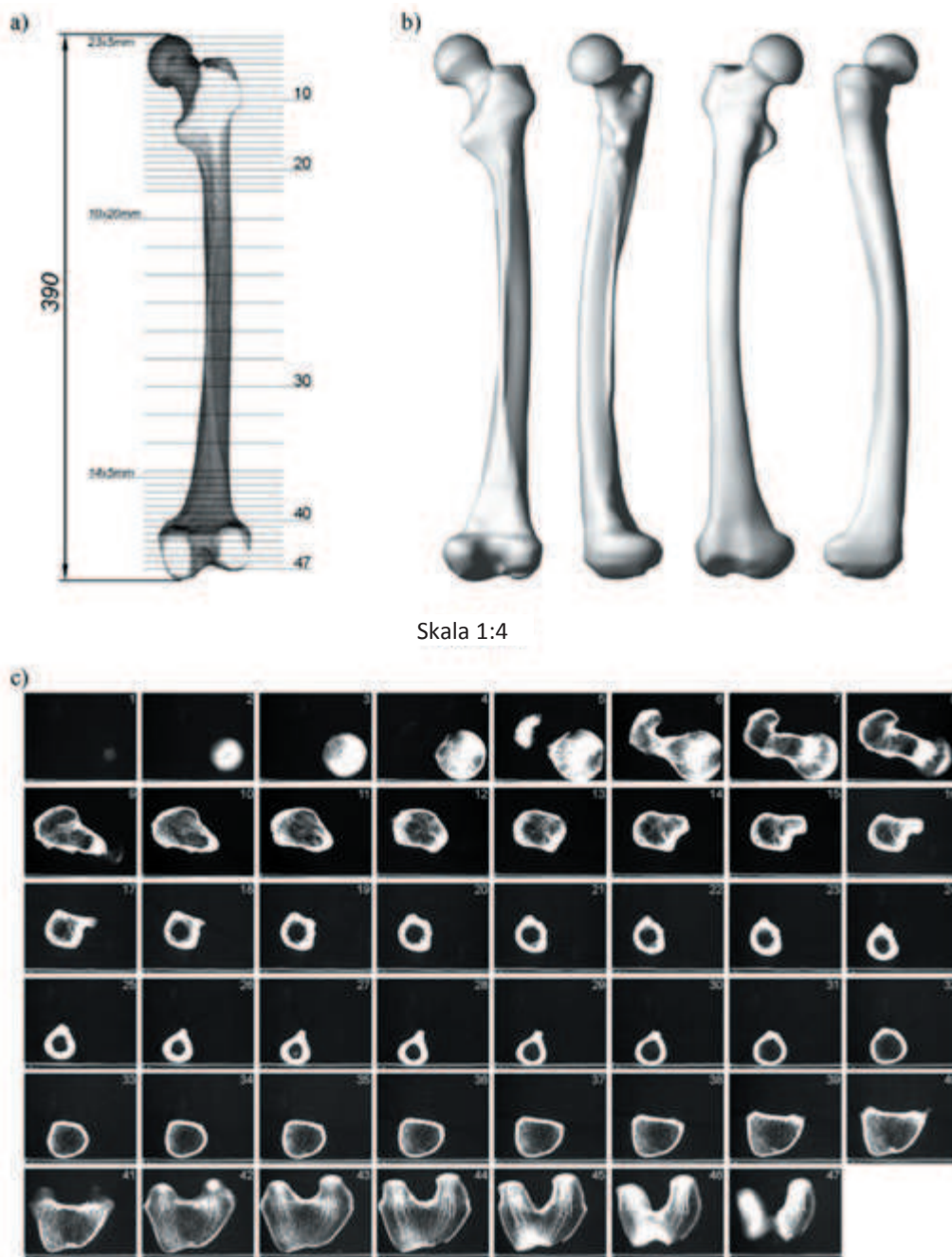
Funkcją biologiczną kości i całego aparatu mięśniowo-nerwowo-naczyniowego jest wykonywanie ruchu, w tym przenoszenie obciążeń wynikających z aktywności ruchowej człowieka.

Kości składają się ze składników mineralnych, zapewniających jej sztywność i składników organicznych, decydujących o elastyczności.

Głównymi wyróżniającymi cechami kości w aspekcie mechanicznym są:

- złożona wieloskładnikowa struktura miękkich i twardych komponentów o zróżnicowanej morfologii, umożliwiającą przenoszenie dużych naprężeń i zapewniająca dużą ciągliwość,
- wielopoziomowość budowy – niewielkie składniki łączą się w większe zespoły, które z kolei tworzą jeszcze większe zbiory,
- skręcenie włókien tworzących tkankę kostną, zwiększające wytrzymałość na rozciąganie i ściskanie,
- możliwość adaptacji struktury w zmiennych warunkach obciążenia.

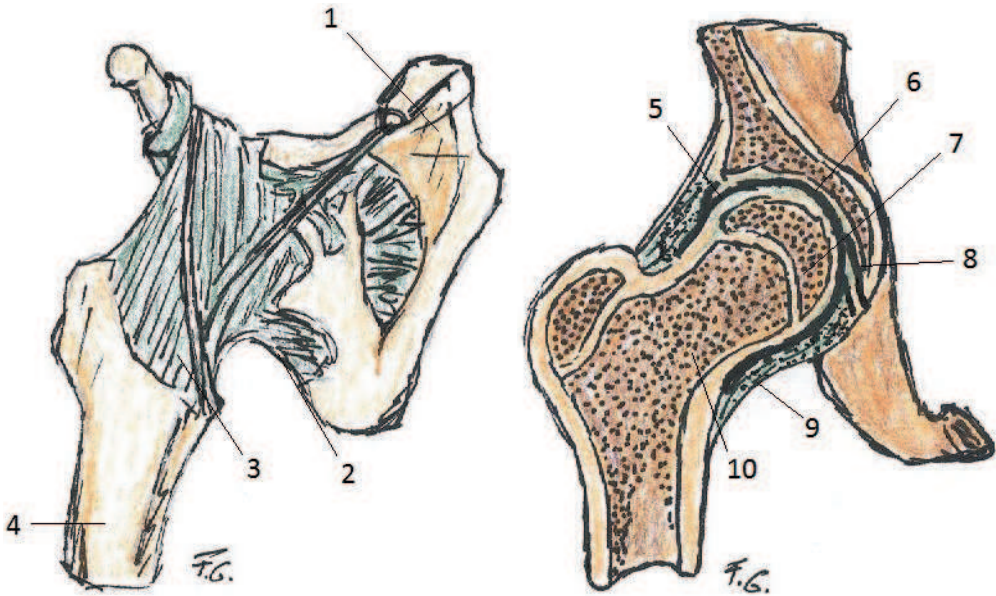
O właściwościach biomechanicznych kości (rys. 1.8, tabl. 1.1) decyduje jej struktura, zależna od wieku człowieka, cech geometrycznych i, warunków obciążenia. Tkanka kostna zawierająca prawidłowy udział kolagenu ma większą odporność na pęknięcie, niż tkanka kostna osób starszych, uboższa w kolagen [52, 75].



Rysunek 1.8. Wizualizacja cech geometrycznych kości udowej z wykorzystaniem rentgenowskiej tomografii komputerowej a) sposób podziału kości na przekroje; b) przeniesione cechy geometryczne; c) obrazy tomograficzne odpowiadające poszczególnym przekrojom [62, 64, 76]

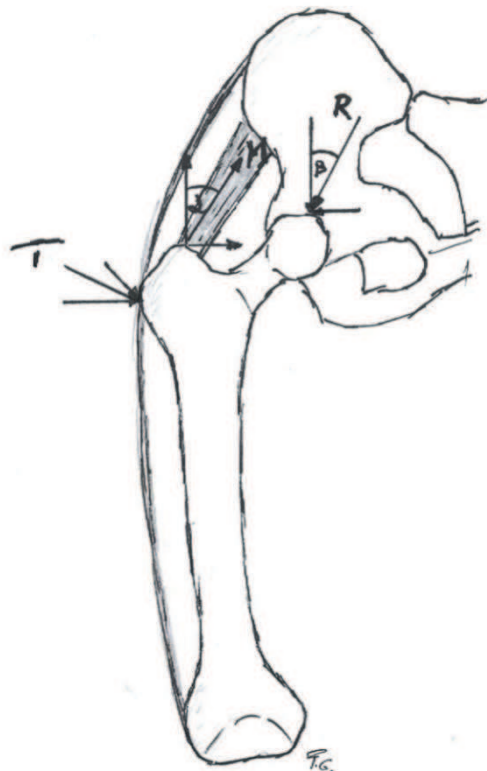
Tablica 1.1. Własności biomechaniczne kości ludzkiej [52, 53]

Własność	Wartość
wytrzymałość na rozciąganie	107 MPa
graniczne wydłużenie	135%
wytrzymałość na ściskanie	159 MPa
wytrzymałość na zginanie	160 MPa
wytrzymałość na skręcanie	53 MPa
graniczne odkształcenie skręcające	$0,027 \pm 0,0005$
moduł sprężystości podłużnej	$(138-194) \cdot 10^3$ MPa
moduł sprężystości poprzecznej	3,14 GPa
wytrzymałość zmęczeniowa, $(1-3) \cdot 10^6$ cykli	35 MPa
wytrzymałość na rozszczepianie w kierunku promieniowym	84 MPa



Rysunek 1.9. Budowa stawu biodrowego: 1 – fragment kości miednicznej, 2 – więzadło kulszowo-udowe, 3 – więzadło biodrowo-udowe, 4 – kość udowa, 5 – obrąbek panewkowy, 6 – panewka, 7 – głowa kości udowej, 8 – więzadło głowy kości udowej, 9 – włókna warstwy okrężnej, 10 – szyjka kości udowej, według [78]

W obszarze stawu biodrowego działa 27 aktonów mięśniowych – zespołów mięśni stawu o jednakowym lub zbliżonym przebiegu włókien umożliwiającym realizację samodzielnego jednakowego działania względem osi stawu (rys. 1.9). Należą do nich odwodziciele, np. mięsień pośladkowy mały i średni, przywodziciele, np. mięsień grzebieniowy, zginacze, np. mięsień prosty uda, prostowniki, np. mięsień pośladkowy wielki, oraz rotatory [66].

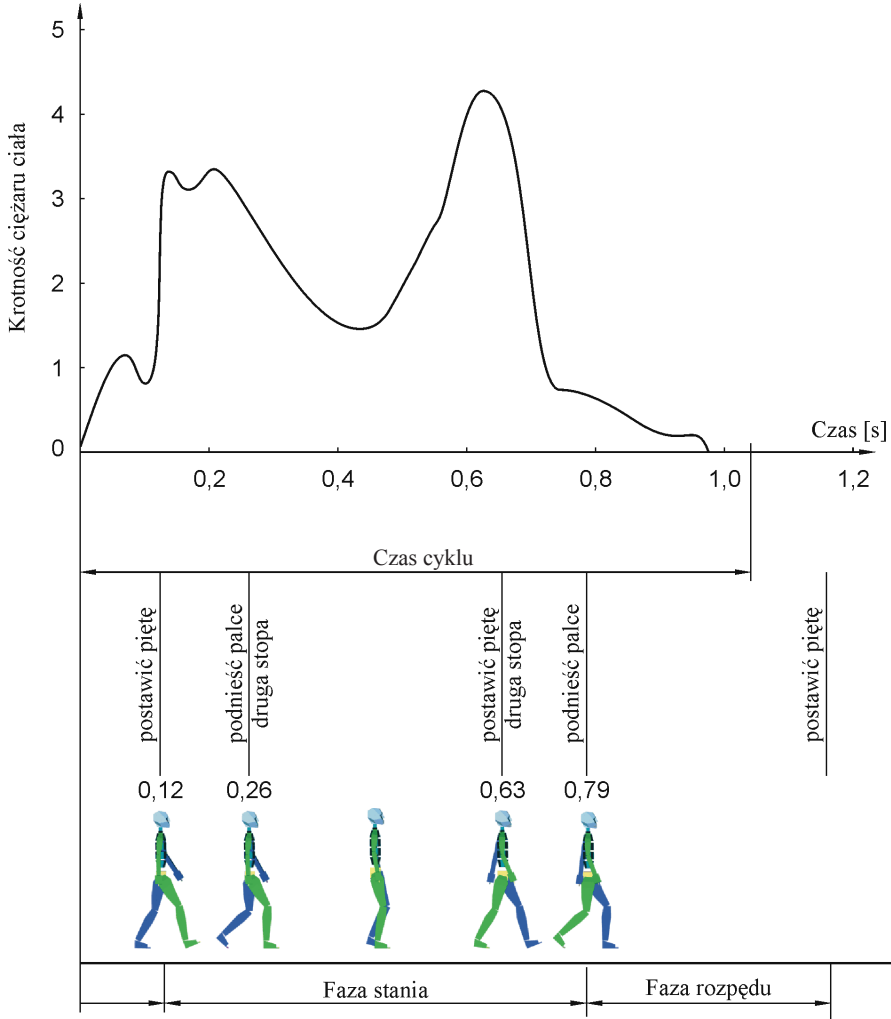


Rysunek 1.10. Schemat obciążeń działających na staw biodrowy (R – siła wypadkowa, M – siła reakcji mięśni, T – siła reakcji pasma biodrowo-piszczelowego), według [26]

Biomechaniczna analiza dokonana w celu określenia stanu naprężeń, przemieszczeń implantu oraz odłamów kostnych jest ważna ze względu na dobór materiału i struktury warstwy wierzchniej implantów [53].

W kościach kończyny górnej przeważają naprężenia rozciągające, a w dolnej – ściskające. Kość udowa podlega złożonemu stanowi naprężeń dynamicznych, a w końcu proksymalnym przejmuje poprzez staw biodrowy naprężenia, głównie ściskające, pochodzące od obciążenia układem kostnym i mięśniowym człowieka powyżej miednicy.

Staw biodrowy jest układem o trzech stopniach swobody, łączącym kości udową i miedniczną, co decyduje o jego własnościach kinematycznych [24, 80]. Poprzez staw biodrowy obciążenia z kręgosłupa lędźwiowego i miednicy przenoszone są do kości udowej. Obciążenia te wywołane są siłami zewnętrznymi – siłami grawitacji oraz siłami wewnętrznymi wywołanymi przez aktywność pasm mięśni regulujących pracę stawu (rys. 1.10) [24].



Rysunek 1.11. Siła obciążająca dynamicznie układ ruchu w obszarze stawu biodrowego w czasie jednego cyklu chodu człowieka [62, 76, 78]

Obciążenie stawu biodrowego kości zależy od fazy styku stopy z podłożem. Towarzyszące tym fazom ruchy ciała człowieka sprawiają, że odtworzenie pełnego, rzeczywistego modelu obciążeń stawu biodrowego i kości udowej nie jest w pełni możliwe. Na rysunku 1.11 przedstawiono zależność wielkości siły obciążającej dynamicznie układ ruchu w obszarze stawu biodrowego i kości udowej w czasie jednego cyklu chodu człowieka, opracowany na podstawie istniejących danych literaturowych i modeli zaczerpniętych z literatury, opisujących obciążenie stawu podczas chodu [13, 62]. Jak wskazuje rysunek 1.11, wartość siły obciążającej

dynamicznie układ ruchu w obszarze stawu biodrowego w czasie jednego cyklu chodu człowieka, może przekraczać czterokrotną wartość ciężaru ciała człowieka.

1.3. Złamania kości udowej

Złamanie kości udowej (najdłuższej kości w organizmie człowieka) należy do jednych z najpoważniejszych urazów występujących najczęściej u osób w wieku powyżej 60 lat, szczególnie kobiet. Liczba złamań powiększa się w wyniku wzrostu w populacji udziału osób w wieku podeszłym. W tej grupie wiekowej złamania są często efektem pozornie drobnych urazów, podczas gdy wzrost liczby złamań kości udowej u ludzi młodych spowodowany jest najczęściej poważnymi urazami, w efekcie wypadków komunikacyjnych lub uprawiania sportu [25, 28, 70].

Złamania górnego odcinka kości udowej obejmują:

- złamanie szyjki,
- złamania przezkrętarzowe charakteryzujące się czasami dużą fragmentacją kości [42, 48, 93].

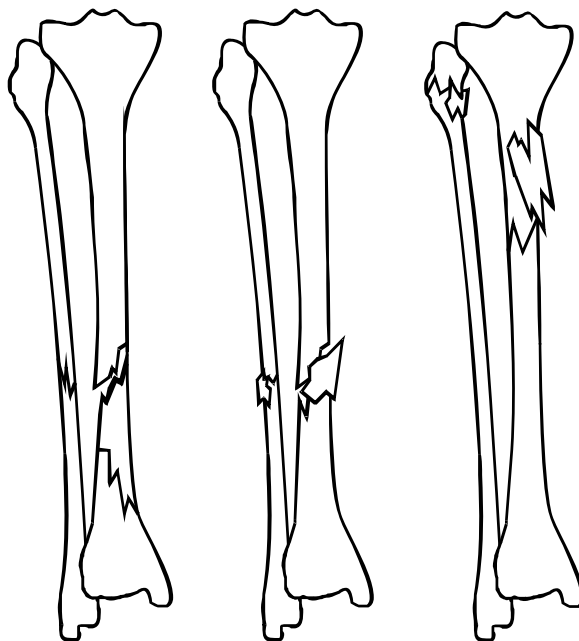
Złamanie w obrębie głowy lub szyjki kości udowej, jest następstwem niewielkiego urazu w wyniku upadku, potknięcia, mocnego nadepnęcia. Ryzyko złamania jest większe u osób starszych, częściej u kobiet. Czynnikiem ryzyka są: osteoporoza, przerzuty nowotworowe, choroby układu nerwowego, wtórna nadczynność przytarczyc w przebiegu zaawansowanej niewydolności nerek.

Do złamania trzonu kości udowej dochodzi zwykle przy wypadkach komunikacyjnych lub sportowych. Złamania trzonu kości udowej obejmują:

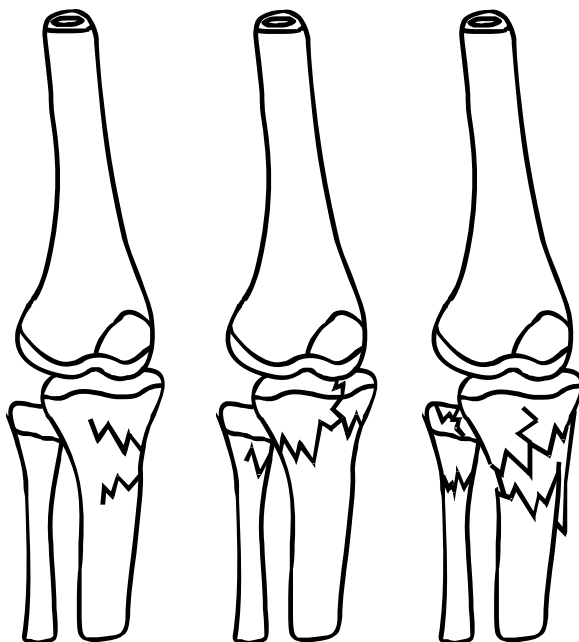
- złamanie wieloodłamowe,
- skośne złamanie spiralne.

Złamania obwodowego końca kości udowej powstają najczęściej w wyniku wypadków, którym towarzyszy:

- uraz bezpośredni, np. silne uderzenie boczne powodujące złamanie dwu- lub wieloodłamowe, najczęściej w wypadkach komunikacyjnych;
- uraz pośredni skrętny w efekcie działania momentu skręcającego od piszczeli i stopy przez staw kolanowy; najczęściej ma miejsce w czasie upadków podczas aktywności sportowej; do takiego urazu dochodzi np. podczas upadków narciarskich, gdzie duża siła skręcająca, poprzez dźwignię (którą jest narta), skręca kość aż do złamania; dochodzi wtedy do złamania spiralnego, które tworzy dwa bardzo ostre odłamki.



Rysunek 1.12. Złamania trzonu podudzia do stabilizacji śródszpikowej



Rysunek 1.13. Złamania w obrębie głowy lub szyjki do stabilizacji śródszpikowej

Złamania obwodowego końca kości udowej mogą być:

- pozastawowe,
- śródstawowe.

Wśród licznych rodzajów złamań kości do ważniejszych można zaliczyć (rys. 1.12 i 1.13) [84-87]:

- zupełne (ciągłość kości przerwana na całym jej przekroju poprzecznym),
- częściowe (ciągłość kości przerwana na części jej przekroju poprzecznego),
- złamanie wieloodłamowe (kość złamana na więcej niż dwa fragmenty),
- złamanie zaklinowane (złamane fragmenty wgniecione w siebie),
- złamanie patologiczne (złamanie kości osłabionej lub uszkodzonej wcześniej w wyniku zmian patologicznych, często spowodowane dodatkowym niewielkim urazem).

2. Przegląd implantów stosowanych do osteosyntezy śródszpikowej kości długich

2.1. Osteosynteza kości długich

Zastosowanie osiągnięć z różnorodnych obszarów nauk technicznych staje się coraz bardziej potrzebne w leczeniu, a implantologia jest jedną z dziedzin medycyny, w której osiągnięcia w zakresie konstrukcji, technologii i nauki o materiałach są wykorzystywane powszechnie.

Przewidywanie skutków wprowadzania do organizmu człowieka obcych ciał – jakimi są implanty – wymaga licznych analiz wpływu na reakcje organizmu ludzkiego ich cech konstrukcyjnych i własności materiałowych, takich jak: ich cech geometrycznych, własności mechanicznych elementów i tworzonych z nich układów biomechanicznych, oraz naprężeń.

Skutecznym sposobem leczenia zaawansowanych chorób zwyrodnieniowych i uszkodzeń np. kończyny dolnej, stawów: biodrowego, kolanowego, skokowego jest osteosynteza, czyli operacyjne wszczepianie czasowe lub na stałe w miejsce chorobowo zmienionej lub zniszczonej tkanki elementu lub zespołu elementów metalicznych, ceramicznych, polimerowych, lub kompozytowych w celu poprawy działania chorego lub uszkodzonego narządu [37]. W efekcie zabiegu zostaje przywrócona w leczonym obszarze ruchomość i kontrola mięśniowa decydujące o użyteczności statycznej i dynamicznej organu.

W obszarze chirurgii kostnej jedną z technik operacyjnego leczenia złamań i nieprawidłowości zrostu kości długich – kości kończyny górnej i dolnej jest osteosynteza śródszpikowa (*osteon* – kość, *synthesis* – zestawienie) czyli proces operacyjnego zespolenia kości we właściwym ustawieniu z użyciem metalowych implantów kostnych – płytek, klamer, gwoździ, wkrętów lub aparatów [33].

W efekcie osteosyntezy śródszpikowej powstaje możliwość przenoszenia przez stabilizujący implant sił występujących w czasie codziennej aktywności ruchowej pacjenta w okresie do wyleczenia kości. Dzięki właściwej stabilizacji uszkodzonej kości nie jest konieczne unieruchomienie jej opatrunkiem gipsowym, możliwe jest skrócenie hospitalizacji i szybki powrót do sprawności ruchowej chorego [82, 85, 94].

Gwoździowanie śródszpikowe, jako szeroko rozpowszechniona i uniwersalna technika stabilizacji złamań kości i metoda terapeutyczna jest systematycznie rozwijana i modyfikowana

w czołowych ośrodkach ortopedycznych na świecie. Nadal jednak poszukiwana jest konstrukcja gwoździa śródszpikowego, który przy łatwej technice implantacji eliminował lub istotnie ograniczał ryzyko powikłań pooperacyjnych.

2.2. Rozwój konstrukcji implantów śródszpikowych stosowanych w osteosyntezie kości udowej

Leczenie zachowawcze za pomocą wyciągu szkieletowego coraz częściej ustępuje operacyjnemu leczeniu złamań metodą DHS (j.ang.: *Dynanmic Hip Screw*) – śrubo-płytki zeszlizgowej lub zespolenia śródszpikowego, np. gwoździem Gamma lub prętem Endera.

Jednym z warunków prawidłowego zrostu złamania i przywrócenia sprawności uszkodzonej części ciała jest skuteczna stabilizacja złamania, która często wymaga zespolenia kości i prawidłowego jej ustawienia za pomocą sztywnych elementów łączących, w postaci śrub, gwoździ lub aparatów zewnętrznych stosowanych do unieruchomienia nastawionych odłamów kostnych, do czasu powstania zrostu [7, 8, 9, 14, 47, 85]. Złamanie kości udowej o umiarkowanym stopniu złożoności nastawiane jest za pomocą gwoździa śródszpikowego – metalowego pręta, wprowadzanego do jamy szpikowej od strony krętarza przez nacięcie w okolicy pośladka i nawiercenie kości wzdłuż jamy szpikowej, często ryglowanego przez wprowadzenie śrub, poprzecznie w stosunku do gwoździa przez dodatkowe mniejsze nacięcia na pośladku. Złożone wieloodłamowe złamania kości udowej zespalane są płytą i śrubami wprowadzanymi przez boczne cięcia o znacznej długości i miejscowe odwarstwienie okostnej [83]. W złamaniach szyjki kości udowej stosuje się endoprotezy stawu biodrowego lub zespolenie za pomocą gwoździowania. W złamaniach krętarzowych mają zastosowanie gwoździe, śruby i płytki kątowe. W złamaniach podkrętarzowych stosuje się gwoździe z długą płytką kątową i specjalną śrubę biodrową zakładaną śródszpikowo [93].

W wymienionych metodach leczenia, gwóździe śródszpikowy – metalowy pręt, stosowany jest do leczenia złamań głównie kości długich w wyniku czasowego unieruchomienia odłamów kostnych w kanale śródszpikowym, który jest ważnym i powszechnie stosowanym narzędziem w stabilizacji złożonych złamań kości udowej, piszczelowej lub ramiennej. Stabilizacja złamania kości długiej stanowi element procesu leczenia poprzedzonego działaniami wcześniejszego przygotowania mechanicznych elementów do stabilizacji złamania w wyniku opracowania ich konstrukcji, doboru materiałów, opracowania technologii i zaleceń produkcyjnych.

W obszarze zastosowań implantów śródszpikowych obserwuje się stały rozwój, zmierzający do zwiększenia dokładności implantacji, skuteczności ryglowania i niezawodności cech eksploatacyjnych [53, 71]. Nadal jednak, mimo wielu lat doświadczeń, brak jest uniwersalnych rozwiązań konstrukcji gwoździ śródszpikowych zapewniających idealny zrost kości, wobec licznych czynników decydujących o konstrukcji implantu i zroście kości, do których zaliczyć można:

- indywidualne cechy pacjenta, np. wzrost, masa ciała, wiek, płeć, grupa etniczna,
- rodzaj złamania i stan kości,
- technikę operacyjną i postępowanie pooperacyjne.

Te czynniki decydują o warunkach przenoszenia obciążeń w czasie użytkowania przez stabilizujący implant.

Obecnie są produkowane oraz użytkowane implanty bardzo zróżnicowane pod względem cech konstrukcyjnych, które mają zapewnić przede wszystkim wymaganą sztywność, wytrzymałość, elastyczność oraz dopasowanie do kości. Gwoździe chirurgiczne mają różne kształty i wymiary, zależne od długości i wielkości przekroju poprzecznego kości.

Najczęściej stosowane konstrukcje gwoździ śródszpikowych, w zależności od krzywizny podłużnej, przekroju poprzecznego, średnicy i budowy, obejmują między innymi gwoździe pełne, drażnione, nacięte całkowicie lub częściowo, o różnych przekrojach poprzecznych [12, 17]. Przekrój poprzeczny implantu może być zamknięty lub otwarty w wyniku nacięcia na całej długości [41, 53].

Najbardziej rozpowszechnionymi rozwiązaniami konstrukcyjnym gwoździ śródszpikowych są [3, 40, 53, 54, 86]:

- gwóźdź Küntschera – ostro zakończony pręt o przekroju U- lub V- zakończony otworem ułatwiającym usunięcie, używany w śródszpikowym zespalaniu złamań trzonów kości długich,
- gwóźdź Rusha – posiadający zakrzywiony koniec – stosowany do stabilizacji złamań części dystalnych kości,
- gwóźdź Endera – pręt o krzywiznie odpowiadającej krzywiznie kanału śródszpikowego,
- gwóźdź Nyströma – pręt o kwadratowym przekroju i żłobieniach na bokach, nagwintowany u podstawy, stosowany do zespalania złamań szyjki kości udowej,
- gwóźdź Smitha-Petersena – posiadający centralny kanał na drut Kirschnera i trzy podłużne listwy na krawędziach rozmieszczonych co 120° do zespalania złamań szyjki kości udowej,

- gwóźdź Steinmanna – pręt jednostronnie zastrzony, wprowadzany w kierunku poprzecznym następnie łączony z ramionami klamry wyciągowej,
- gwóźdź Metaizeau – drut pediatryczny – cechujący się możliwością zmiany jego długości i kształtu, stosowanym w elastycznych stabilnych zespoleniach śródszpikowych.

Najstarsze konstrukcje gwoździ śródszpikowych były proste, co utrudniało dopasowanie do zespalanej kości i stało się przyczyną wprowadzenia krzywizny profilu implantu, zgodnie z anatomią kości, choć do dziś, nawet w najnowocześniejszych rozwiązaniach implantów udowych, jest ona nadal mniejsza niż krzywizna naturalnej kości. Taki brak odzwierciedlenia rzeczywistości powoduje nieco gorsze dopasowanie wewnątrz kanału szpikowego, ale za to zdecydowanie poprawia stabilizację gwoźdźcia, dzięki zwiększonemu dociskowi i tarcii implantów nieryglowanych [30, 41].

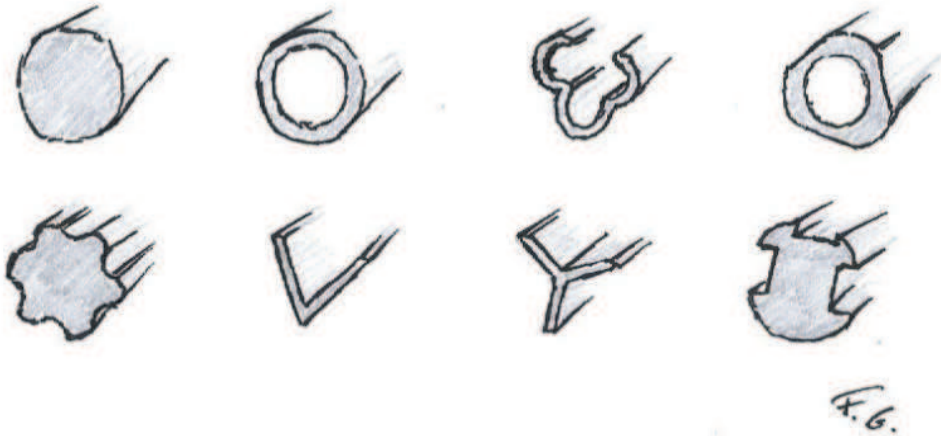
Klasyczna konstrukcja współczesnego gwoźdźcia śródszpikowego o przekroju poprzecznym w kształcie litery „V” została opracowana w latach 40. dwudziestego wieku przez Gerharda Küntschera. Przekrój gwoźdźcia umożliwiał jego odkształcenie poprzeczne i lepsze dopasowanie do kanału szpikowego, co ze względu na jego prostoliniowy kształt miało istotne znaczenie.

Cechy geometryczne przekroju poprzecznego gwoźdźcia śródszpikowego podlegały licznym modyfikacjom zmierzającym do zwiększenia wytrzymałości, sprężystości, elastyczności ułatwiającej dopasowanie do kości oraz wpływających na ułatwienie implantacji w wyniku możliwości zastosowania elementów prowadzących [29, 30, 68].

Obecnie stosowane są gwoździe o różnych przekrojach np.: okrągłych – rurowych lub pełnych, owalnych, lub kształcie gwiazdy lub wielokątów, oraz implantów o małych średnicach do zespalania kości z wąską jamą szpikową [30, 53]. Zamknięte przekroje gwoździ śródszpikowych zapewniają większą ich sztywność i stabilność wymiarów. Przekroje otwarte lub rozwinięte powiększają siłę spojenia z kością, ale utrudniają usunięcie.

Wśród zróżnicowanych konstrukcji gwoździ śródszpikowych należy wyróżnić nierozwiercane i rozwiercane. Do pierwszych zalicza się gwóźdź Küntschera o trójlistnym przekroju oraz gwóździe wygięte dla lepszego dopasowania implantu w kanale kości długiej. Przykłady konstrukcji nierozwiercanych gwoździ śródszpikowych do leczenia złamań kości długich przedstawiono na rysunkach 2.1-2.5.

Do grupy rozwiercanych gwoździ zaliczyć można otwarty gwóźdź Küntschera oraz inne umieszczane w rozwierconym kanale szpikowym, zapewniające lepsze dopasowanie, powiększenie średnicy gwoźdźcia oraz możliwość blokowania śrubami ryglującymi (rys. 2.6, 2.7).



Rysunek 2.1. Przekroje poprzeczne stosowanych gwoździ śródszpikowych [53]



Rysunek 2.2. Prosty gwoździe Küntschera [30]



Rysunek 2.3. Gwoździe Rusha [30]



Rysunek 2.4. Gwoździe Endera [30]



Rysunek 2.5. Druty Metaizeau do osteosyntezy śródszpikowej [83]



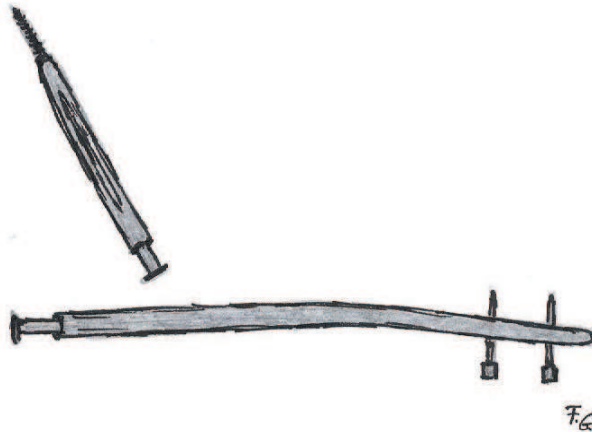
Rysunek 2.6. Gwóźdź śródszpikowy udowy blokowany [30]



Rysunek 2.7. Gwóźdź śródszpikowy rekonstrukcyjny [30]

Stosowane są dwa sposoby blokowania gwoździ śródszpikowych: dynamiczne i statyczne. Blokowanie dynamiczne złamań stabilnych jest efektem zablokowania implantu w części proksymalnej lub dystalnej. Blokowanie statyczne złamań niestabilnych, wielopoziomowych oraz wieloodłamowych polega na ryglowaniu implantu w części proksymalnej i dystalnej. Dynamizacja blokowania statycznego jest rekomendowana dopiero po paru tygodniach od stabilizacji, przed rozpoczęciem pełnego obciążenia. Wykonywana jest w wyniku wykręcenia śruby ryglującej proksymalnej lub dystalnej i w zaawansowanym stadium zrostu, nadaje układowi cechy dynamiczne [30].

Te tradycyjnie stosowane gwoździe ryglowane są skuteczne w leczeniu złamań kości udowej na odcinku od 10 mm poniżej krętarza mniejszego aż do 100 mm powyżej powierzchni stawu kolanowego. W przypadku złamań powyżej krętarza mniejszego i okolicy kłycki kości udowej, nie gwarantują kompletnej stabilizacji układu.



Rysunek 2.8. Gwóźdź Gamma [30]

Większość stosowanych gwoździ posiada otwory do proksymalnego blokowania za pomocą śrub wprowadzanych skośnie (130°). W złamaniach podkrętarzowych, ten rodzaj stabilizacji nie daje możliwości wykorzystania zjawiska ześlizgu. Zaawansowane rozwiązania gwoździ mają szerszą część proksymalną w celu przeprowadzenia przez nią śruby ześlizgowej do szyjki. Zmniejsza to możliwość uszkodzenia gwoździa lub śruby i przenoszenia obciążeń przez odłamy, a także wpływa na przyspieszenie procesu zrostu kostnego [6, 30].

Połączeniem użyteczności śruby ześlizgowej i blokowania dystalnego cechuje się tzw. gwóźdź Gamma (rys. 2.8).

Zastosowanie implantów śródszpikowych w alloplastyce kości udowej umożliwia bardziej równomierny rozkład sił niż w przypadku stabilizacji płytowej [52].

Kryteria, jakie mają spełniać implanty śródszpikowe są efektem:

- cech geometrycznych kanału śródszpikowego charakteryzującego się owalnym przekrojem o zmiennej powierzchni oraz brakiem prostoliniowości na długości,
- konieczności przenoszenia znacznych i zmiennych w czasie obciążeń,
- pracy w środowisku tkanek.

Konstrukcja i materiał implantu śródszpikowego uwarunkowane są nie tylko jego własnościami operacyjnymi, ale także wielkością maksymalnych obciążeń tego elementu w czasie zwykłej, ale i ekstremalnej, aktywności ruchowej człowieka.

Zastosowania nowoczesnych tworzyw konstrukcyjnych zapewniające osiągnięcie wysokich własności mechanicznych, umożliwiło zmniejszenie powierzchni przekroju poprzecznego i masy gwoździa śródszpikowego.

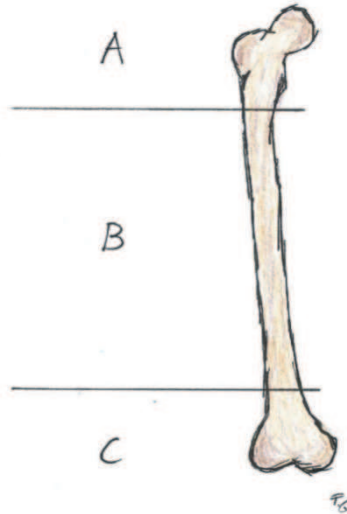
Gwóźdź śródszpikowy stosowany w osteosyntezie kości udowej musi spełniać wymagania dotyczące:

- wymiarów i cech geometrycznych:
 - optymalne dopasowanie do krzywizny i owalnego przekroju kanału szpikowego o zmniejszonym przekroju w jego części środkowej;
 - implant śródszpikowy do stabilizacji złamań kości udowej stanowi pręt o przekroju zgodnym z wymiarami przekroju kanału śródszpikowego (średnica stała lub zmienna ϕ 8,5-15 mm), długości 260-500 mm, części prostoliniowej o długości około 70 mm i pozostałej części wygiętej o promieniu 2000-2500 mm;
 - ryglowany gwóźdź śródszpikowy wyposażony jest w poprzeczne otwory, najczęściej 2-3 proksymalne oraz 3-4 dystalne lub obszary wypełnione tworzywem polimerowym, co umożliwia przewiercenie i zablokowanie go w kości;
 - śruby blokujące w odcinku proksymalnym są wprowadzone skośnie lub prostopadle do osi implantu, a w odcinku dystalnym – prostopadle;
 - w niektórych konstrukcjach gwoździ śródszpikowych stosowany jest dodatkowy podłużny otwór, do którego wprowadzana jest śruba blokująca, naciskana od góry przez śrubę ściskającą, co umożliwia poosiowe przemieszczanie się odłamów [41, 53];
- własności mechanicznych:
 - duża granica plastyczności;
 - duża wytrzymałość na zginanie;
 - oraz duża wytrzymałość zmęczeniowa;
- biogodności:
 - brakiem reakcji tworzywa, z którego został wykonany gwóźdź śródszpikowy a otaczającą tkanką, w tym brakiem ostrych lub przewlekłych reakcji lub stanu zapalnego hamujących procesy zrostu;
 - brakiem ostrych lub przewlekłych reakcji toksykologicznych i immunologicznych oraz drażnienia tkanek.

W zależności od rodzaju oraz miejsca złamania kości, wykorzystywane są różne gwoździe śródszpikowe [12, 53, 68] (rys. 2.9, tabl. 2.1-2.3).

Istnieje wiele szczegółowych rozwiązań konstrukcyjnych implantów śródszpikowych, odróżniających je od pierwotnej koncepcji prostego gwoźdźca Küntschera lub nadających im indywidualne cechy. Należy do nich np. zastosowanie nacięcia w formie zamka w górnej


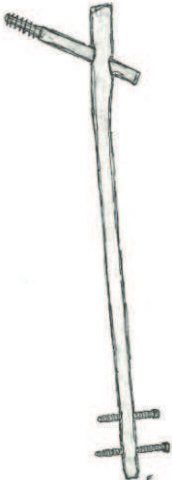
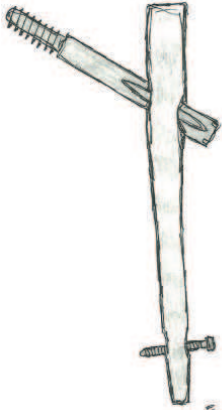
części (j. ang.: *key-stone*) gwoźdźcia, co, ma zapobiegać rozwarciu w trakcie implantowania (rys. 2.10). Są rozwiązania zapewniające stabilizację układu za pomocą czterech grotów, wbijających się w krętarz większy [53].




Rysunek 2.9. Obszary zastosowania gwoździ śródszpikowych kości udowej: A: Gamma, Gamma Trochanteric, Gamma Asian Pacific (AP), Gamma AP Japanese, Gamma Long, Long Asian Pacific, Gamma Long Asian Pacific Japanese, Dyax, Dyax Asiatic, Dyax Long, Long Asiatic; B: Gamma Long, Gamma Long Asian Pacific, Gamma Long Asian Pacific Japanese, Dyax Long, Dyax Long Asiatic, Grosse&Kempff (GK), Grosse&Kempff SCN Long, Solid Femoral Nail (SFN), Telescopic Locking Nail (TLN), Alta, T2, Metaizeau; C: Supra Condylar Nail (SCN), Supra Condylar Nail Long, według [41]



Tablica 2.1. Systemy gwoździ śródszpikowych kości udowej – przykłady gwoździ dla obszaru A z rys. 2.9 [90, 91]



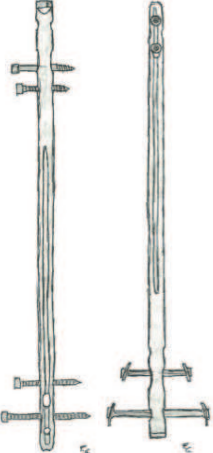
Schemat	Typ	Charakterystyka
	<p>Gamma3™ Trochanteric Nail 180</p>	<p>material stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo, stal nierdzewna o wysokiej wytrzymałości Orthinox®</p> <p>dlugość 180 mm</p> <p>średnica część proksymalna – 15,5 mm, część dystalna – 11,0 mm</p> <p>kąt 120°, 125°, 130°</p>


Schemat	Typ	Charakterystyka
	<p>Long Gamma®</p>	<p>materiał stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo, stal nierdzewna o wysokiej wytrzymałości Orthinox®</p> <p>dlugość 340 mm, 360 mm, 380 mm, 400 mm, 420 mm, 440 mm</p> <p>średnica część proksymalna – 17,0 mm, część dystalna – 11,0 mm</p> <p>kąt 120°, 125°, 130°</p>
	<p>Gamma3™ Long Nail R 2.0</p>	<p>materiał stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo, stal nierdzewna o wysokiej wytrzymałości Orthinox®</p> <p>dlugość 280 mm, 300 mm, 320 mm, 340 mm, 360 mm, 380 mm, 400 mm, 420 mm, 440 mm, 460 mm</p> <p>średnica część proksymalna – 15,5 mm, część dystalna – 11,0 mm</p> <p>kąt 120°, 125°, 130°</p>
	<p>Gamma™-Ti Nail 180 (Dyax)</p>	<p>materiał stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo, stal nierdzewna o wysokiej wytrzymałości Orthinox®</p> <p>dlugość 180 mm</p> <p>średnica część proksymalna – 17,5 mm, część dystalna – 11,0 mm</p> <p>kąt 125°, 130°, 135°</p>

Schemat	Typ	Charakterystyka
	Long Gamma™-Ti Nail (Dyax Long)	<p>materiał stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo, stal nierdzewna o wysokiej wytrzymałości Orthinox®</p> <p>długość 340 mm, 360 mm, 380 mm, 400 mm, 420 mm, 440 mm</p> <p>średnica część proksymalna – 17,5 mm część dystalna – 11,0 mm</p> <p>kąt 125°, 130°, 135°</p>



Tablica 2.2. Systemy gwoździ śródszpikowych kości udowej – przykłady gwoździ dla obszaru B z rys. 2.9 [90, 91]

Rysunek	Nazwa	Charakterystyka
	Long Gamma®	<p>materiał stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo</p> <p>długość 340 mm, 360 mm, 380 mm, 400 mm, 420 mm, 440 mm</p> <p>średnica część proksymalna – 17,0 mm, część dystalna – 11,0 mm</p> <p>kąt 125°, 130°, 135°</p>
	Gamma3™ Long Nail R2.0	<p>materiał stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo</p> <p>długość 280 mm, 300 mm, 320 mm, 340 mm, 360 mm, 380 mm, 400 mm, 420 mm, 440 mm, 460 mm</p> <p>średnica część proksymalna – 15,5 mm, część dystalna – 11,0 mm</p> <p>kąt 120°, 125°, 130°</p>

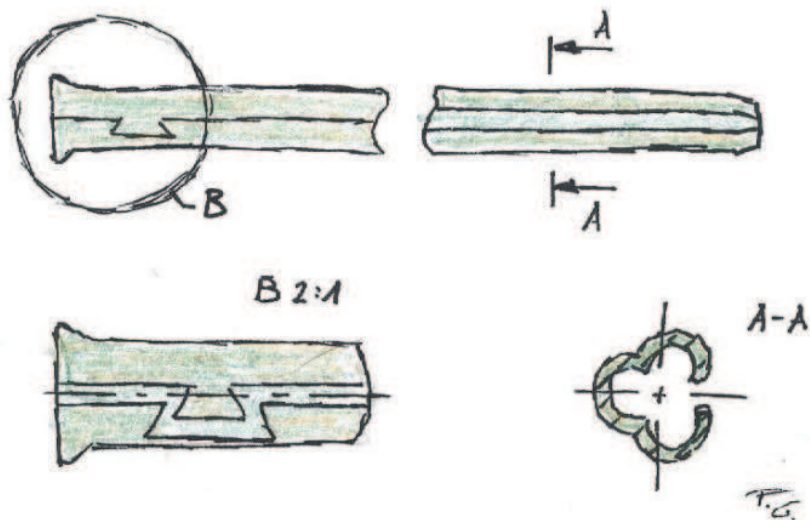
Rysunek	Nazwa	Charakterystyka
	<p>Long Gamma™-Ti Nail (Dyax Long)</p>	<p>material stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo</p> <p>długość 340 mm, 360 mm, 380 mm, 400 mm, 420 mm, 440mm</p> <p>średnica część proksymalna – 17,5 mm, część dystalna – 11,0 mm</p> <p>kąt 125°, 130°, 135°</p>
	<p>Grosse & Kempf®</p>	<p>material stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo</p> <p>długość Standard 320-480 mm, Mała 260-420 mm</p> <p>średnica Standard 12-16 mm, Mała 10-11 mm</p>
	<p>T2™ Femoral Nailing System (Antegrade / Retrograde)</p>	<p>material stop tytanu Ti6Al4V anodyzowany powierzchniowo</p> <p>długość 140 mm, 160 mm, 180 mm, 200 mm, 220 mm, 240 mm, 260 mm, 280 mm, 300 mm, 320 mm, 340 mm, 360 mm, 380 mm, 400 mm, 420 mm, 440 mm, 460 mm, 480 mm</p> <p>średnica 9 mm, 10 mm, 11 mm, 12 mm, 13 mm, 14 mm, 15 mm</p>

Rysunek	Nazwa	Charakterystyka
	Metaizeau™ ESIN (Elastic Stable Intramedullary Nailing)	material stal nierdzewna o wysokiej wytrzymałości Orthinox® długość 400 mm, 500 mm średnica 2,0 mm, 2,5 mm, 3,0 mm, 3,5 mm, 4,0 mm

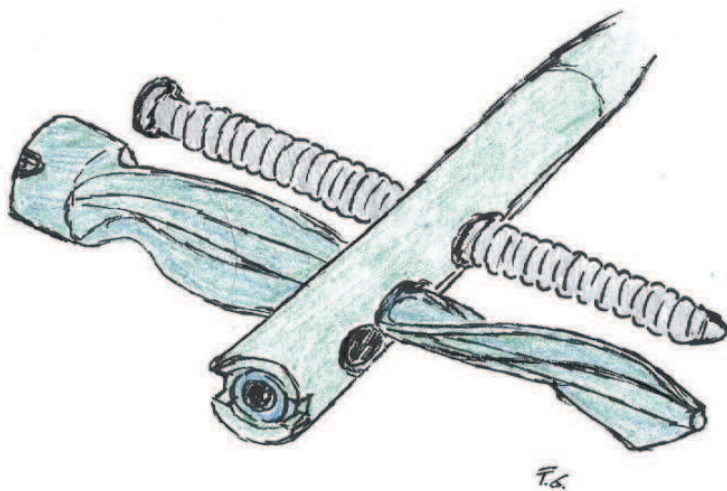
Tablica 2.3. Systemy gwoździ śródszpikowych kości udowej – przykłady gwoździ dla obszaru C z rys. 2.9 [90, 91]

Rysunek	Nazwa	Parametry
	Supra Condylar Nail (SCN)	material stal nierdzewna o wysokiej wytrzymałości Orthinox® długość 170 mm, 200 mm, 230 mm średnica 11,0 mm
	Supra Condylar Nail Long	material stal nierdzewna o wysokiej wytrzymałości Orthinox® długość 260 mm, 280 mm, 300 mm, 320 mm średnica 11,0 mm

Nowszą techniką stabilizacji implantu jest zastosowanie śrub blokujących z gwintem o kształcie spiralnej łopatki zwiększających powierzchnię kontaktu z kością oraz zmniejszających możliwość przenikania gwoźdźcia do stawu kolanowego (rys. 2.11). Śruby z gwintem o kształcie spiralnej łopatki ze względu na większą powierzchnię styku z tkanką kostną są korzystne w alloplastyce kości osteoporotycznych [38, 53].

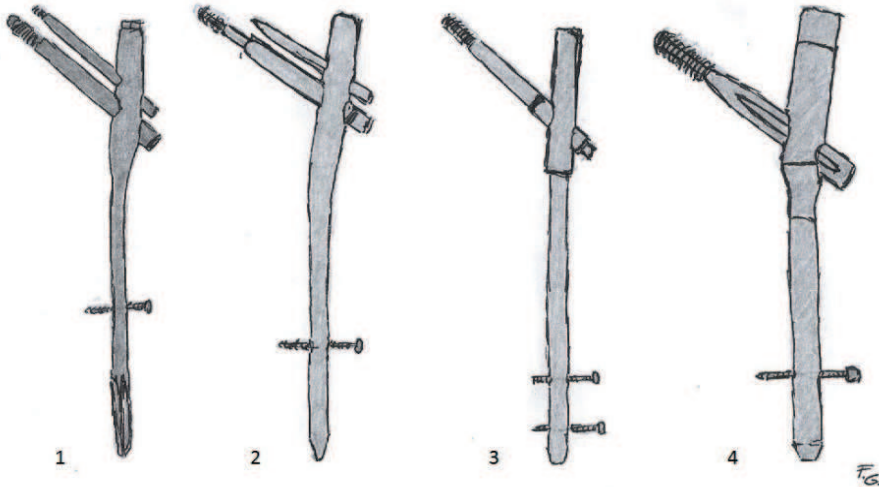


Rysunek 2.10. Zamek typu key-stone [53]

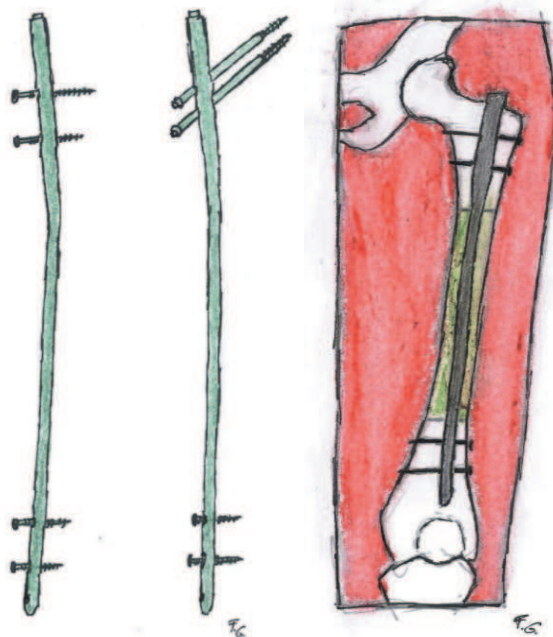


Rysunek 2.11. Śruba ryglująca o zwojach w kształcie spiralnej łopatki [53]

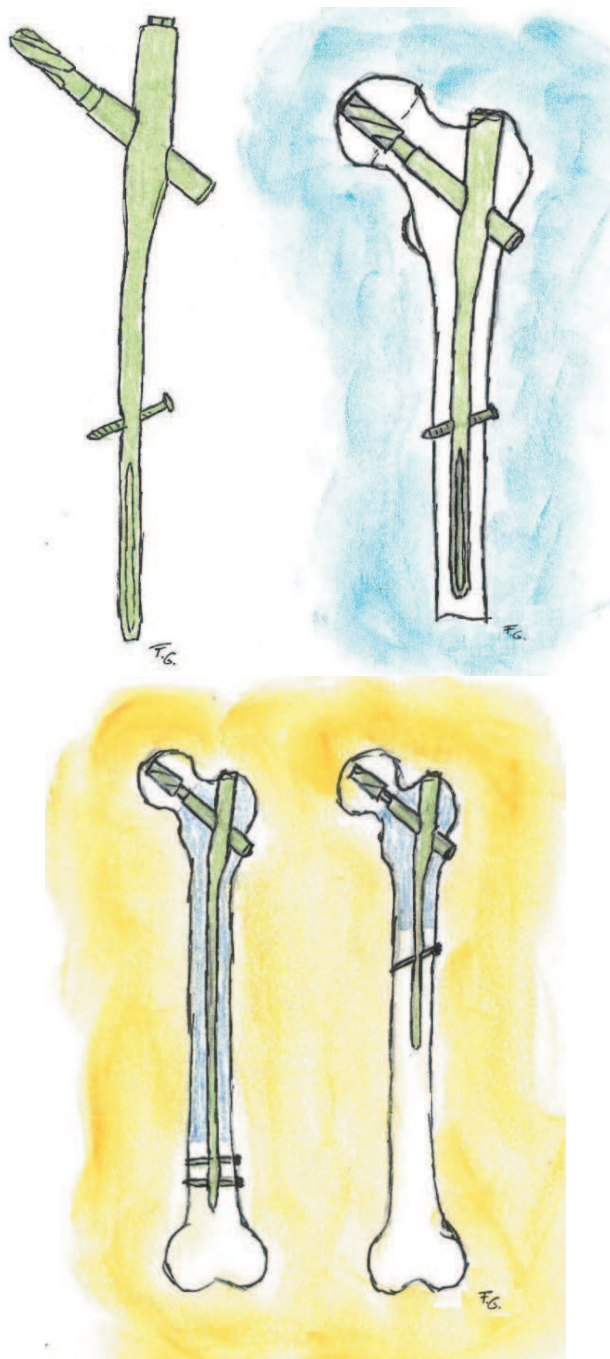
Przykłady konstrukcji i zastosowań gwoździ śródszpikowych różnych typów i firm przedstawiono na rysunkach 2.12-2.14.



Rysunek 2.12. Porównanie konstrukcji gwoździ śródszpikowych typu Gamma pochodzących z różnych krajów, 1 – Szwajcaria, 2 – Niemcy, 3 – USA, 4 – Japonia [41]



Rysunek 2.13. Gwoździe śródszpikowe do złamań trzonu kości udowej firmy Synthes [91]



Rysunek 2.14. Gwoździe śródszpikowe do złamań trzonu i głowy kości udowej firmy Synthes [91]

2.3. Złożone konstrukcje gwoździ śródszpikowych stosowanych w osteosyntezie kości udowej

Wieloletnie doświadczenia w obszarze teorii i praktyki klinicznej osteosyntezy śródszpikowej, jako jednej z podstawowych metod leczenia złamań i zaburzeń zrostu kości długich, nie wyczerpały możliwości jej rozwoju.

Rozwój ten dotyczy:

- teorii zrostu kości w warunkach definiowanej stabilizacji w aspekcie stanu kości, typu złamania, nastawienia złamanych odłamów, masy ciała, wieku, płci i rasy pacjenta, techniki operacyjnej i pooperacyjnej,
- konstrukcji, technologii oraz charakterystyki eksploatacyjnej i wymagań jakościowych implantów.

Rozwój złożonych konstrukcji gwoździ śródszpikowych w osteosyntezie kości udowej zmierza w kierunku zwiększenia efektywności implantowania oraz ryglowania, zwłaszcza w obszarze dystalnym.

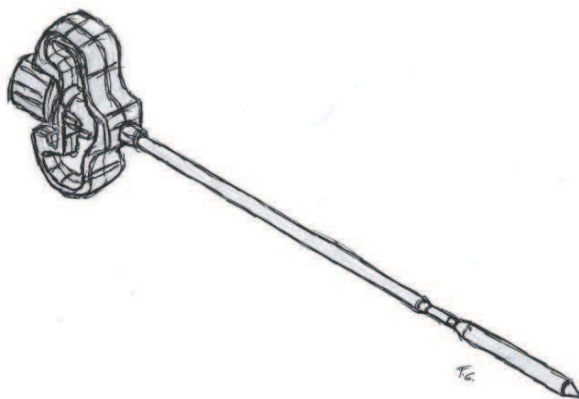
Prezentowane niżej wybrane przykłady złożonych konstrukcji gwoździ śródszpikowych, stanowiące przedmiot najnowszych patentów, dotyczą głównie efektywności kotwienia implantu w tkance kostnej (rys. 2.15-2.23).

Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku M. Beyar i O. Globerman charakteryzuje się posiadaniem wewnątrz drażonej rury kotwienia, składającego się z elementów mocujących wykonanych z metalu z pamięcią kształtu, które w wyniku odkształcenia doprowadzają do styku gwoźdźcia z kością i jego zakotwienia. Elementy kotwiczące ułożone są zarówno w dystalnej jak i proksymalnej części gwoźdźcia, zapewniając w ten sposób dobrą stabilność implantu w kości. W przypadku, gdy nie ma możliwości zastosowania wymienionego systemu mocowania, wykorzystuje się wtedy alternatywne zakotwienie wykorzystujące śruby mocujące, zarówno w bliższej jak i dalszej części gwoźdźcia.

Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku B. Mordehay i O. Globerman zapewnia sposób i urządzenie do stabilizacji złamania kości poprzez napełnienie powietrzem w wyniku pompowania gwoźdźcia przy użyciu ręcznie obsługiwanego strzykawką, co powoduje zwiększenie się jego objętości i przekroju poprzecznego implantu, zwiększenie pola styku gwoźdźcia z kością i stabilizację gwoźdźcia wewnątrz złamanej kości.



Rysunek 2.15. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: M. Beyar, O. Globerman, International Application Published Under The Patent Cooperation Treaty (PCT), International Publication Number WO 2008/139456 A2, Nov. 20, 2008 (20.11.2008)



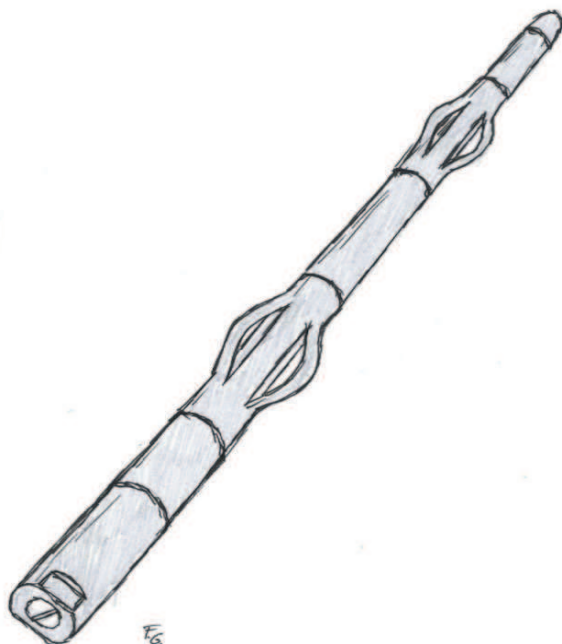
Rysunek 2.16. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: B. Mordechay, O. Globerman, International Application Published Under The Patent Cooperation Treaty (PCT), International Publication Number WO 2009/150691 A1, Dec. 17, 2009 (17.12.2009)



Rysunek 2.17. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: J. Marciniak, J. Cieplak, A. Krauze, W. Kajzer, *Biuletyn Urzędu Patentowego RP* zgłoszenie nr 382247 23-04-2007 (MKP A61B17/58), 27.10.2008

Rozprężny gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku J. Marciniak, J. Cieplak, A. Krauze i W. Kajzer posiada tuleję rozprężaną promieniowo w jego części dystalnej, poprzez działający na nie rozpierak przemieszczający się wzdłuż osi tejże tulei. W wyniku działania rozpieraka na tuleję gwóźdź, dochodzi do nacisku zewnętrznych ścianek implantu do wewnętrznych ścianek kanału szpikowego kości, czyli do zakotwiczenia implantu wewnątrz kanału śródszpikowego złamanej kości.

Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku S. Perren i M. Hehli, cechuje się możliwością odkształcenia w kierunku promieniowym. Składa się z trzpienia zakończonego w jego części dystalnej głowicą, a w części proksymalnej gwintem, umieszczonych na nim tulejek nierozprężnych i rozprężnych oraz z tulejki z wewnętrznym gwintem pełniącej rolę nakrętki. Tulejki rozprężne nacięte są na wskroś w centralnej części swojej długości wzdłuż tworzących powierzchni walcowej tulejki. Po wprowadzeniu implantu do kanału szpikowego złamanej



Rysunek 2.18. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: S. Perren, M. Hehli, *United States Patent Application Publication, Pub. No.: US 2002/0165544 A1, Nov. 7, 2002 (7.11.2002)*

kości następuje rozprężenie promieniowe naciętych tulejek, w wyniku skręcania zespołu nakrętką, i zakotwiczenie gwóźdźnia wewnątrz kanału szpikowego złamanej kości.

Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku A. Shekalim i M. Hehli, wykonany jest w kształcie tulei posiadającej w części proksymalnej i dystalnej dwa zespoły ukształtowanych czterech otworów rozmieszczanych na obwodzie. Osie dwóch otworów skierowane są w kierunku proksymalnej i dwóch w kierunku dystalnej nasady kości. W skład gwóźdźnia wchodzi też dwa pręty współpracujące z tuleją, które nagwintowane są częściowo prawo- i częściowo lewo-skrętnie, i rozdzielone są one nienagwintowaną częścią pręta. Gwóźdź od strony bliższej nasady zakończony jest tak, aby możliwe było jego obracanie za pomocą klucza. Oba zespoły połączone są tuleją sprzęgającą tak, że tworzą jedną całość. Na każdym z tych dwóch prętów znajduje się para elementów kotwiących pod postacią małej tulejki z wewnętrznym prawo lub lewoskrętnym gwintem oraz wypustem na zewnętrznej powierzchni, współpracującym z rowkiem biegnącym wzdłuż tworzącej wewnętrznej powierzchni walcowej tulei. Tulejki zespołu mocującego posiadają po dwa ramiona o przekroju, pozwalającym na ich wysuwanie



Rysunek 2.19. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: A. Shekalim, M. Hehli, United States Patent, No.: US 6,575,973 B1, Jun. 10, 2003 (10.06.2003)

się z otworów tulei i wbicie się w powierzchnię ścianki kanału śródszpikowego, powodując zakotwiczenie implantu.

Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku D.G. Bramlet, P.J. Cosgrove, J.A. Sodeika i P.M. Sterghos stanowi rurę, wewnątrz której znajduje się element kotwiczący składający się z pręta i elementów mocujących wykonanych w kształcie odkształcalnych sprężystych piór, które w wyniku przesunięcia pręta w górę za pomocą obrotu śruby mają możliwość wysuwania się w kierunku kości przez otwory znajdujące się w rurze i kotwiczenia.

Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku M. Zielsdorf ma budowę pręta ze spiralnie nawiniętą taśmą o wysokiej sprężystości. W wyniku wkręcenia nakrętki w górnej części implantu następuje zmniejszenie długości taśmy i jej rozprężenie w kierunku poprzecznym i kotwiczenie.



Rysunek 2.20. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: D.G. Bramlet, P.J. Cosgrove, J.A. Sodeika and P.M. Sterghos, United States Patent, No.: US 6,488,684 B2, Dec. 3, 2002 (3.12.2002)

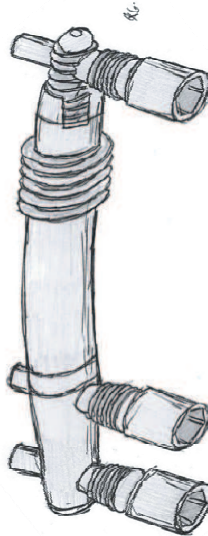


Rysunek 2.21. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: M. Zielsdorf, Internationale Zusammenarbeit Auf Dem Gebiet Des Patentwesens (PCT) Veroffentlichte Internationale Anmeldung, Internationale Veroffentlichungsnummer WO 2006/066536 At, Internationales Veroffentlichungsdatum Jun. 29, 2006 (29.06.2006)

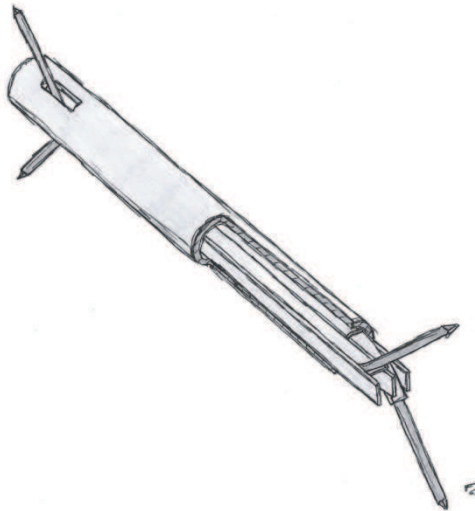
Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku N. Blitz, M. Thomas, D. Crook i P. Vasta, ma budowę pręta z gwintowaną częścią proksymalną oraz znajdującym się na niej kołnierzem mającym możliwość wciśnięcia go ruchem śrubowym w uszkodzoną część kości. Dodatkowo system wyposażony jest w stabilizujące śruby zabezpieczające implant przed obrotem.

Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku V. Tandon ma budowę rury, w której znajdują się elastyczne druty, których długość może być zmieniana w wyniku ich zginania lub prostowania wewnątrz rury. W efekcie zmiany długości drutów ich końce mogą być wysuwane przez

otwory w proksymalnej i dystalnej części implantu i umieszczane w rdzeniu kości, co powoduje blokowanie implantu w kości.



Rysunek 2.22. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: N. Blitz, M. Thomas, D. Crook, and P. Vasta, United States Patent, No.: US 201110160728 A1, Jun. 30, 2011



Rysunek 2.23. Gwóźdź śródszpikowy wg wynalazku: V. Tandon, International Application Published Under The Patent Cooperation Treaty (PCT), International Publication Number WO 2005/011509 A1, Feb. 10, 2005 (10.02.2005)

2.4. Gwoździe śródszpikowe stosowane w osteosyntezie kości piszczelowej i strzałkowej

Kość piszczelowa ze względu na trójkątny przekrój poprzeczny, jest mniej korzystna do stabilizacji przy zastosowaniu standardowych okrągłych implantów. W tym przypadku wyłącznie implanty, które są ryglowane statycznie, mogą zapewnić wzdłużną jak i obrotową stabilność. Mniejsza średnica kanału szpikowego kości piszczelowej wymusza zastosowanie mniejszej średnicy gwoździa, niż ma to miejsce przy kości udowej. Najczęściej wynosi ona 11 mm [53]. Implanty piszczelowe blokowane są produkowane w przedziale średnic 7,5-15 mm oraz w przedziale długości 240-485 mm. Wszystkie są proste z charakterystycznym wygięciem Herzoga w części proksymalnej implantu. Implanty piszczelowe blokowane mogą być również wygięte pod trzema różnymi kątami. Wygięcie końca, znajdującego się w części proksymalnej, wymagane jest ze względu na technikę operacyjną oraz budowę anatomiczną kończyny dolnej [53].

Podobnie jak w przypadku implantów udowych, konstrukcje implantów piszczelowych różnią się między sobą przekrojem poprzecznym. Implanty piszczelowe mogą być pełne, drażnione i mieć różne cechy geometryczne, rozmieszczenie i liczbę otworów do ryglowania oraz możliwość ich kompresji. Mimo dużej liczby rozwiązań konstrukcyjnych implantów, ta technika stabilizacji nie jest powszechnie stosowana z powodu trudności operacyjnych [50, 53].



Rysunek 2.24. Gwóźdź śródszpikowy piszczeli [53]

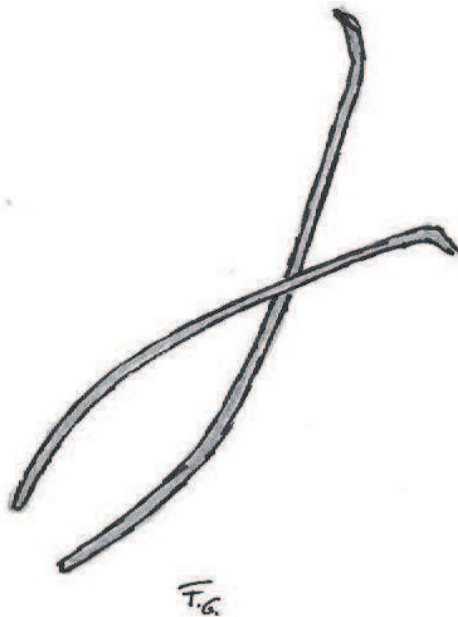


Rysunek 2.25. Gwóźdź śródszpikowy piszczeli [30]

Sprzyjające cechy anatomiczne oraz dość duża liczba urazów kości strzałkowej, znajdującej się w bezpośrednim sąsiedztwie z kością piszczelową, są argumentem za stosowaniem metod osteosyntezy śródszpikowej w tym przypadku (rys. 2.24, 2.25). Typowa średnica implantu mieści się w przedziale 3,5-4,5 mm, a jego długość wynosi około 150 mm. Zablokowanie takiego gwoźdźca można wykonać tylko dystalnie, co zapewnia stabilność osiową, ale bez możliwości kontroli ruchów obrotowych [53].

2.5. Gwoździe śródszpikowe w osteosyntezie kości ramiennej, przedramiennej i promieniowej

Kość ramienna, podobnie jak piszczelowa ma nieregularny kanał szpikowy. Kanał szpikowy kości ramiennej jest owalny w przekroju poprzecznym, a wzdłuż kości rozszerza się w kierunku końca bliższego. Ponieważ wartości biomechanicznych sił występujących w kończynie górnej, są dużo mniejsze niż w kończynie dolnej, gwoździe w osteosyntezie kości ramiennej są mniejsze. Typowa średnica tych implantów wynosi 4-9 mm a ich długość mieści się w przedziale 140-320 mm.



Rysunek 2.26. Pediatryczny gwóźdź Metaizeau [3, 89]

Małe średnice gwoździ nie są wystarczające do podłużnego nacinania, ale są one drażone. Ryglowanie implantu może występować na obu jego końcach. Rygle są umiejscowione w dwóch płaszczyznach prostopadłych względem siebie. Ogólnie, w praktyce klinicznej korzysta się z technik klasycznych, jak również i ze wstecznych. Dostępne są implanty o bardzo różnej konstrukcji, w tym również ryglowane w kanale za pomocą wysuwanych żeber [49, 53].

Kości przedramienna i promieniowa, charakteryzują się niewielkimi rozmiarami jamy szpikowej, która jest dodatkowo wygięta w kilku płaszczyznach. Dlatego w ich osteosyntezie stosuje się implanty o mniejszych niż w przypadku kości udowej wymiarach poprzecznych, cechujące się też większą elastycznością. Dla kości przedramiennej i promieniowej produkowane są gwoździe o średnicach 3-5,5 mm, mające możliwość ryglowania o długości 180-260 mm, a gwoździe Metaizeau (rys. 2.26) lub Rusha mogą mieć średnice 2-4 mm [27, 53].

3. Biomateriały w konstrukcji implantów

3.1. Ogólne zasady projektowania implantów

Implantami są wszelkie przyrządy medyczne wykonane z jednego lub więcej biomateriałów, które mogą być umieszczone częściowo lub całkowicie pod powierzchnią nabłonka, i które mogą pozostać przez dłuższy okres w organizmie [81].

Można wyróżnić:

- implanty chirurgiczne (umieszczane w zamierzonym miejscu w organizmie metodami chirurgicznymi),
- inne implanty (przykładowo igły, dreny, sączi),
- protezy implantowane (protezy wewnętrzne lub endoprotezy fizycznie zastępujące organ lub tkankę),
- sztuczne organy (zastępujące w całości lub częściowo funkcję jednego z głównych organów, często w sposób nie anatomiczny) [20].

Ze względu na medyczne zastosowanie lub konkretne umiejscowienie w organizmie wśród implantów można wydzielić:

- ortopedyczne (stosowane by wspomóc, zastąpić lub uzupełnić tymczasowo lub na stałe kość, chrząstkę, więzadła, ścięgna lub powiązane z nimi tkanki),
- ustne (stosowane w celu poprawy, zwiększenia lub zastąpienia jakiegokolwiek twardej lub miękkiej tkanki w jamie ustnej, obejmujące szczękę, żuchwę lub staw skroniowo-żuchwowy),
- czaszkowo-twarzowe (stosowane w celu poprawienia lub zastąpienia tkanek twardych lub miękkich w obszarze czaszkowo-twarzowym z wyjątkiem mózgu, oczu i ucha wewnętrznego),
- dentystryczne (stosowane do uzupełniania ubytków zębów) [20].

Wymagania, jakie ma spełnić materiał i konstrukcja implantu definiowane są w zależności od funkcji w organizmie człowieka, jaką ma implant. Korona stomatologiczna musi na przykład mieć dużą odporność na ścieranie, dużą wytrzymałość na ściskanie oraz wysoką twardość. Natomiast endoproteza stawu biodrowego powinna charakteryzować się dużą wytrzymałością na zginanie, dużą wytrzymałością zmęczeniową oraz ciągliwością. Ważnym elementem charakterystyki implantu jest również biotolerancja materiału, z jakiego został wykonany.

Biotolerancję (biokompatybilność) definiuje się jako zgodność biologiczną. Oznacza to harmonię interakcji w obrębie materii żywej. Biomateriał o optymalnej biotolerancji nie

wywołuje ostrych lub chronicznych reakcji lub stanu zapalnego i nie przeszkadza należytemu różnicowaniu amputowanego otoczenia tkanek. Najczęściej pojęcie biotolerancji wiąże się z inicjowaniem reakcji toksykologicznych i immunologicznych oraz efektami drażnienia tkanek [81].

Z wymienionych powodów projekt implantu uwzględniać musi liczne czynniki obejmujące:

- własności mechaniczne:
 - wytrzymałość na rozciąganie i ściskanie,
 - wytrzymałość na zginanie i skręcanie,
 - wytrzymałość zmęczeniową,
 - twardość,
 - odporność na ścieranie,
 - sztywność,
 - ciągliwość,
- biotolerancję:
 - nietoksyczność,
 - obojętność immunologiczną,
 - odporność korozyjną w środowisku tkanek i płynów ustrojowych,
 - brak tendencji do tworzenia zakrzepów,
 - zachowanie pierwotnych własności mechanicznych/fizycznych/chemicznych podczas eksploatacji,
- technologiczność:
 - zapewnienie wymaganej jakości,
 - dotrzymanie sterylności podczas procesu wytwarzania oraz przechowywania,
 - zapewnienie żądanej jakości powierzchni,
 - koszt wytworzenia.

Projektowanie implantu obejmuje:

- ustalenie cech geometrycznych implantu na podstawie warunków anatomiczno-fizjologicznych oraz techniki operacyjnej lub zabiegowej przewidywanej do zastosowania, analizę cech wymiarowych implantów odpowiadających cechom antropometrycznym populacji pacjentów dorosłych, dzieci, mężczyzn, kobiet, o różnym wieku i budowie ciała,
- analizę stanu naprężeń i przemieszczeń w układzie implant-tkanki,

- dobór materiału implantu spełniającego kryterium własności mechanicznych i biofizycznych, reakcji odczynowych i immunologicznych oraz biotolerancji w środowisku tkanek i płynów ustrojowych,
- opracowanie dokumentacji konstrukcyjnej, technologicznej i odbiorowej.

3.2. Ogólna charakterystyka biomateriałów

Biomateriał (materiał biomedyczny) jest to każda inna substancja niż lek albo kombinacja substancji syntetycznych lub naturalnych, która może być użyta w dowolnym czasie, a której zadaniem jest uzupełnianie lub zastąpienie tkanek narządu lub jego części w celu spełnienia ich funkcji [72].

Biomateriały cechują się wymaganą biotolerancją (biokompatybilnością), czyli zgodnością biologiczną i harmonią interakcji z żywą materią. Biomateriały o wymaganej biotolerancji po wprowadzeniu do organizmu nie wywołują ostrych lub chronicznych reakcji albo stanu zapalnego otaczających tkanek.

W tabelicy 3.1 podano ważniejsze kryteria jakości biomateriałów, obejmujące zespół wymagań stawianych implantom. W tablicach 3.2-3.4 przedstawiono odpowiednio skład chemiczny i własności biomechaniczne typowych stopów przeznaczonych na implanty oraz rodzaje implantów wytwarzanych z niektórych stali Cr-Ni-Mo.

Tablica 3.1. Przykładowe wymagania stawiane materiałom stosowanym na implanty chirurgiczne (według H.J. Racka) [20]

Własności mechaniczne	Własności technologiczne	Biotolerancja
<ul style="list-style-type: none"> • wytrzymałość na rozciąganie, • granica plastyczności, • wytrzymałość zmęczeniowa, • twardość, • odporność na ścieranie, • sztywność, • plastyczność (wydłużenie, przewężenie), • ciągliwość (odporność na kruche pękanie). 	<ul style="list-style-type: none"> • zapewnienie założonej jakości biomateriału, • zapewnienie wymaganej jakości powierzchni i implantu, • przydatność materiału i produktu do efektywnej sterylizacji, • minimalne koszty wytwarzania. 	<ul style="list-style-type: none"> • reakcje z tkankami i płynami ustrojowymi, • stabilność własności: <ul style="list-style-type: none"> ▪ mechanicznych, ▪ fizycznych, ▪ chemicznych, • degradacja związana z: <ul style="list-style-type: none"> ▪ uszkodzeniami lokalnymi implantu (zmiany szkodliwe), ▪ systematycznymi efektami korozyjnymi (szkodliwe uszkodzenia).

Tablica 3.2. Porównanie składu chemicznego stali przeznaczonych na implanty chirurgiczne z innymi stopami metali stosowanymi do tego celu [20]

Podstawowy pierwiastek	Rodzaj stopu, norma	Stężenie masowe pierwiastków ¹⁾ , %										
		C	Si	Mn	Fe	Co	Cr	Mo	Ni	V	Ti	inne
Żelazo	X2CrNiMo18-14-3 (D) PN-ISO 5832-1	≤0,03	≤1	≤2	reszta	–	17-19	2,3-3,5	13-15	–	–	Cu ≤0,5
Tytan	Ti ²⁾ ISO 5832-2	≤0,1	–	–	≤0,5	–	–	–	–	–	reszta	–
	TiAl6V4 ²⁾ ISO 5832-3	≤0,08	–	–	≤0,3	–	–	–	–	3,5-4,5	reszta	Al: 5,5-6,7
Kobalt	CoCr28Mo6 ISO 5832-4	≤0,35	≤1	≤1	≤1	reszta	26,5-30	4,5-7	2,5	–	–	–
	CoCr20W15Ni10 ISO 5832-5	≤0,15	≤1	≤2	≤3	reszta	19-21	–	9-11	–	–	W: 14-16
	CoNi35Cr20Mo10 ISO 5832-6	≤0,025	≤0,15	≤0,15	≤1	reszta	19-21	9-10,5	33-37	–	≤1	–

¹⁾ P ≤0,015 do ≤0,025, S ≤0,01 do ≤0,015; ²⁾ N₂ ≤0,05, O₂ ≤0,05, H₂ ≤0,015.

Tablica 3.3. Porównanie własności mechanicznych stali przeznaczonych na implanty chirurgiczne oraz innych stopów metali stosowanych do tego celu [20]

Rodzaj stopu, norma	Stan	Wytrzymałość na rozciąganie R_m min., MPa	Granica plastyczności $R_{p0,2}$ min., MPa	Wydłużenie A min., %	Moduł sprężystości wzdłużnej E , GPa	Wytrzymałość zmęczeniowa Z_{go} , MPa
X2CrNiMo18-14-3 (D) PN-ISO 5832-1	przesycony	490	190	40	200	240
	po obróbce plastycznej na zimno	860	690	12	200	410
Ti ISO 5832-2	przesycony	240-550	170-440	24-15	110	250
	po obróbce plastycznej na zimno	680	52	10		400
TiAl6V4 ISO 5832-3	przesycony	860	1000	10	220	500
CoCr28Mo6 ISO 5832-4	odlewany	665	450	8	200	250
CoCr20W15Ni10 ISO 5832-5	odlewany	860	310	10	220	200
CoNi35Cr20Mo10 ISO 5832-6	przesycony	800	300	40	220	250
	po obróbce plastycznej	1200	1000	10	220	500

Tablica 3.4. Rodzaje implantów wytwarzanych z niektórych stali Cr-Ni-Mo [20]

Rodzaj implantów		Igły śródszpikowe		Płytki kostne		Śruby kostne, nakrętki do śrub kostnych	Groty i druty kostne	Igły kostne okrągłe	Igły udowe	Druty kostne	Endoprotezy		
		taśma zimno walcowana	taśma zimno walcowana szeroka, blacha	profile specjalne	taśma zimno walcowana							taśma zimno walcowana szeroka, blacha	
Postać materiału		Igły walcowane h9 Ø 8 mm											
Znak stali	Stan materiału	taśma zimno walcowana	taśma zimno walcowana szeroka, blacha	profile specjalne	taśma zimno walcowana	taśma zimno walcowana szeroka, blacha	prety walcowane h9 Ø 8 mm	prety walcowane Ø 8 mm	prety walcowane Ø 8 mm	prety walcowane na gorąco	prety walcowane h11	drut	prety walcowane h11
X2CrNiMoN18-13-3 X2CrNiMo18-15-3	przesycony	○	○	●	○	○	●	●	●	○	○	●	
	walcowany, R_m 860 MPa	●	●	○	○	○	○	○	●	○	●	●	
	na zamówienie	●	●	●	●	●	○	○	●	●	○	●	
X2CrNiMo18-15-4	walcowany, R_m 860 MPa	●	●	○	●	●	○	○	●	○	●	○	
	na zamówienie	●	●	○	●	●	○	○	●	○	●	○	
X2CrNiMnMoN22-13-6	przesycony	●	●	●	●	●	●	●	○	●	●	●	
	na zamówienie	●	●	●	●	●	○	○	●	○	●	●	

○ możliwe zastosowanie, ● nie stosowane.

Biomateriały podzielić można na następujące grupy [10, 20, 22]:

- metalowe,
- ceramiczne,
- węglowe,
- polimerowe,
- kompozytowe.

Biomateriały metalowe można podzielić na następujące grupy [10, 20, 22]:

- stale Cr-Ni-Mo, o strukturze austenitycznej,
- tytan i jego stopy,

- stopy na osnowie kobaltu,
- tantal, niob i ich stopy,
- metale szlachetne.

Biomateriały ceramiczne cechują się odmiennymi własnościami od biomateriałów metalowych, do których można zaliczyć [10]:

- porowatość, umożliwiającą wrastanie tkanek i trwalsze połączenie tkanek z implantami,
- większą odporność na ścieranie oraz wytrzymałość na ściskanie,
- większą odporność korozyjną w środowisku tkanek i płynów ustrojowych,
- większą biotolerancję.

Wśród biomateriałów ceramicznych dla potrzeb chirurgii można wyróżnić trzy kategorie materiałów:

- resorbowanych w organizmie,
- z kontrolowaną reaktywnością powierzchniową,
- obojętne.

Biomateriały ceramiczne resorbowane w organizmie złożone są z hydroksyapatytów i pokrewnych fosforanów wapniowych wytworzonych sztucznie, biorących udział w metabolizmie i przechodzących do tkanek. Ich skład chemiczny i fazowy są podobne do faz nieorganicznych występujących w kościach i zębach, są biologicznie aktywne i cechują się największą możliwą biotolerancją.

Związki te mogą być wytwarzane sztucznie, jedną z podanych metod:

- mokrą, polegającą na reakcjach zobojętniania kwasów i zasad, zachodzących w wodnych roztworach lub zawiesinach, przykładowo $\text{Ca}(\text{OH})_2, \text{H}_3\text{PO}_4$ lub soli wapniowych typu CaCl_2 i $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$ fosforem, np. $\text{Na}_2\text{HPO}_4, (\text{NH}_4)_2\text{HPO}_4$, w wyniku czego powstają proszki amorficzne lub drobnokrystaliczne,
- suchą, w której w stanie stałym w temperaturze wyższej od 900°C zachodzą reakcje $\text{CaHPO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ i CaCO_3 lub $\text{Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ i CaCO_3 , a w wyniku tego powstaje drobnoziarnisty hydroksyapatyt z dużym udziałem fazy krystalicznej,
- hydrotermalną, w której z CaHPO_4 lub $\text{CaHPO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, w temperaturze $120\text{-}300^\circ\text{C}$ i przy ciśnieniu pary wodnej $0,2\text{-}8,5$ MPa powstają duże kryształy (do 10 mm),
- topnikową, w której między mieszaniną sproszkowanego wapna i fosforu oraz topników $\text{B}_2\text{O}_3, \text{CaF}_2$ i CaCl_2 z udziałem fazy ciekłej powstają duże kryształy apatyty,

- zol-żel, w której w wyniku hydrolizy alkoholanów lub soli i następnej kondensacji powstają proszki, włókna lub cienkie warstwy hydroksyapatytu.

W celu dalszego zbliżenia struktury chemicznej i fazowej syntetycznego hydroksyapatytu do właściwej dla kości i zębów, wprowadza się do nich CO_3^{2-} , Mg^{2+} , Na^+ lub SiO_2 .

Na strukturę tych materiałów wpływ wywierają metody i warunki technologiczne. Własności biomechaniczne zależą z kolei od gęstości, porowatości i wielkości ziarn [20].

Hydroksyapatyty mogą być łączone w kompozyty z kolagenem lub polimerami biodegradowalnymi, także mogą być nanoszone głównie metodą napyłania plazmowego, ale również elektroforezy, CVD i PVD, rozpyłania jonowego i osadzania elektrochemicznego, na powierzchni implantów długotrwałych z biomateriałów metalowych, np. endoprotez stawowych lub wszczepów stomatologicznych.

Biomateriały ceramiczne hydroksyapatytowe przez strefę międzywarstwową łączą się z tkanką kostną. Stosowane są do uzupełniania ubytków miazgi zębowej i szkliwa, ubytków kostnych w szczęce i żuchwie lub dnie oczodołu, a w postaci warstw powierzchniowych na długotrwałe endoprotezy stawowe i wszczepy stomatologiczne.

Również atrakcyjne własności fosforków metali przejściowych układu okresowego pierwiastków, szczególnie ich odporność chemiczna, stanowią argument za podjęciem badań nad możliwością zastosowania ich w obszarach biomedycznych.

Do biomateriałów ceramicznych z kontrolowaną reaktywnością w tkankach należą bioszklą i materiały bioszklano-ceramiczne, spełniające następujące warunki:

- reaktywne powierzchnie zawierają Ca^{2+} i PO_4^{3-} i cechują się odczynem alkalicznym,
- stężenia pierwiastków mieszczą się w zakresie zapewniającym wymaganą biotolerancję i reaktywność,
- połączenia biomateriał-szkło wykazują wymagane własności mechaniczne.

Szkło sodowo-wapniowe zawierające 45% SiO_2 -(23-25)% CaO -(24-25)% Na_2O -(1-10)% P_2O_5 oraz modyfikatory ZnO , B_2O_3 i CaF_2 , wiąże się z kością w ciągu 30 dni. Szklą o małej reaktywności, nie tworzą z kością wiązań. Bioszklą mogą cechować się dużą reaktywnością, lub wiązać się z kością nie tworząc właściwych struktur bioszkieł.

W wyniku hydrolizy zachodzącej na powierzchni materiału implantowanego, jony wapnia i fosforu dyfundują do substancji biologicznej. Jony te przyspieszają wytwarzanie się tkanki kostnej na styku między biomateriałem a kością, pomagają w zrośnięciu się implantu z tkanką.

Bioszklą w kontakcie z tkanką kostną zaczynają reagować szybko. Już po kilku godzinach jony H^+ zastępują jony Na^+ , które dyfundują do płynu tkankowego. Na powierzchni implantu pokrytego bioszklą tworzy się ciągła warstwa żelu, na którym rozpoczyna się akumulowanie jonów wapnia i fosforanowych, z kolei powstawanie wiązań chemicznych z żelowatą krzemionką, a następnie na powierzchni żelu krystalizacja apatytu o zdefektowanej strukturze hydroksyapatytu węglanowego, zbliżonej do naturalnego apatytu kostnego. Stosowane są bioszklą o zróżnicowanym składzie chemicznym, w których głównymi składnikami są SiO_2 , CaO oraz Na_2O , a dodatkami mogą być P_2O_5 , F_2 , MgO , CaF_2 , $CaSiO_3$, TiO_2 , ZrO_2 a także srebro, węgiel krzemu lub włókna metalowe, co umożliwia kształtowanie ich własności fizycznych i chemicznych, a zwłaszcza ich biologicznej aktywności.

Regulacja składu chemicznego umożliwia także regulowanie ich rozpuszczalności, a zatem także szybkości działania. Te biomateriały są stosowane na pokrycia implantów metalowych w ortopedii i stomatologii, oraz do uzupełniania ubytków kostnych, w tym na implanty do rekonstrukcji ucha środkowego, do klejenia kości oraz w stomatologii, zamiast porcelany. Pewną odmianą bioceramiki aktywnej są szkła jonomerowe, utwardzające się pod wpływem światła, zawierające szkło fluorkowo-glinokrzemianowe $CaF_2-Al_2O_3-SiO_2$ z dodatkiem Na_3AlF_6 , NaF i niekiedy $AlPO_4$. Ta grupa biomateriałów jest stale rozwijana.

Biomateriały ceramiczne obojętne wykazują minimalne zmiany chemiczne w kontakcie z tkankami i płynami fizjologicznymi, a implanty z tych materiałów są otaczane delikatną kilkumikronową włóknistą tkanką, która nie łączy się chemicznie z tymi materiałami. Do tej grupy biomateriałów zaliczają się Al_2O_3 , węgle pirolityczne, azotek lub oksyazotek krzemu, węgiel krzemu, tlenki cyrkonu, tytanu i magnezu oraz spinele $MgAl_2O_4$ i $Ca_2Al_2O_4$. Spośród tych materiałów najbardziej przydatny jest tlenek glinu (biokorund), cechujący się wysoką wytrzymałością na ściskanie, zginanie i ścieranie, które to z kolei własności zależą od jakości zastosowanego surowca oraz technologii.

Biomateriały węglowe mają perspektywiczne znaczenie w chirurgii, gdyż cechują się:

- dobrą biotolerancją,
- atrombogennością i dobrą hemozgodnością,
- dobrymi własnościami fizykochemicznymi,
- odpornością na promieniowanie jonizujące i niejonizujące.

Biomateriały węglowe można podzielić na [57]:

- biomateriały kompozytowe:
 - włókna węglowe,
 - biomateriały kompozytowe węgiel-węgiel,
- warstwy węglowe:
 - diamentowe, zawierające diament nanokrystaliczny, tetraedryczny i amorficzny o rozmiarach ziarn nieprzekraczających kilkudziesięciu nanometrów,
 - diamentopodobne, które są mieszaniną amorficznego i nanokrystalicznego węgla z przeważającym udziałem diamentu o sieci romboedrycznej lub regularnej, zawierającego wodór z małym udziałem grafitu, karbinu α i β (α – zawiera wiązanie acetylenowe $-C \equiv C-$, β – zawiera wiązania kumulene $=C=C=$).

Tablica 3.5. Porównanie własności biomateriałów węglowych z metalowymi i kompozytowymi [20]

Rodzaj biomateriału	Gęstość ρ , g/cm ³	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa	Moduł sprężystości wzdłużnej E , GPa	Wytrzymałość właściwa R_m/ρ MPa·m ³ /kg	Szywność właściwa E/ρ MPa·m ³ /kg
Węgiel szklisty	1,4	124	32	0,09	22,8
Wysokowytrzymałe włókna węgla	1,74	2900	215	1,66	123,6
Włókna węglowe o wysokim module sprężystości	1,95	2200	390	1,12	200
Biomateriały kompozytowe węgiel-węgiel (1D)	1,45	1350	175	0,93	120
Biomateriały kompozytowe węgiel-węgiel (3D)	1,85	250	90	0,14	48,5
Biomateriały kompozytowe włókno węglowe-osnowa epoksydowa (1D)	1,56	1400	130	0,9	83
Biomateriały kompozytowe włókno węglowe-osnowa epoksydowa (1D) (izotropowe)	1,56	450	50	0,26	32
Włókna szklane	2,5	1725	70	0,69	28
Biomateriały kompozytowe włókno szklane-osnowa (1D)	1,9	1400	42	0,75	22,1
Stopy kobaltu	7,7	1200	220	0,12	28,5
Stopy tytanu	45	1000	120	0,1	26,6
Stal Cr-Ni-Mo	7,8	110	210	0,14	26,9

Włókna węglowe, biomateriały kompozytowe wzmocnione włóknami węglowymi o osnowie węglowej i węgiel szklisty cechują się dobrą biotolerancją i charakteryzują się korzystnym zespołem własności mechanicznych co decyduje o ich zastosowaniu na endoprotezy, elementy do zespalania odłamów kostnych i uzębienia, sztuczne zastawki serca i protezy więzadeł oraz do operacji okołostawowych. Porównanie własności biomateriałów węglowych z metalowymi i kompozytowymi przedstawiono w tabelicy 3.5.

Oprócz biomateriałów kompozytowych czysto węglowych zastosowanie znajdują także biomateriały kompozytowe o osnowie polimerowej wzmocnionej włóknami węglowymi.

Biomateriały polimerowe można podzielić na:

- naturalne,
- syntetyczne.

Biomateriały polimerowe naturalne, tzn. białka (kolagen, fibrynogen, jedwab, wszczepy tkankowe) i wielocukry (celuloza, chityna), są wytwarzane w organizmach żywych jako składniki strukturalne tkanek.

Biomateriały polimerowe syntetyczne znajdują szerokie zastosowanie. Zastosowanie biomateriałów polimerowych syntetycznych przedstawiono w tabelicy 3.6, w tabelicy 3.7 podano podstawowe własności fizykochemiczne tej grupy biomateriałów a w tabelicy 3.8. porównano własności różnych materiałów polimerowych stosowanych w medycynie.

Tabela 3.6. Zastosowanie biomateriałów polimerowych syntetycznych [20]

Rodzaj biomateriału polimerowego syntetycznego	Zastosowanie
Silikony SI	chirurgia plastyczna i rekonstrukcyjna
Politetrafluoroetylen PTFE	protezy naczyniowe, nici chirurgiczne
Poliuretany PUR	elementy sztucznego serca, protezy naczyniowe o małym przekroju
Poli(metakrylan metylu) PMMA	chirurgia plastyczna i rekonstrukcyjna, cewniki, główki i panewki endoprotez stawowych
Polietylen PE	nici i siatki chirurgiczne
Polipropylen PP	nici i siatki chirurgiczne, protezy naczyniowe
Poli(tereftalan etylenu) PET	ortopedia, soczewki wewnątrzgałkowe
Poliamidy PA	nici i siatki chirurgiczne

Tablica 3.7. Własności fizykochemiczne biomateriałów polimerowych syntetycznych stosowanych na implanty [20]

Rodzaj biomateriału polimerowego	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa	Wydłużenie A , %	Twardość według skali Shore'a	Gęstość, g/cm^3	Absorbacja wody, %
Silikony SI	2,4-7	100-700	A 15-A 65	1-1,15	0,1
Politetrafluoroetylen PTFE	13-34	200-400	D 50-D 65	2,2	0
Poliuretany PUR	1-69	10-1000	A 10-D 90	1,05-15	0,6-0,7
Polietylen PE	4-38	20-1000	D 41-D 70	0,91-0,97	0,001
Polipropylen PP	31-210	60-1000	D 74-D 90	0,91	0,05
Poli(metakrytan metylu) PMMA	55-85	2-7	M 60-M 100	1,2	0,1-0,4
Poli(tereftalan etylu) PET	17-280	50-120	-	2,2	0,8
Poliamidy PA	63-126	250-550	-	1,14	2,5-7,5

Tablica 3.8. Porównanie własności biomateriałów polimerowych [20]

Materiały polimerowe	Wytrzymałość na skręcanie	Moduł sprężystości	Zmęczenie	Smarność	Odporność na wodę	Absorbacja wody	Biostabilność
Akryliki	2	2	2	2	3	2	1
Epoksydy	2	2	1	2	3	2	1
Fluorowęglany	3	3	3	1	3	3	1
Hydrożele	3	3	3	1	1	1	4
Poliacetale	2	2	1	2	3	2	1
Poliamidy	2	3	2	2	3	1	2
Poliwęglany	2	2	2	2	3	3	1
Poliestry	2	3	1		3	3	1
Polieteroketony	2	2	1	2	3	3	1
Poliimidy	2	2	1		3	3	1
Poliolefiny	3	3	2	2	3	3	1/2
Poliolefiny elastomerowe	3	3	1	3	2	3	1/2
Poliolefiny krystaliczne	2	2	1	2	3	3	1
Polisulfony	2	2	1	2	3	3	1/2
Poliuretany	3	3	1	3	1		2/3
Polichlorek winylu	3	3	2	3	2	3	1
Silikony	3	3	2	3	2	3	1

Oznaczenia: 1 – wysoki, 2 – średni, 3 – niski, 4 – zmienne

3.3. Powłoki nanoszone na implantach metalowych

W celu zapewnienia właściwej współpracy implantów ze środowiskiem tkankowym o cechach piezoelektryków i półprzewodników organicznych, ich własności fizykochemiczne mogą być regulowane przez nanoszenie na implantach metalowych powłok:

- bioceramicznych, zawierających Al_2O_3 , ale także kompozycje $CaO-Al_2O_3$, $CaO-TiO_2$, $CaO-ZrO_2$, nanoszonych na powierzchnie endoprotez ze stopów kobaltu lub tytanu metodami metalurgii proszków, implantacji jonowej lub napylenia plazmowego,
- kompozytowych, ze szkła i biomateriałów ceramicznych powierzchniowo aktywnych, zawierających $Na_2O-CaO-SiO_2$ z udziałem P_2O_5 , CaF_2 , MgF_2 lub Ta_2O_5/TiO_2 , resorbowanych w sposób kontrolowany przez tkanki, nanoszonych na powierzchnie endoprotez,
- szklistych, zawierających węgiel, silikonowych lub innych, np. ZrO_2 , SiN_4 , $BaTiO_2$, stosowanych do pokrywania powierzchni endoprotez,
- resorbowanych w organizmie, zawierających uwodniony apatyt o strukturze krystalicznej lub amorficznej ($CaHPO_4 \cdot 2H_2O$, $CaHPO_4$, $Ca_4H(PO_4)_3 \cdot 2,5H_2O$, $Ca_3(PO_4)_2(OH)$, $Ca_5(PO_4)_3(OH)$, $Ca_4(PO_4)_2O$) o bardzo dobrej biotolerancji, nanoszonych na implanty krótkotrwale i rozpuszczających się w płynach ustrojowych, w wyniku czego następuje aktywizacja zrостu kostnego.

Tablica 3.9. Biomateriały kompozytowe nanoszone na podłożu biomateriałów metalowych [20]

Osnowa	Elementy wzmacniające
Typ 1. Biomateriały kompozytowe prawie obojętne	
Polisulfon, węgiel, polietylen, poli (met akrylan metylu)	Włókna
Węgiel	SiC
Żywica epoksydowa	Al_2O_3 i stal austenityczna
Typ 2. Biomateriały kompozytowe porowate obojętne	
Hydroksyapatyt	Poli L-laktyd
Typ 3. Biomateriały kompozytowe bioaktywne	
Bioszkło	Włókna ze stali austenitycznej, włókna tytanowe
Kolagen, polietylen	Hydroksyapatyt
Poli (met akrylan metylu)	Fosforanowo-krzemianowe szkła apatytowe
Polimer	Szkło fosforanowe
Hydroksyapatyt	Żelatyna resocynowo-formaldehydowa
AW/ ceramika szklana	Hartowane szkło ZrO_2
Typ 4. Biomateriały kompozytowe resorbowane	
PLA/PGA	PLS/PGA włókna, hydroksyapatyt
Polihydroksybuturat	Hydroksyapatyt

Powłoki ceramiczne i szkliste zwiększają także odporność na zużycie trybologiczne, oraz wpływają na zmniejszenie współczynnika tarcia.

Biomateriały do długotrwałego użytkowania w chirurgii kostnej, protetyce stomatologicznej i kardiologii wytwarzane są jako kompozytowe, w których elementem nośnym implantu jest biomateriał metalowy lub polimerowy przenoszący obciążenia mechaniczne, a powierzchnia pokrywana jest biomateriałem kompozytowym (tabl. 3.9).

Implanty ze stali Cr-Ni-Mo oraz stopów Co z warstwami pasywno-diaamentowymi, są stosowane w chirurgii rekonstrukcyjnej i zabiegowej. Cechują się dobrą biotolerancją minimalizującą powikłania odczynowe, dobrą odpornością korozyjną i obojętnością względem środowiska tkankowego. Prowadzone są z dobrym skutkiem badania nad wytwarzaniem warstw węglowych na gwoździach śródszpikowych ze stali Cr-Ni-Mo X2CrNiMo17-13 (AISI 316L) [31, 43]. Godnymi rozważenia do zastosowania jako powłoki biomedyczne są dyfuzyjne warstwy fosforków metali przejściowych ze względu na swoje własności korozyjne [56].

3.4. Ogólna charakterystyka stali odpornych na korozję możliwych do zastosowania na implanty śródszpikowe

Rozwój stali odpornych na korozję ma swój początek w drugim dziesięcioleciu dwudziestego wieku w Sheffield w Anglii, począwszy od spostrzeżenia, że stal zawierająca około 13% chromu nie ulega korozji elektrochemicznej. Doprowadziło to do wyprodukowania pierwszych stali ferrytycznych i martenzytycznych, a w latach 20. ubiegłego wieku – stali austenitycznych typu 18-8 i w latach 40. – pierwszych nierdzewnych stali ferrytyczno-austenitycznych [10, 20, 22].

Deficyt niklu po II Wojnie Światowej przyspieszył badania nad dwufazową stalą typu dupleks. Dwufazowa stal ferrytyczno-austenityczna okazała się bardziej odporna na działanie korozji naprężeniowej w środowisku zawierającym chlorki od stali o strukturze austenitycznej.

W latach 60. ubiegłego stulecia opracowano stale typu dupleks o strukturze zawierającej od 35 do 55% ferrytu. Było to możliwe dzięki zwiększeniu stężenia chromu i zmniejszeniu stężenia niklu w porównaniu do stali austenitycznych. Pierwsze stale odporne na korozję, ze względu na nieefektywne w tym okresie metody odwęglania, zawierały stosunkowo dużo węgla i tradycyjnie nazywane są stalami dupleks pierwszej generacji. Zawierały one 18% Cr, 4-6% Ni oraz dodatek Mo i charakteryzowały się bardzo niską spawalnością [10, 20, 22].

Udoskonalenie procesów produkcyjnych stali na przełomie lat 60. i 70. XX wieku przez wprowadzenie procesów odwęglania argonowo-tlenowego (AOD – j. ang.: *argon-oxygen*

decarburization) i odwęglania próżniowo-tlenowego (VOD – j. ang.: *vacuum oxygen decarburization*), umożliwiło produkcję stali odpornych na korozję o większej czystości metalurgicznej i niższym stężeniu węgla, z możliwością lepszego kontrolowania ich składu chemicznego, przede wszystkim azotu.

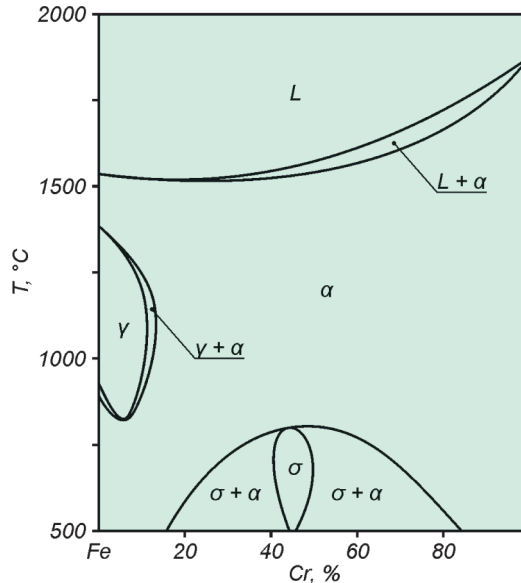
Optymalizacja składu chemicznego ze względu na strukturę i własności doprowadziła do rozwoju tej grupy stali i opracowania wielu nowych gatunków stali odpornych na korozję.

Stale odporne na korozję zawierają zgodnie z PN-EN 10020:1966 powyżej 10,5% chromu. Takie stężenie chromu zapewnia tworzenie się warstwy pasywnej na stali. Ze wzrostem stężenia chromu odporność stali na korozję rośnie. Zwiększenie stężenia chromu w ferrytycie powyżej 10,5% powoduje zmniejszenie potencjału pasywacji i prądu korozyjnego. Powyżej tego stężenia chromu stopy Fe-Cr przechodzą ze stanu aktywnego w pasywny i stają się odporne na korozję. Zjawisko gwałtownego spadku potencjału elektrodowego stopów żelaza przy stężeniu 12% Cr tłumaczy się zmianą wartościowości żelaza z dwuwartościowego – aktywnego chemicznie, w trójwartościowe – nieaktywne [20, 22].

Stopy Fe-Cr krystalizują jako roztwór stały α (rys. 3.1). Chrom zawęża zakres stabilności fazy γ w układzie Fe-Cr, przez co jest traktowany jako pierwiastek ferrytotwórczy. Stopy Fe-Cr zawierające ponad 12,5% Cr zachowują jednofazową strukturę roztworu stałego α od linii solidus do temperatury pokojowej. Brak przemian fazowych ogranicza podatność tych stopów na obróbkę cieplną, a ich własności mechaniczne nie można kształtować w wyniku obróbki cieplnej a wyłącznie przez obróbkę plastyczną na gorąco lub na zimno.

W zakresie stężenia chromu od 42,3 do 48,2% roztwór stały α podczas chłodzenia ulega przemianie w temperaturze 815°C w fazę międzymetaliczną σ o składzie zbliżonym do FeCr. Duża twardość i kruchość fazy σ powoduje ograniczone znaczenie praktyczne stopów Fe-Cr o strukturze σ i $\alpha + \sigma$ w zakresie stężenia chromu od 24,7 do 69,5% [1].

Obecności fazy σ w stopach o składzie równowagowym odpowiadającym mieszaninie $\alpha + \sigma$ można uniknąć przez ich przesycaenie z temperatury około 850°C w wodzie. Jednak utworzony w tych warunkach przesycony roztwór stały α jest metastabilny i podczas następnego wygrzewania w temperaturze wyższej od około 600°C ulega rozpadowi na mieszaninę faz $\alpha + \sigma$ przy jednoczesnym zwiększeniu twardości i kruchości stopu (utwardzenie wydzieleniowe). Dolna temperatura tej przemiany obniża się do około 500°C, jeśli przesycony roztwór stały został odkształcony plastycznie na zimno. Zakres występowania obszaru dwufazowego $\alpha + \sigma$ przemieszcza się w kierunku mniejszego stężenia Cr w stopach zawierających Mo, Si i Mn. W przeciwnym kierunku oddziałują C i N oraz Al przy stężeniu kilku procent.



Rysunek 3.1. Dwuskładnikowy układ równowagi fazowej stopów Fe-Cr [2]

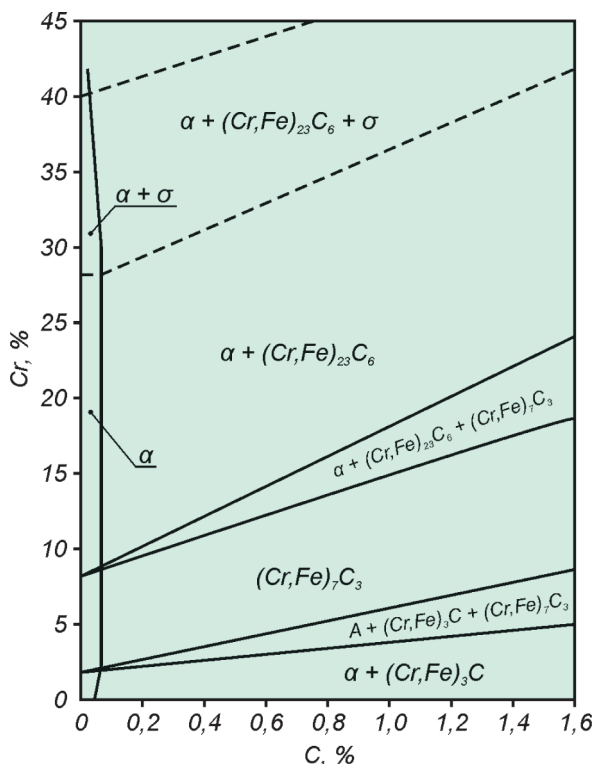
Ferryt wysokochromowy w stopach Fe-Cr różni się od ferrytu w stopach Fe-C rozpuszczalnością C i N oraz stabilnością. Długotrwałe wygrzewanie w temperaturze od 450 do 500°C powoduje spinodalny rozpad ferrytu wysokochromowego powodujący rozsegregowanie na mikroobszary bogate i ubogie w Cr. Niedopasowanie sieci między tymi obszarami powoduje wzrost twardości i kruchości stopów o stężeniu chromu przekraczającym około 20% (kruchość 475°C) [88].

Ze wzrostem stężenia chromu i ilorazu Cr/C w stopach Fe-Cr tworzy się węglík chromu $(Cr,Fe)_7C_3$ oraz $(Cr,Fe)_{23}C_6$ (rys. 3.2). Wzrastające stężenie węgla powoduje też przesunięcie zakresu stabilności fazy γ w kierunku większego stężenia Cr [1].

Stale wysokochromowe są odporne na korozję w atmosferze powietrza, wody i pary wodnej, wodnych roztworów alkalicznych, kwasów i soli, a także na działanie ropy naftowej, paliw, olejów i środków spożywczych. Nie są odporne na korozję w środowisku chlorków i jodków [88].

Ze względu na strukturę, stale odporne na korozję dzieli się na [20, 22]:

- ferrytyczne,
- martenzytyczne,
- martenzytyczne umacniane wydzieleniowo,
- austenityczne,
- ferrytyczno-austenityczne.



Rysunek 3.2. Wpływ stężenia węgla i chromu na skład fazowy stali wyżarzonych [51]

Stosuje się także podział stali odpornych na korozję uwzględniający ich skład chemiczny, wyróżniając m.in. stale [20, 22]:

- wysokochromowe,
- chromowo-niklowe,
- chromowo-niklowo-manganowe.

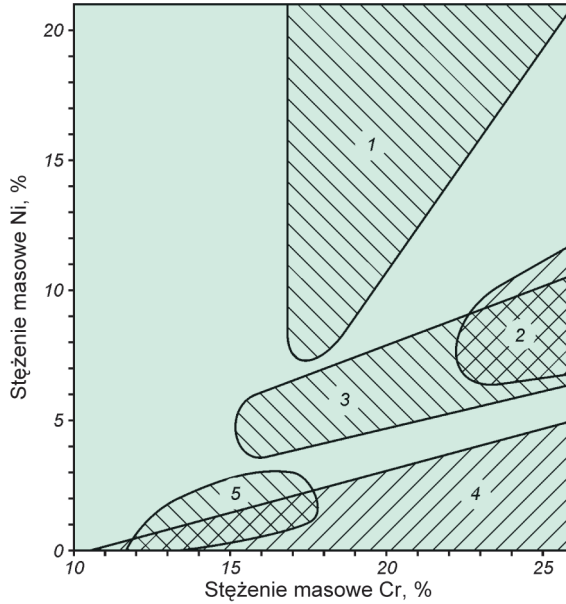
Stale wysokochromowe o strukturze ferrytycznej, ferrytyczno-martenzytycznej lub martenzytycznej, są odporne głównie na korozję chemiczną, w tym na utlenianie w atmosferze powietrza, wody naturalnej i pary wodnej w niskiej i podwyższonej temperaturze, na działanie zimnych roztworów alkalicznych, rozcieńczonych kwasów i soli, z wyjątkiem chlorków i jodków, oraz na działanie ropy naftowej i jej par, paliw, olejów, alkoholi, a także środków spożywczych.

Stale chromowo-niklowe i chromowo-niklowo-manganowe, o strukturze austenitycznej są odporne głównie na korozję elektrochemiczną w środowisku kwasów nieorganicznych i organicznych, związków azotu, roztworów soli i agresywnych środków spożywczych [20, 22].

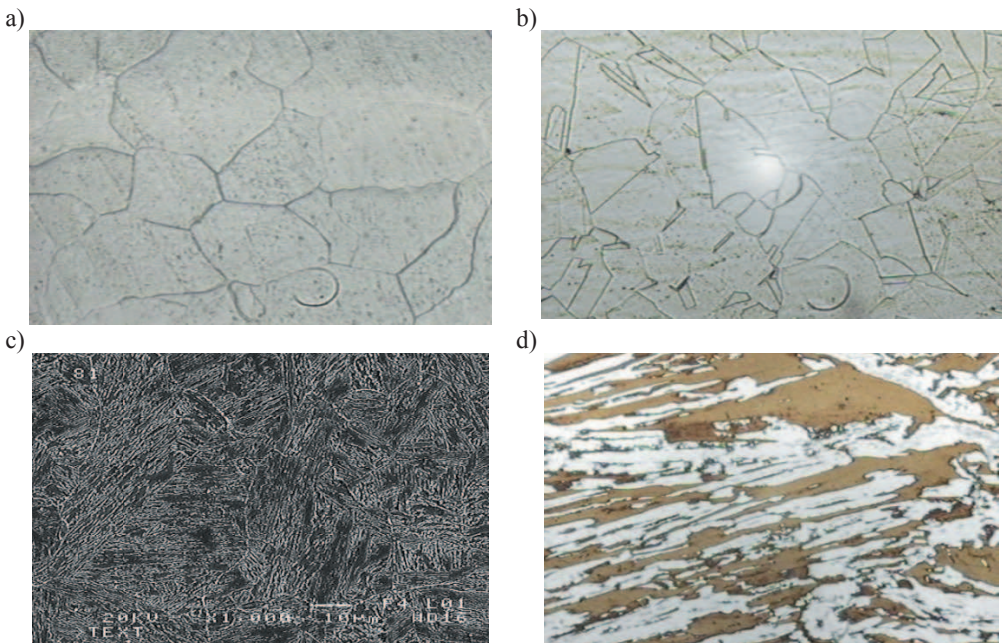
Podział stali odpornych na korozję i ich rozwój stanowiący wynik doskonalenia ich składu chemicznego przedstawiony jest na rysunkach 3.3 i 3.4 a orientacyjne składy chemiczne oraz ich wpływ na własności stali odpornych na korozję zaprezentowany jest w tablicy 3.10.

Tablica 3.10. Porównanie stali Cr-Ni odpornych na korozję z przykładami oznaczeń [58]

stal	główne składniki stopowe	cechy charakterystyczne składu chemicznego i własności	wpływ składników stopowych na własności
stal austenityczna X10CrNi18-8 X6CrNiMoTi17-12-2 X2CrNiMo17-12-2	17-25% Cr 8-30% Ni maks. 0,15% C do 7% Mo	zwiększenie stężenia Ni, Mo, N, Mn, dodatek Ti, Nb • bardzo dobra ciągliwość i formowalność, • bardzo dobra odporność na korozję, • duża udamność w niskiej temperaturze, • odporność na korozję międzykrystaliczną stali z dodatkiem Ti, Nb.	• Cr obniża potencjał pasywacji i prąd korozyjny, • Ni, N, Mn stabilizują austenit i zwiększają wytrzymałość, • Mo stabilizuje warstwę pasywną, • Ti i Nb stabilizują węgliki.
stal ferrytyczno-austenityczna X2CrNiN23-4 X2CrNiMoN22-5-3	21-28% Cr 3,5-8% Ni maks. 0,05% C do 4,5% Mo	zwiększenie stężenia Cr, Ni • dobre własności mechaniczne, • dobra odporność na korozję.	• Cr obniża potencjał pasywacji i prąd korozyjny, • Cr i Ni zapewniają równowagę między ferrytem i austenitem.
stal utwardzana wydzieleniowo X5CrNiCuNb16-4 X5CrNiMoCuNb14-5	15-28% Cr 4-7% Ni maks. 0,15% C do 3,5% Mo	dodatek Cu, Ti, Al • bardzo dobre własności mechaniczne, • dobra odporność na korozję.	• Cr obniża potencjał pasywacji i prąd korozyjny, • Cu, Ti, Al. tworzą wydzielenia umacniające ferryt, np. Cu, Ni ₃ Al lub Ni ₃ Ti.
stal ferrytyczna X2CrNi12 X6Cr13	10,5%-30% Cr maks. 0,08% C do 4,5% Mo	małe stężenie węgla, ewentualny dodatek Mo • umiarkowana cena, • wyższa wytrzymałość na rozciąganie R_m i odporność na korozję w temperaturze podwyższonej stali zawierającej Mo.	• Cr obniża potencjał pasywacji i prąd korozyjny, • Mo zwiększa wytrzymałość R_m i odporność na korozję w temperaturze podwyższonej.
stale martenzytyczna X12Cr13 X20Cr13	11-18% Cr 0,08-1,2% C	zwiększenie stężenia C • większa twardość i odporność na ścieranie od stali ferrytycznych, • możliwość hartowania.	• C zwiększa hartowność i tworzy węgliki, • Cr obniża potencjał pasywacji i prąd korozyjny.

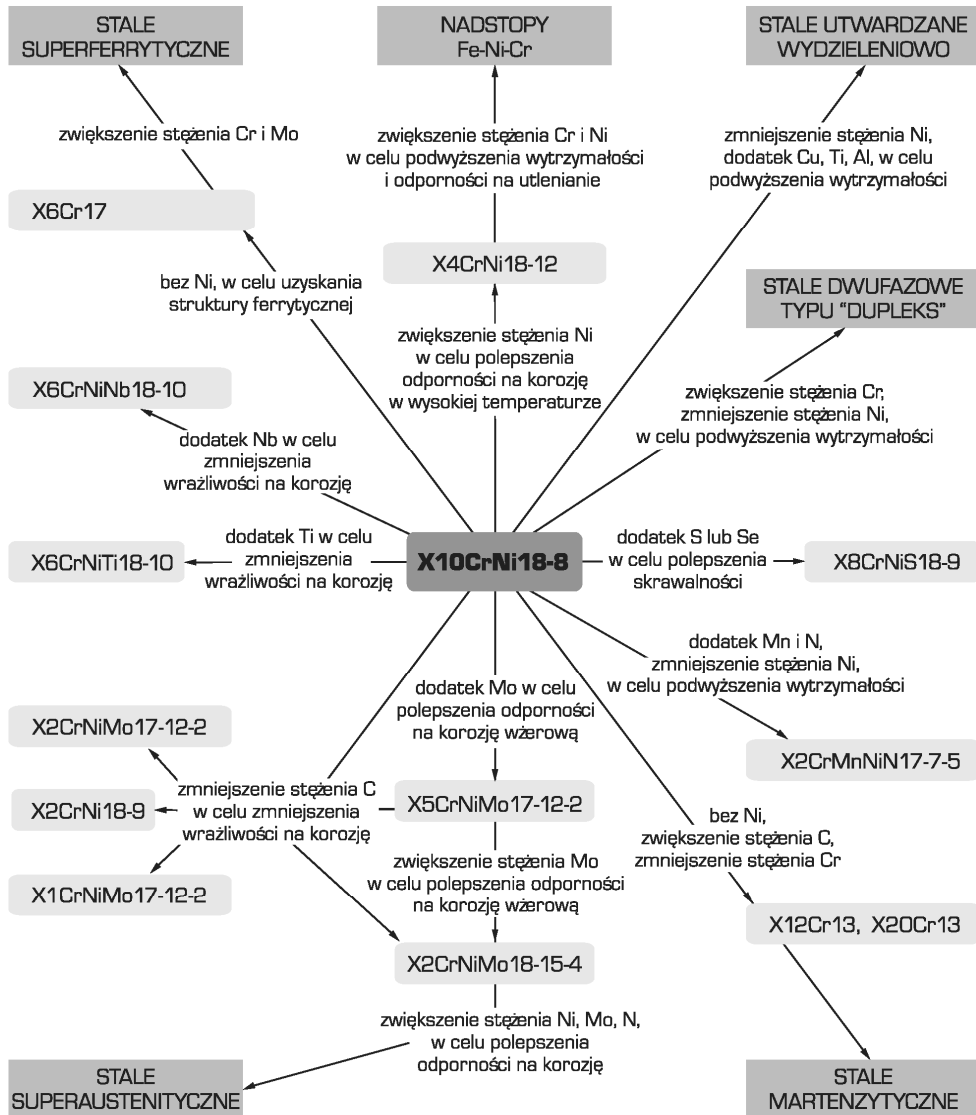


Rysunek 3.3. Zakres stężenia chromu i niklu w stali odpornej na korozję: 1 – austenitycznej, 2 – ferrytyczno-austenitycznej, 3 – uyardowanej wydzieleniowo, 4 – ferrytycznej, 5 – martenzytycznej [58, 67]



Rysunek 3.4. Struktura stali: a – ferrytycznej, b – austenitycznej, c – martenzytycznej, d – ferrytyczno-austenitycznej [58]

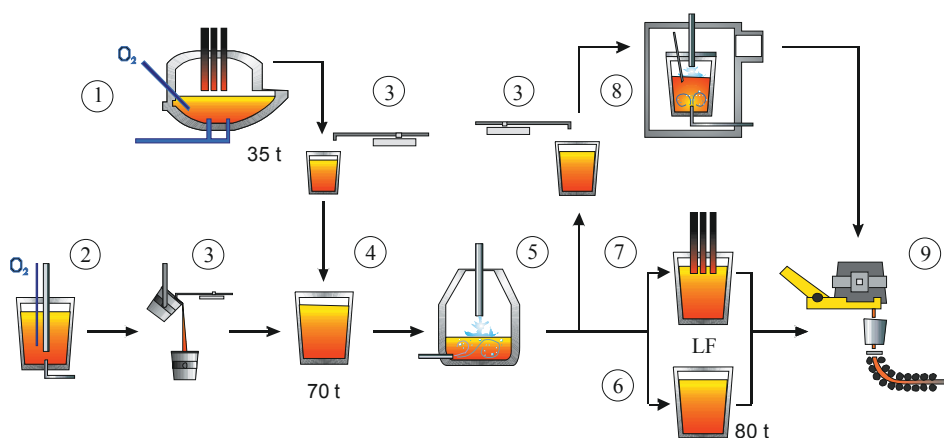
Na rysunku 3.5 przedstawiono schematycznie kierunki rozwoju stali odpornych na korozję chromowo-niklowych w ostatnich dziesięcioleciach. Na rysunku 3.6 przedstawiono natomiast przykładowo schemat linii technologicznej wytwarzania stali odpornych na korozję w hucie koncernu Acastia w Brazylii [20, 22].



Rysunek 3.5. Kierunki rozwoju stali Cr-Ni odpornych na korozję; przykłady dobrano spośród gatunków objętych aktualną normą PN-EN 10088-1:2007 (opracowano wg materiałów Nickel Development Institute) [22]

Stale odporne na korozję, należące do klasy stali nierdzewnych, są objęte normą PN-EN 10088-1:2007 (tabl. 3.11 do 3.15). Wymagania dotyczące blach i taśm zawarto w normach PN-EN 10088-2:2007, PN-EN 10088-4:2010 i PN-EN 10028-7:2009, prętów, drutu i kształtowników – w PN-EN 10088-3:2007, PN-EN 10088-5:2010 i PN-EN 10272:2009, odkuwek – w PN-EN 10250-4:2001 i PN-EN 10222-5:2002, rur – w PN-EN 10216-5:2006, PN-EN 10217-7:2006, PN-EN 10296-2:2007, PN-EN 10297-2:2007, PN-EN 10312:2006 i PN-EN ISO 13680:2009, do spęczania i wyciskania na zimno – w PN-EN 10263-5:2004, taśm i drutów na sprężyny – w PN-EN 10151:2005 i PN-EN 10270-3:2011, blach na pokrycia dachowe – w PN-EN 508-3:2008, drutów na liny – w PN-EN 10264-4:2012, natomiast na elementy złączne – w PN-EN 10269:2004. Stale odporne na korozję zgodnie z normami europejskimi mają oznaczenie składające się z litery X, liczby podającej średnie stężenie C w setnych częściach %, symboli głównych pierwiastków stopowych, a za nimi liczb (rozdzielonych poziomą kreską) podających średnie stężenie masowe głównych pierwiastków stopowych w % [20, 22].

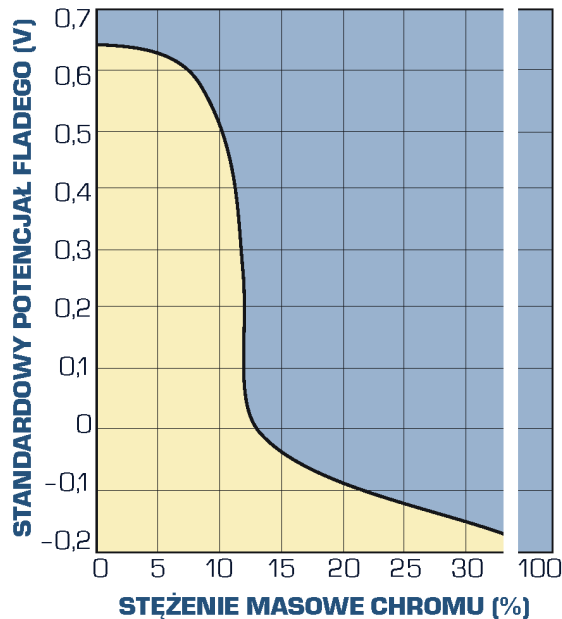
Podstawowym dodatkiem stopowym w stalach odpornych na korozję jest chrom. W stężeniu większym od 13% powoduje on zmniejszenie poniżej zera standardowego potencjału Fladego^{*)}



Rysunek 3.6. Schemat nowoczesnej linii produkcyjnej wytapiania stali odpornej na korozję w hucie koncernu Acastia w Brazylii; 1 – łukowy piec elektryczny, 2 – odfosforowanie, 3 – usuwanie żużla, 4 – kadź załadunkowa, 5 – odwęglanie argonowo-tlenowe (AOD), 6 – kadź, 7 – piecokadź, 8 – odwęglanie próżniowo-tlenowe (VOD), 9 – urządzenie do ciągłego odlewania stali [22]

^{*)} Powierzchnia spasywowanego metalu, np. Fe, w elektrolicie o pH = 0 po przerwaniu przepływu prądu anodowego w krótkim czasie traci właściwości pasywne, początkowo przez kilka sekund powoli, a po osiągnięciu charakterystycznego dla danego metalu potencjału Fladego – gwałtownie, osiągając wartość odpowiadającą standardowemu aktywnemu potencjałowi metalu, w tym przypadku – Fe.

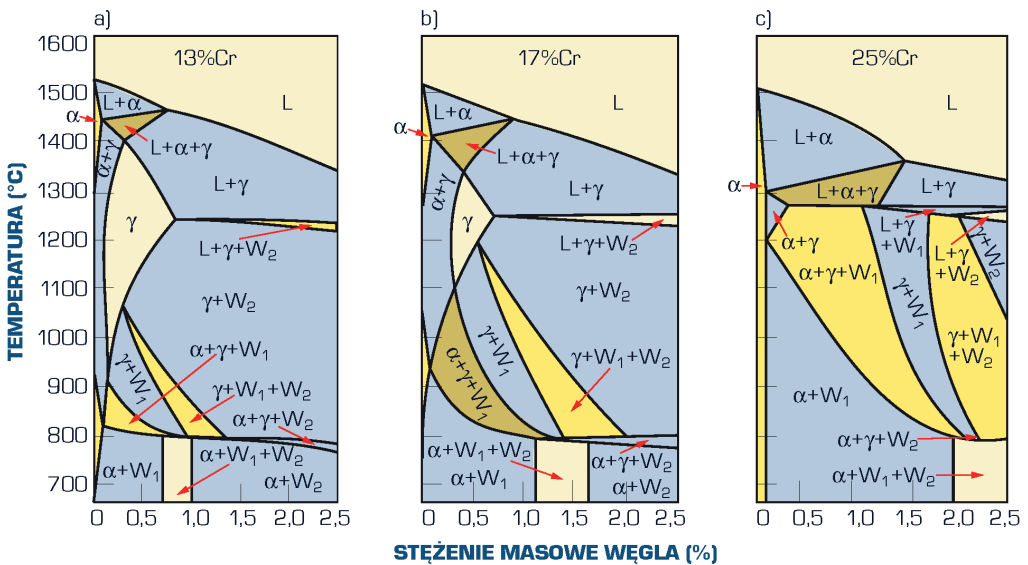
w porównaniu z wartością ok. 0,63 V, odpowiadającą czystemu Fe (rys. 3.7). Stopy żelaza o stężeniu powyżej 13% Cr wykazują więc większą skłonność do tworzenia warstw pasywnych, o trwałości większej niż tworzonych na czystym żelazie. Decyduje to o znacznej odporności na korozję wysokochromowych stopów żelaza. Chrom stabilizuje odmianę $Fe\alpha$, ograniczając występowanie austenitu. W stopach Fe-Cr maksymalna rozpuszczalność Cr w austenicie wynosi 12%. Przy stężeniu większym od 12% Cr w stopach Fe-Cr w całym zakresie od temperatury pokojowej do temperatury solidusu trwały jest ferryt. Węgiel powoduje przesunięcie zakresu występowania austenitu przy większym stężeniu Cr, zwiększając zakres obszaru dwufazowego $\alpha + \gamma$ (rys. 3.8). Stale o małym stężeniu węgla poddaje się wyżarzaniu w temperaturze 680-1000°C z chłodzeniem w powietrzu lub wodzie. Stale te wykazują strukturę ferrytyczną, dobrą odporność na korozję i wytrzymałość na rozciąganie 380-750 MPa (tabl. 3.11, według PN-EN 10088-1:2007 do PN-EN 10088-5:2010). Ze względu na obecność C w stalach o strukturze ferrytycznej mogą występować węgliki, w wysokiej temperaturze ulegające rozpuszczeniu w roztworze stałym. Sprzyja to powstawaniu niewielkiego udziału austenitu, który ulega następnie przemianom w martenzyt podczas chłodzenia. Zmniejsza to plastyczność



Rysunek 3.7. Wpływ Cr na potencjał Fladego stali (według H.J. Rocha’ego i G. Lennartza oraz P. Kinga i H.H. Uhliga) [22]

i spawalność tych stali, powodując pęknięcia. W celu uniknięcia tego zjawiska do stali ferrytycznych dodaje się Ti w stężeniu około pięciokrotnie większym od łącznego stężenia C i N. Węglik tytanu są trwałe do znacznie wyższej temperatury – ok. 1150°C, co uniemożliwia tworzenie się austenitu podczas obróbki cieplnej. Oddziaływanie podobne jak Ti mają dodatki Nb lub Zr (tabl. 3.11). W niektórych gatunkach stali o strukturze ferrytycznej występuje również dodatek 0,1-0,3% Al, stabilizujący ferryt, co również zapobiega niekorzystnemu tworzeniu się austenitu podczas obróbki cieplnej. Gatunki mające podwyższone stężenie S ponad 0,15% cechują się dużą skrawalnością, jednak ich odporność na korozję jest zmniejszona [20, 22].

Stale o stężeniu 13 i 17% Cr, przy stężeniu węgla większym od odpowiednio 0,1 i 0,05% (tabl. 3.12) w wysokiej temperaturze mają strukturę dwufazową $\alpha + \gamma$, a przy jeszcze większym stężeniu węgla – strukturę jednofazową γ (rys. 3.8). W stalach o stężeniu ok. 17% Cr obszar γ może być poszerzony po wprowadzeniu ok. 2% Ni. Występowanie austenitu w wysokiej temperaturze umożliwia hartowanie tych stali po chłodzeniu w powietrzu w celu uzyskania struktury martenzytycznej i następne ich odpuszczanie. Struktura martenzytu odpuszczonego zapewnia tym stalom większe własności wytrzymałościowe, do ok. 1100 MPa (tabl. 3.12,



Rysunek 3.8. Przekroje stężeniowe trójskładnikowego układu równowagi Fe-Cr-C przy stałym stężeniu a) 13% Cr, b) 17% Cr, c) 25% Cr (według K. Bungardta, E. Horn i E. Kunzega)
 L – ciecz, γ – austenit, α – ferryt, W_1 – $(Cr,Fe)_{23}C_6$, W_2 – $(Cr,Fe)_7C_3$ [22]

według PN-EN 10088-1:2007 do PN-EN 10088-5:2010), przy nieco mniejszej odporności na korozję w porównaniu ze stalami wysokochromowymi o strukturze ferrytycznej. Niektóre stale z tej grupy mają największe stężenie węgla, ok. 1%, wśród stali odpornych na korozję [20, 22].

Stale odporne na korozję utwardzane wydzieleniowo cechują się większymi własnościami wytrzymałościowymi w porównaniu ze stalami o strukturze martenzytu odpuszczonego umiarkowanego tylko wydzieleniami węglików. Skład chemiczny tych stali (tabl. 3.13, według PN-EN 10088-1:2007 do PN-EN 10088-5:2010) jest tak dobrany, aby przy małym stężeniu węgla

Tablica 3.11. Orientacyjny skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej i wytrzymałość ferrytycznych, wysokochromowych stali odpornych na korozję [20, 22]

Znak stali	Stężenie pierwiastków ¹⁾ , %				Temperatura wyżarzania ²⁾ , °C	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa
	C	Cr	Mo	inne		
X2CrNi12	≤0,03	11,5	–	Ni: 0,65	700-760	450-650
X2CrTi12	≤0,03	11,5	–	Ti: $6 \cdot (C+N) \leq 0,65$	770-830	380-560
X6CrNiTi12	≤0,08	11,5	–	Ni: 1, Ti: 0,2	790-850	450-650
X6Cr13	≤0,08	13	–	–	750-810	400-600
X6CrAl13	≤0,08	13	–	Al: 0,2	750-810	400-600
X2CrTi17	≤0,025	17	–	Ti: 0,45	820-880	380-530
X6Cr17	≤0,08	17	–	–	770-830	450-600
X3CrTi17	≤0,05	17	–	Ti: $4 \cdot (C+N) + (0,15-0,8)$	770-830	420-600
X1CrNb15	≤0,02	15	–	Nb: 0,4	770-830	380-560
X3CrNb17	≤0,05	17	–	Nb: $12 \cdot C \leq 1$	790-850	420-600
X6CrMo17-1	≤0,08	17	1,15	–	790-850	450-630
X6CrMoS17	≤0,08	17	0,4	S: 0,25	750-850 ³⁾	430-630 ³⁾
X2CrMoTi17-1	≤0,025	17	1,1	Ti: 0,45	820-880	400-550
X2CrMoTi18-2	≤0,025	18,5	2,15	Ti: $4 \cdot (C+N) + (0,15-0,8)$	820-880	400-640
X2CrMoTiS18-2	≤0,03	18,3	2,25	Ti: 0,55, S: 0,25, $C+N \leq 0,04$	1000-1050 ³⁾	430-600 ³⁾
X6CrNi17-1	≤0,08	17	–	Ni: 1,4	750-810	500-750
X5CrNiMoTi15-2	≤0,08	14,5	0,7	Ni: 1,8, Ti: 0,4	750-800	550-750
X6CrMoNb17-1	≤0,08	17	1,1	Nb: $7 \cdot (C+N) + (0,1-1)$	800-860	480-560
X2CrNbZr17	≤0,03	16,8	–	Nb: 0,45, $Zr \geq 7 \cdot (C+N) + 0,15$	870-930	400-550
X2CrTiNb18	≤0,03	18	–	Nb: $3 \cdot C + (0,3-1)$, Ti: 0,35	870-930	430-630
X2CrMoTi29-4	≤0,025	29	4	Ti: $4 \cdot (C+N) + (0,15-0,8)$	900-1000	550-700

¹⁾ P ≤0,03 do ≤0,04, S ≤0,01 do ≤0,015, Mn ≤0,5 do ≤1,5, Si ≤0,5 do ≤1,5, N ≤0,015 do ≤0,045; wartości bez znaku ≤ oznaczają stężenie średnie.

²⁾ Chłodzenie po wyżarzeniu: w powietrzu lub wodzie.

³⁾ wg PN-EN 10088-3:2007.

Tablica 3.12. Orientacyjny skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej i wytrzymałość martenzytycznych wysokochromowych stali odpornych na korozję [20, 22]

Znak stali	Stężenie pierwiastków ¹⁾ , %				Warunki obróbki cieplnej, °C/ośrodek chłodzący ²⁾		Wytrzymałość R_m , MPa lub twardość
	C	Cr	Mo	inne	hartowanie	odpuszczanie	
X12Cr13	0,12	12,5	–	Ni ≤0,75	950-1010/o,p	620-780	550-850
X12CrS13	0,11	13	≤0,6	S: 0,25	950-1000/o,p	680-780	650-850 ⁴⁾
X15Cr13	0,15	13	–	–	950-1030/o,p	660-780	550-850
X20Cr13	0,2	13	–	–	950-1050/o,p	200-780	650-950
X30Cr13	0,3	13	–	–	950-1050/o,p	200-730	800-1000
X29CrS13	0,29	12,8	≤0,6	S: 0,2	950-1050/o,p	625-675	850-1050 ⁴⁾
X39Cr13	0,39	13,5	–	–	950-1050/o,p	650-700	800-1100 ⁴⁾
X46Cr13	0,46	13,5	–	–	950-1050/o,p	200-700	47-53 HRC
X46CrS13	0,46	13,3	–	S: 0,25	950-1050/o,p	650-700	47-53 HRC
X38CrMo14	0,39	13,8	0,8	–	1000-1100/o,p	200-350	46-52 HRC
X55CrMo14	0,54	14	0,65	V ≤0,15	1000-1100/o,p	200-350	50-56 HRC
X40CrMoVN16-2	0,42	15	1,8	V ≤1,5, N: 0,2	³⁾	³⁾	49-55 HRC
X14CrMoS17	0,14	16,5	0,4	S: 0,25	950-1070/o,p	550-650	650-850 ⁴⁾
X39CrMo17-1	0,39	16,5	1,05	Ni ≤1	1000-1100/o,p	200-350	47-53 HRC
X50CrMoV15	0,5	14,5	0,65	V: 0,15	980-1030/o,p	200-350	50-55 HRC
X70CrMo15	0,68	15	0,6	–	990-1040/o,p	200-350	54-58 HRC
X105CrMo17	1,03	17	0,6	–	1000-1050/o,p,k	200-350	56-60 HRC
X90CrMoV18	0,9	18	1,1	V: 0,1	1000-1050/o,p,k	200-350	55-59 HRC
X17CrNi16-2	0,17	16	–	Ni: 2	950-1050/o,p	600-800	800-1050 ⁴⁾
X3CrNiMo13-4	≤0,05	13	0,5	Ni: 4, N ≥0,02	950-1050/o,p	510-640	780-1100
X4CrNiMo16-5-1	≤0,06	16	1,15	Ni: 5, N ≥0,02	900-1100/o,p	570-650	840-1100
X1CrNiMoCu12-5-2	≤0,02	12	1,6	Ni: 4,5, Cu: 0,5	900-1050/o,p	600-640	750-950
X1CrNiMoCu12-7-3	≤0,02	12	2,6	Ni: 6,5, Cu: 0,5	900-1050/o,p	600-640	750-950
X2CrNiMoV13-5-2	≤0,03	12,5	2	Ni: 5,5, V: 0,3	950-1050/o,p	500-650	750-1000 ⁴⁾

¹⁾ P ≤0,04, S ≤0,015 do ≤0,03, Mn ≤0,5 do ≤2, Si ≤0,5 do ≤1; wartości bez znaku ≤ oznaczają stężenie średnie.

²⁾ o – olej, p – powietrze, k – kąpiel solna.

³⁾ Brak danych.

⁴⁾ Według PN-EN 10088-3:2007.

(poniżej 0,1%) umożliwić także wydzielanie faz międzymetalicznych (np. Ni₃Mo, NiAl₂) z niskowęglowego martenzytu. Obróbka cieplna tych stali polega na hartowaniu i odpuszczaniu^{*)}. Podczas austenitowania następuje rozpuszczenie pierwiastków stopowych w osnowie austenitycznej, a podczas następnego oziębiania zachodzi przemiana martenzytyczna. Podczas oziębiania stali zawierających ok. 7% Ni korzystne jest wymrażanie w celu wymuszenia przemiany austenitu w martenzyt niskowęglowy o małej twardości. Wysoką wytrzymałość, nawet do ponad 1400 MPa (tabl. 3.13), nadaje stali następne odpuszczanie, w czasie którego wydzielają się węgliki i fazy międzymetaliczne z martenzytu. Stale o osnowie austenitycznej poddaje się przesycaniu i starzeniu, a umocnienie następuje w czasie starzenia w wyniku wydzielania dyspersyjnych faz międzymetalicznych w austenicie [22].

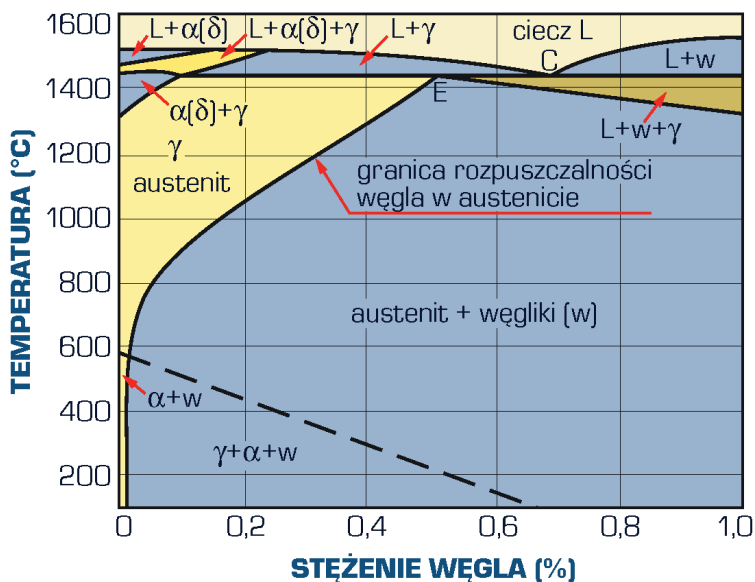
Tablica 3.13. Orientacyjny skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej i wytrzymałość utwardzanych wydzieleniowo stali odpornych na korozję [20, 22]

Znak stali	Stężenie pierwiastków ¹⁾ , %					Warunki obróbki cieplnej, °C/ośrodek chłodzący ³⁾		Wytrzymałość na rozciąganie R _m , MPa
	C	Cr	Ni	Mo	inne	hartowanie lub przesycanie	odpuszczanie lub starzenie	
X5CrNiCuNb16-4	≤0,07	16	4	≤0,6	Cu: 4, Nb: 5·C ≤0,45	1025-1055/p	470-630	≥850-1270 ⁶⁾
X7CrNiAl17-7	≤0,09	17	7,2	–	Al: 1,1	945-965/ww	500-520	≥1450 ⁶⁾
X5CrNiMoCuNb14-5	≤0,07	14	5,5	1,6	Cu: 1,6, Nb: 0,4	1030-1050/o,p	550-620/p	930-1270
X1CrNiMoAlTi12-9-2 ²⁾	≤0,015	12	9	2	Al: 0,7, Ti: 0,33	820-860/w,p ⁴⁾	540-560 ⁵⁾	≥1200
X1CrNiMoAlTi12-10-2 ²⁾	≤0,015	12	9,7	2	Al: 0,95, Ti: 0,34	820-860/w,p ⁴⁾	≥530 ⁵⁾	≥1400
X5NiCrMoVB25-12-2 ²⁾	≤0,08	14,5	25,5	1,25	Ti: 2,1, V: 0,3, B: 0,006	970-990/w,o ⁴⁾	710-730 ⁵⁾	880-1150
¹⁾ P ≤0,01 do ≤0,04; S ≤0,003 do ≤0,03; Mn ≤0,1 do ≤2; Si ≤0,1 do ≤1; wartości bez znaku ≤ oznaczają stężenie średnie. ²⁾ Stale o osnowie austenitycznej, według PN-EN 10088-3:2007.						³⁾ o – olej, p – powietrze, w – woda, ww – szybko do 20°C i wymrażanie w -70°C przez 9 h. ⁴⁾ Przesycanie. ⁵⁾ Starzenie. ⁶⁾ Według PN-EN 10088-2:2007.		

*) Definicje obróbki cieplnej prowadzącej do umocnienia wydzieleniowego stali, zawarte w PN-EN 10052:1999, są nieściśle. W książce konsekwentnie tę operację, w czasie której po austenitowaniu zachodzi przemiana martenzytyczna, określa się jako hartowanie, pomimo że niskowęglowy martenzyt cechuje się małą twardością. Następująca po hartowaniu operacja jest odpuszczaniem.

Wysoką odporność na korozję elektrochemiczną wykazują stale i stopy jednofazowe. W przypadku dodania więcej niż 8% Ni do stali zawierających co najmniej 18% Cr stale te w całym zakresie temperatury wykazują strukturę austenitu (rys. 3.9). Stale o strukturze austenitycznej mają wyższe własności mechaniczne, większą odporność na korozję i mniejszą skłonność do rozrostu ziarn niż stale o strukturze ferrytycznej. W stalach Cr-Ni typu 18-8 rozpuszczalność węgla w austenicie zmniejsza się wraz z obniżeniem temperatury i w temperaturze pokojowej wynosi ok. 0,04% (rys. 3.9). Zmniejszającej się rozpuszczalności C w austenicie towarzyszy wydzielanie się węglików $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ [20, 22].

Jednofazową strukturę austenitu o wysokiej odporności na korozję, bez wydzielen węglików, stal uzyskuje w wyniku przesycania w wodzie z temperatury 1100°C. W przypadku ponownego nagrzania tak obrobionej stali do temperatury wyższej od ok. 500°C, np. w warunkach pracy lub w czasie spawania, następuje wydzielanie węglików chromu w postaci siatki, nierzadko przerywanej na granicach ziarn, a w przypadku spawania – w strefie wpływu ciepła. Proces ten jest związany z dechromizacją obszarów przyległych do granic ziarn austenitu (rys. 3.10) i korozją międzykrystaliczną. W temperaturze ok. 500°C szybkość dyfuzji Cr jest bowiem znacznie mniejsza od szybkości dyfuzji C. Węgiel tworzący węgliki pochodzi więc z obszaru

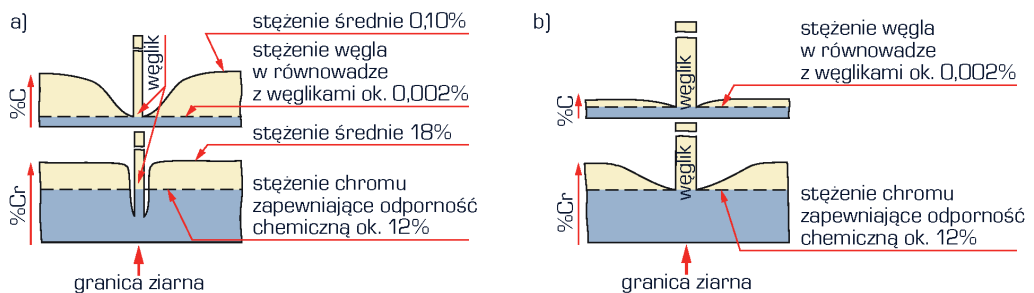


Rysunek 3.9. Wpływ węgla na strukturę stali o stężeniu 18% Cr i 8% Ni (według F.H. Keatinga) [22]

całego ziarna, natomiast Cr – z obszarów przyległych do jego granic. Może to powodować lokalne zmniejszenie stężenia Cr poniżej ok. 12% (rys. 3.10). Z tego powodu następuje gwałtowny wzrost potencjału Fladego stali w tych miejscach i uwrażliwienie jej na działanie korozji elektrochemicznej, przebiegającej po granicach ziarn. Szybkość dyfuzji Cr w temperaturze ok. 650°C jest znacznie większa niż w niższej temperaturze i dlatego korozja międzykrystaliczna po nagrzaniu do tej temperatury nie zachodzi. Podobnie wpływa znaczne przedłużenie wygrzewania stali, nawet w stosunkowo niskiej temperaturze – zbliżonej do 500°C. Wrażliwość na korozję międzykrystaliczną zależy więc od stężenia węgla w roztworze, temperatury i czasu wygrzewania, co można przedstawić na wykresie *CTW* (czas-temperatura-wrażliwość na korozję międzykrystaliczną), podobnym do wykresów *CTP* (rys. 3.11).

W celu skutecznego przeciwdziałania korozji międzykrystalicznej nie można dopuścić do wydzielenia węglików chromu. Osiąga się to przez [20, 22]:

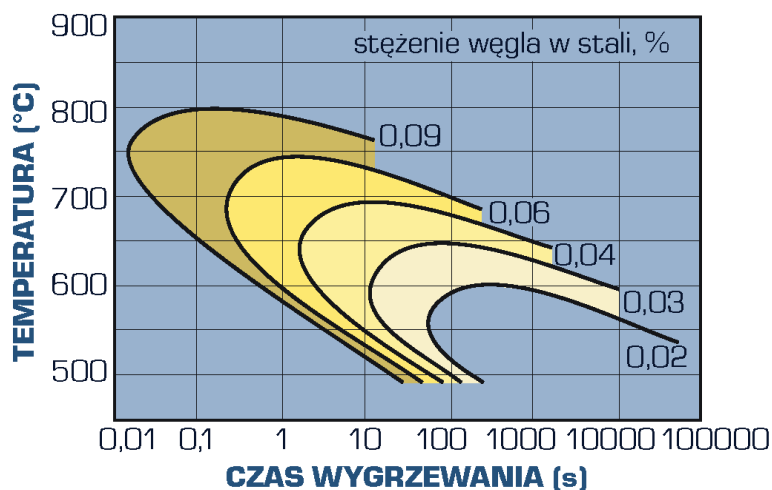
- ponowne przesycaenie stali, co może być stosowane tylko do elementów o niewielkich wymiarach;
- zmniejszenie stężenia C poniżej 0,03%; w niektórych gatunkach dopuszcza się stężenie węgla nie większe niż 0,07%; sposób ten należy uznać za najbardziej skuteczny, choć wymagający specjalnych zabiegów metalurgicznych;
- tzw. stabilizowanie stali przez wprowadzenie pierwiastków węglilotwórczych o większym od Cr powinowactwie chemicznym do węgla, najczęściej Ti lub Nb; pierwiastki te tworzą trwałe węgliki typu MX, nieprzechodzące do roztworu stałego podczas przesycaenia; ich stężenie jest dobierane tak, aby związać cały węgiel: %Ti ≥ 4·%C, %Nb ≥ 8·%C.



Rysunek 3.10. Schemat wpływu wydzielenia węglików typu $M_{23}C_6$ na zmiany stężenia węgla i chromu w pobliżu granicy ziarn w stalach wysokochromowych a) uwrażliwionych na korozję międzykrystaliczną, b) odpornych na ten rodzaj korozji w wyniku przedłużenia czasu i podwyższenia temperatury wygrzewania (według E.C. Baina) [22]

Nadmiar Ti zmniejsza odporność na korozję, zwłaszcza w strefie wpływu ciepła w pobliżu spoiny, a ponadto utlenia się całkowicie w strefie przetopienia spoiny. Ponieważ Nb wykazuje małe powinowactwo chemiczne do tlenu, korzystne jest jego zastosowanie, choć większe są tego koszty. Stale stabilizowane mają dobre własności wytrzymałościowe w temperaturze do ok. 600°C [20, 22].

Dodatek 1-3% Mo zwiększa odporność stali chromowo-niklowych o strukturze austenitycznej na działanie kwasów siarkowego i octowego oraz na korozję wżerową w obecności jonów chlorkowych. Dodatek 2-3% Si polepsza odporność na działanie kwasu solnego i rozcieńczonego kwasu siarkowego, a także żaroodporność. Skłonność stali Cr-Ni do korozji naprężeniowej zmniejsza dodatek ok. 3% Cu. Kolejne dodatki stopowe w stalach Cr-Ni typu 18-8, przy zróżnicowanym stężeniu C i N, wpływają na przesunięcie zakresu istnienia faz i zmiany stabilności struktury austenitycznej. Objętość względna ferrytu wysokochromowego w nierdzewnej stali chromowo-niklowej określana jest na podstawie jej składu chemicznego. Wpływ składników stopowych ferrytotwórczych i austenitotwórczych na równowagę ferrytu i austenitu wyraża się przez ekwiwalenty stężenia chromu i niklu. Ekwiwalent stężenia chromu Cr jest równy sumie stężenia chromu oraz innych składników ferrytotwórczych pomnożonej przez współczynniki oznaczające wpływ tych składników na objętość względną ferrytu w stosunku do wpływu chromu. Ekwiwalent stężenia niklu Ni jest równy sumie stężenia niklu



Rysunek 3.11. Wykres CTW czas-temperatura-wrażliwość na korozję międzykrystaliczną stali Cr-Ni typu 18-8 o różnym stężeniu węgla (według H.J. Rocha'ego) [22]

oraz innych składników austenitotwórczych pomnożonej przez współczynniki oznaczające wpływ tych składników na objętość względną austenitu w stosunku do wpływu niklu. Ekwiwalenty stężenia chromu i niklu według Schaefflera oblicza się z zależności [13]:

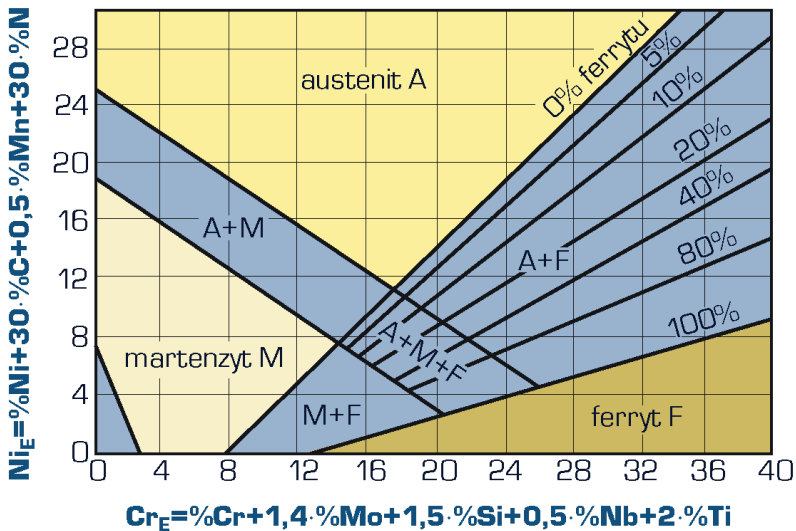
$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb, \quad (3.1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn. \quad (3.2)$$

Orientacyjne określenie składu fazowego stali Cr-Ni w zależności od stężenia dodatków stopowych umożliwia wykres Schaefflera (rys. 3.12), podające skład fazowy spoiny stali po szybkim chłodzeniu z temperatury spawania. Struktura jednorodnego austenitu bez obecności martenzytu lub ferrytu $Fe\alpha$ występuje tylko w ściśle określonym zakresie stężenia C, N, Cr, Ni i innych pierwiastków stopowych. Jednofazowa struktura austenityczna uniemożliwia zwiększenie własności wytrzymałościowych tej grupy stali w procesie obróbki cieplnej. Zwiększenie wytrzymałości stali austenitycznych można uzyskać dodając azot lub przez odkształcenie plastyczne na zimno [20, 22].

Większą dokładność oznaczenia udziału ferrytu umożliwia wykres DeLonga (rys. 3.13), w którym ekwiwalent stężenia niklu, uwzględniający wpływ azotu, obliczany jest według zależności:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \cdot \%N + 30 \cdot \%C. \quad (3.3)$$

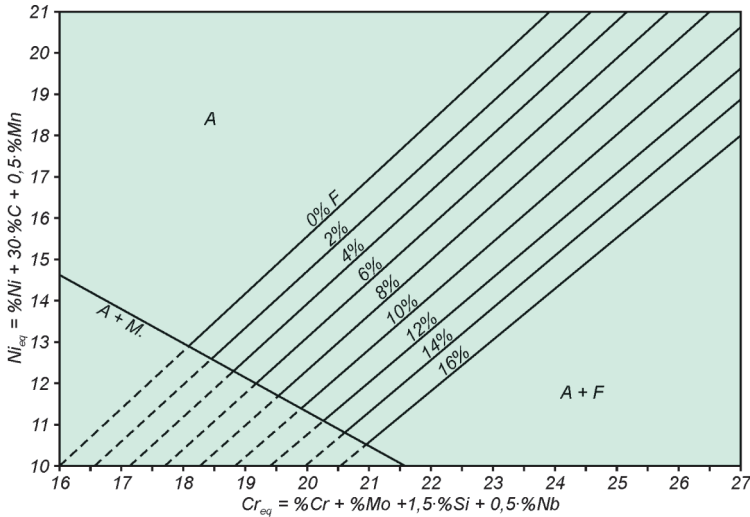


Rysunek 3.12. Wpływ pierwiastków austenito- i ferrytotwórczych na strukturę spoiny stali Cr-Ni typu 18-8, spawanej i szybko ochłodzonej z temperatury krzepnięcia do temperatury pokojowej (według A.L. Schaefflera) Cr_E – ekwiwalent chromu, Ni_E – ekwiwalent niklu [22]

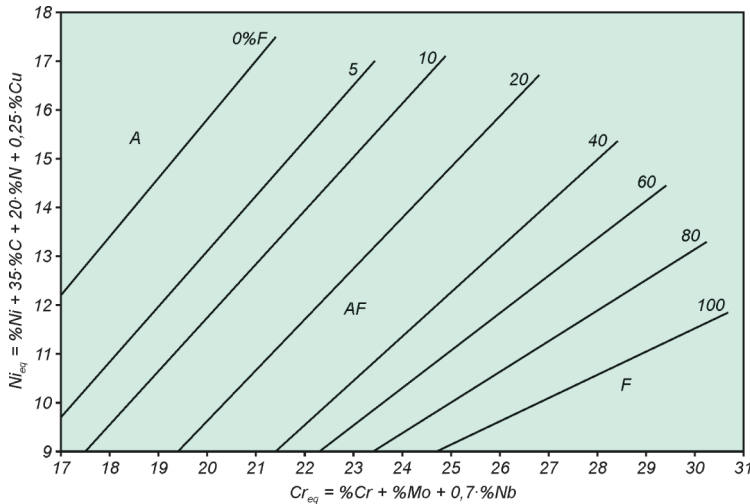
Opracowany, na podstawie wyników badań magnetycznych udziału fazy ferromagnetycznej, przez Welding Research Council, wykres WRC-92 (rys. 3.14) uwzględnia dodatkowo rolę miedzi. Ekwiwalenty stężenia chromu i niklu obliczane są w tym przypadku z zależności:

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0,7 Nb, \tag{3.4}$$

$$Ni_{eq} = Ni + 35 C + 20 N + 0,25 Cu. \tag{3.5}$$



Rysunek 3.13. Wykres DeLonga umożliwiający ocenę składu fazowego złączy spawanych ze stali austenitycznych z azotem [16]



Rysunek 3.14. Wykres WRC-92 pozwalający na ocenę udziału ferrytu w złączach spawanych ze stali austenitycznych z dodatkiem miedzi [18]

Skład chemiczny, warunki przesycania oraz wytrzymałość stali chromowo-niklowych o strukturze austenitycznej odpornych na korozję zestawiono w tablicy 3.14 (według PN-EN 10088-1:2007 do PN-EN 10088-5:2010). Stale o największym stężeniu Cr, Ni i Mo mają strukturę bardzo stabilnego austenitu, przez co są nazywane stalami w pełni austenitycznymi lub super-austenitycznymi. Cechują się one bardzo dużą odpornością na korozję, jednak ze względu na cenę powinny być stosowane jedynie w uzasadnionych przypadkach [20, 22].

Tablica 3.14. Orientacyjny skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej oraz wytrzymałość na rozciąganie austenitycznych stali odpornych na korozję [20, 22]

Znak stali	Stężenie pierwiastków ¹⁾ , %						Temperatura przesycania ²⁾ , °C	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa
	C	Cr	Ni	Mn	Mo	inne		
X5CrNi17-7	≤0,07	17	7		–	N ≤0,11	1000-1100	550-750
X10CrNi18-8	0,1	17,5	7,8		≤0,8	N ≤0,11	1010-1090	600-950
X9CrNi18-9	0,09	18	9		–	–	1000-1100	550-750 ⁴⁾
X2CrNi18-7	≤0,03	17,5	7		–	N: 0,15	1020-1100	630-830
X2CrNi18-9	≤0,03	18,5	9,3		–	N ≤0,11	1000-1100	500-700
X2CrNi19-11	≤0,03	19	11		–	N ≤0,11	1000-1100	500-700
X5CrNi19-9	≤0,06	19	9,5		–	N: 0,17	1000-1100	500-750
X2CrNi18-10	≤0,03	18,5	10	≤2	–	N: 0,17	1000-1100	550-720
X5CrNi18-10	≤0,07	18,5	9,3		–	N ≤0,11	1000-1100	520-720
X8CrNiS18-9	≤0,1	18	9		–	Cu ≤1, S: 0,25	1000-1100	500-700
X6CrNiTi18-10	≤0,08	18	10,5		–	Ti: 5·C ≤0,7	1000-1100	500-700
X6CrNiNb18-10	≤0,08	18	10,5		–	Nb: 10·C ≤1	1020-1120	500-700
X4CrNi18-12	≤0,06	18	12		–	N ≤0,11	1000-1100	500-650
X1CrNi25-21	≤0,02	25	21		≤0,2	N ≤0,11	1030-1110	470-670
X2CrNiMo17-12-2	≤0,03	17,5	11,5	≤2	2,3	N ≤0,11	1030-1110	520-670

Znak stali	Stężenie pierwiastków ¹⁾ , %						Temperatura przesycań ²⁾ , °C	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa
	C	Cr	Ni	Mn	Mo	inne		
X2CrNiMoN17-11-2	≤0,03	17,5	11,3		2,3	N: 0,17	1030-1110	580-780
X5CrNiMo17-12-2	≤0,07	17,5	11,5		2,3	N ≤0,11	1030-1110	520-670
X6CrNiMoTi17-12-2	≤0,08	17,5	12		2,3	Ti: 5·C≤0,7	1030-1110	520-670
X6CrNiMoNb17-12-2	≤0,08	17,5	12		2,3	Nb: 10·C≤1	1030-1110	520-720
X1CrNiMoN25-22-2	≤0,02	25	22		2,3	N: 0,13	1070-1150	540-740
X2CrNiMo17-12-3	≤0,03	17,5	11,8		2,8	N ≤0,11	1030-1110	520-670
X2CrNiMoN17-13-3	≤0,03	17,5	12,5		2,8	N: 0,17	1030-1110	580-780
X3CrNiMo17-13-3	≤0,05	17,5	11,8		2,8	N ≤0,11	1030-1110	530-730
X3CrNiMo18-12-3	≤0,035	17,6	12		2,5	Cu ≤1, N ≤0,08	1020-1120	500-700
X2CrNiMo18-14-3	≤0,03	18	13,8		2,8	N ≤0,11	1030-1110	520-670
X2CrNiMoN18-12-4	≤0,03	18	12,3		3,5	N: 0,15	1070-1150	540-740
X2CrNiMo18-15-4	≤0,03	18,5	14,5		3,5	N ≤0,11	1070-1150	520-720
X2CrNiMoN17-13-5	≤0,03	17,5	13,5		4,5	N: 0,17	1060-1140	580-780
X1CrNiSi18-15-4	≤0,015	17,5	15		≤0,2	Si: 4,1, N ≤0,11	1070-1150	530-730
X11CrNiMnN19-8-6	0,11	18,5	7,5	6,3	–	N: 0,25	1000-1100	750-950
X12CrMnNiN17-7-5	≤0,15	17	4,5	6,5	–	N: 0,15	1000-1100	750-950
X2CrMnNiN17-7-5	≤0,03	16,5	4,5	7	–	N: 0,18	1000-1100	630-830
X12CrMnNiN18-9-5	≤0,15	18	5	9	–	N: 0,15	1000-1100	600-800
X8CrMnNiN18-9-5	0,08	18	5,5	9,5	≤0,5	N: 0,28, Cu ≤0,4	1000-1100	700-900 ⁴⁾
X8CrMnCuNB17-8-3	≤0,1	17	≤2	7,5	≤1	Cu: 2,8, N: 0,23, B: 0,003	1000-1100	580-780
X3CrNiCu19-9-2	≤0,035	18,5	8,5	1,8	–	Cu: 1,8, N ≤0,11	1000-1100	450-650 ⁴⁾

Znak stali	Stężenie pierwiastków ¹⁾ , %						Temperatura przesycań ²⁾ , °C	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa
	C	Cr	Ni	Mn	Mo	inne		
X2CrNiCu19-10	≤0,03	19,3	9,5	≤2	–	Cu ≤1, N ≤0,08	1000-1100	³⁾
X6CrNiCuS18-9-2	≤0,08	18	9	≤2	≤0,6	Cu: 1,6, S: 0,25, N ≤0,11	1000-1100	500-710 ⁴⁾
X3CrNiCu18-9-4	≤0,04	18	9,5	≤2	–	Cu: 3,5, N ≤0,11	1000-1100	450-650 ⁴⁾
X3CrNiCuMo17-11-3-2	≤0,04	17	10,5	≤1	2,3	Cu: 3,3, N ≤0,11	1000-1100	450-650 ⁴⁾
X2CrNiMoCuS17-10-2	≤0,03	17,5	11,5	≤2	2,3	Cu: 1,6, S: 0,15, N ≤0,11	1020-1120	500-700 ⁴⁾
X1CrNiMoCuN20-18-7	≤0,02	20	18	≤1	6,5	Cu: 0,8, N: 0,22	1150-1200	650-850
X1CrNiMoCuNW24-22-6	≤0,02	24	22	3	6	W: 2, Cu:1,5, N: 0,43	1140-1200	800-1000
X1CrNiMoCuN24-22-8	≤0,02	24	22	3	7,5	Cu: 0,45, N: 0,5	1150-1200	750-1000
X1NiCrMoCu25-20-5	≤0,02	20	25	≤2	4,5	Cu: 1,6, N ≤0,15	1060-1140	520-720
X1NiCrMoCuN25-20-7	≤0,02	20	25	≤1	6,5	Cu: 1, N: 0,2	1120-1180	650-850
X1CrNiMoCuN25-25-5	≤0,02	25	25,5	≤2	5,2	Cu: 1,5, N: 0,21	1120-1180	600-800
X1NiCrMoCu31-27-4	≤0,02	27	31	≤2	3,5	Cu: 1,1, N ≤0,11	1070-1150	500-700
X2CrNiMnMoN25-18-6-5	≤0,03	25	17,5	6	4,5	N: 0,45, Nb ≤0,15	1120-1170	800-950
X2NiCrAlTi32-20	≤0,03	21,5	33,5	≤1	–	Al: 0,3, Ti: 8·(C+N) ≤0,6	³⁾	³⁾
¹⁾ P ≤0,02 do ≤0,045, S ≤0,01 do ≤0,03, Si ≤0,25 do ≤2; wartości bez znaku ≤ oznaczają stężenie średnie.						²⁾ Chłodzenie po przesycań w wodzie lub w powietrzu. ³⁾ Brak danych. ⁴⁾ Według PN-EN 10088-3:2007.		

W związku z deficytem Ni stosuje się zastępczo odporne na korozję stale chromowo-niklowo-manganowe o strukturze austenicznej. W celu stabilizacji austenitu oraz rozdrobnienia ziarna do stali tych dodaje się ponadto 0,1-0,3% N. Stale te ustępują nieco pod względem odporności na korozję stalom chromowo-niklowym. Są stosowane na aparaturę chemiczną pracującą pod ciśnieniem w niskiej temperaturze. W środowiskach, takich jak roztwory kwasu mlekowego, octowego i innych, występujących w sokach owocowych, stale Cr-Ni-Mn wykazują dobrą

Tablica 3.15. Orientacyjny skład chemiczny, warunki obróbki cieplnej oraz wytrzymałość na rozciąganie ferrytyczno-austenitycznych stali odpornych na korozję [20, 22]

Znak stali	Stężenie pierwiastków ¹⁾ , %						Temperatura przesycania, °C/ośrodek chłodzący ²⁾	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa
	C	Cr	Ni	N	Mo	inne		
X2CrNiN23-4	≤0,03	23	4,5	0,13	0,35	Cu: 0,35	950-1050/w,p	630-800
X2CrNiCuN23-4	≤0,03	23	4,5	0,13	0,35	Cu: 2	950-1050/w,p	630-800
X2CrNiMoSi18-5-3	≤0,03	18,5	4,9	0,08	2,8	Si: 1,7	1000-1100/w,p	680-900
X3CrNiMoN27-5-2	≤0,05	26,5	5,5	0,13	1,7	–	1020-1100/w,p	620-880 ³⁾
X2CrNiMoN22-5-3	≤0,03	22	5,5	0,16	3	–	1020-1100/w,p	640-840
X2CrNiMoN29-7-2	≤0,03	29	6,7	0,35	2,1	Cu ≤0,8	1040-1120/w,p	750-1000
X2CrNiMoCuN25-6-3	≤0,03	25	7	0,25	3,5	Cu: 1,8	1040-1120/w,p	730-930
X2CrNiMoN25-7-4	≤0,03	25	7	0,3	3,8	–	1040-1120/w,p	730-930
X2CrNiMoCuWN25-7-4	≤0,03	25	7	0,25	3,5	Cu: 0,8, W: 0,8	1040-1120/w,p	730-930

¹⁾ P ≤0,03-0,035, S ≤0,015-0,03, Si ≤0,5-1, Mn ≤1-2; wartości bez znaku ≤ oznaczają stężenie średnie.

²⁾ w – woda, p – powietrze.

³⁾ Według PN-EN 10088-3:2007.

odporność na korozję. Dlatego ze stali tych są wykonywane aparaty do przerobu mleka i jego produktów, urządzenia przetwórstwa warzywno-owocowego oraz inna aparatura przemysłu spożywczego. Skład chemiczny oraz dodatkowe informacje dotyczące poszczególnych gatunków tych stali podano w tablicy 3.14.

Stale odporne na korozję o zwiększonym stężeniu Cr i innych pierwiastków ferrytotwórczych w stosunku do ograniczonego stężenia Ni i innych pierwiastków austenitotwórczych w temperaturze pokojowej cechują się strukturą dwufazową $\alpha + \gamma$ (stale typu „dupleks”). Stale te zawierają zwykle 20-29% Cr, 4-7% Ni oraz dodatki Mo i N, co powoduje, że udział austenitu w tych stalach zawiera się w przedziale ok. 40 do 60%. Stale ferrytyczno-austenityczne mają większe własności wytrzymałościowe w porównaniu ze stalami austenitycznymi oraz cechują się szczególnie dobrą odpornością na korozję naprężeniową. Znormalizowane w kraju stale z tej grupy zestawiono w tablicy 3.15 (według PN-EN 10088-1:2007 do PN-EN 10088-5:2010) [20, 22].

W wielu gałęziach przemysłu szerokie zastosowanie znalazły stale odporne na korozję wytwarzane metodami metalurgii proszków, cechujące się dobrymi własnościami mechanicznymi, dobrą odpornością na korozję, dużą dokładnością i powtarzalnością kształtów oraz

wysoką opłacalnością wytwarzanych z nich produktów, a także oszczędnością energii zużywanej na ich wytwarzanie. Spiekane stale odporne na korozję są stosowane głównie przez przemysł motoryzacyjny. Niekorzystne warunki eksploatacji, zmienne warunki temperaturowe, wilgoć i obecność soli drogowej stwarzają wysokie wymagania stawiane tej grupie stali.

Spiekane stale odporne na korozję, głównie jednofazowe, ugruntowały swą pozycję na rynku produktów ze względu na:

- pożądane własności biomechaniczne (spiekane stale o strukturze ferrytycznej),
- dużą odporność w środowisku korozyjnym (spiekane stale o strukturze austenitycznej).

Stale spiekane o strukturze ferrytycznej w szczególności znalazły zastosowanie na uchwyty lusterek wewnętrznych, elementy wycieraczek, połączenia kołnierzone układu wydechowego, pierścienie sensora systemu antypoślizgowego ABS, elementy mocujące czujników stężenia tlenu w gorących spalinach HEGOS [20, 22].

Spiekane stale o strukturze austenitycznej stosuje się na elementy, od których jest wymagana głównie odporność na korozję i na utlenianie, w tym na elementy zatrzasków pasów bezpieczeństwa, zawory systemu grzewczego, a ponadto m.in. na elementy sprzętu rowerowego, fotograficznego i wędkarskiego.

Spiekane stale odporne na korozję w porównaniu ze stalami wytwarzanymi konwencjonalnie wykazują niższe własności mechaniczne, ze względu na porowatą strukturę o zmniejszonej powierzchni czynnej i mniejszą odporność na korozję, z uwagi na otwarte i połączone ze sobą pory zwiększające powierzchnię reakcji elektrochemicznych w obecności elektrolitu stające się ogniskami korozji wżerowej. Z tego względu kształt, wielkość, struktura i morfologia porów wpływają na własności biomechaniczne tych stali [20, 22].

Proces technologiczny wytwarzania spiekanych stali odpornych na korozję obejmuje kolejno wytworzenie proszku stali lub mieszaniny różnych proszków stali i dodatków stopowych, mieszanie proszków, formowanie proszku oraz spiekanie.

Proszki stali odpornych na korozję są wytwarzane głównie metodą rozpylania z fazy ciekłej gazem obojętnym lub wodą, od czego zależą ich własności. Otrzymywanie mieszaniny proszków stali spiekanej, od czego zależą finalne własności produktów wytwarzanych z tych stali, polega na [20, 22]:

- mieszanii proszków stopu podstawowego z proszkami dodatków stopowych,
- dyfuzyjnym spajaniu proszków stali bazowej i dodatków stopowych,

- całkowitym stopowaniu przez dodanie pierwiastków stopowych z wyjątkiem węgla do ciekłego metalu przed rozpylaniem,
- hybrydowym połączeniu proszków otrzymanych różnymi metodami, np. przez zmieszanie proszków stopowych z proszkami pierwiastków elementarnych.

Stale odporne na korozję mogą być spiekane w atmosferze argonu lub w próżni.

Technologia metalurgii proszków może być również stosowana do wytwarzania dwufazowych stali ferrytyczno-austenicznych typu „dupleks” o kontrolowanym składzie chemicznym i fazowym, ze sterowanymi własnościami mechanicznymi i o wymaganej odporności na korozję. Stale te są wytwarzane kilkoma metodami, przez spiekanie [20, 22]:

- rozpylanych wodą stopowych proszków stali ferrytyczno-austenicznej typu „dupleks”,
- zmieszanych w odpowiednich proporcjach proszków stali ferrytycznej i austenicznej,
- mieszaniny proszków stali austenicznej i krzemu, który jako pierwiastek ferrytotwórczy powoduje częściową destabilizację austenitu i wytworzenie fazy ferrytycznej,
- mieszaniny proszków stali ferrytycznej oraz Mn, Mn/Ni+Si i Mn+Si, powodując wzrost gęstości spieków i uzyskanie struktury dwufazowej,
- proszku bazowego stali jednofazowej (austenicznej lub ferrytycznej) z wprowadzonymi proszkami dodatków stopowych w udziałach zapewniających uzyskanie struktury dwufazowej ferrytyczno-austenicznej, (udziały proszków są ustalane na podstawie wykresu A.L. Schafflera, porównaj rys. 3.12).

W ostatnich latach proces spiekania stali odpornych na korozję łączony jest z obróbką cieplną, polegającą na przyspieszonym chłodzeniu konwekcyjnym bezpośrednio z temperatury spiekania (tzw. „sinter-hardening”). Obniżenie kosztów produkcji elementów ze spiekanych stali odpornych na korozję, ułatwienie procesu spiekania i lepsze własności produktów należą do zalet wynikających z zastosowania takiej technologii. Nowatorskie zastosowanie tego rodzaju obróbki cieplnej spiekanych stali ferrytyczno-austenicznych umożliwia uzyskanie dwufazowej struktury bez wystąpienia wydzielań faz wtórnych wpływających na obniżenie własności mechanicznych i antykorozyjnych stali. W stalach typu „dupleks” nie poddanych temu procesowi, w trakcie różnych operacji technologicznych, zachodzą bowiem liczne procesy wydzieleniowe i przemiany fazowe, odpowiednio w zakresie temperatury 300-600°C i 600-1050°C. Zarodkują i wzrastają fazy zróżnicowane pod względem składu chemicznego i struktury (tabl. 3.16) [20, 22].

Tablica 3.16. Zestawienie faz występujących w stalach ferrytyczno-austenitycznych
 (opracowano według danych zebranych przez Z. Brytana) [22]

Faza (symbol lub wzór strukturalny)	Sieć krystalograficzna	Parametry sieci, nm	Zakres trwałości, °C	Stężenie pierwiastków, %				
				Fe	Cr	Ni	Mo	inne
Feryt (α) ¹⁾	A2	$a=0,286-0,288$	do 1400	60,75	27,9	8,4	2,9	N: 0,05
Austenit (γ) ¹⁾	A1	$a=0,358-0,362$	do 1300	58,86	27,0	10	3,6	N: 0,54
Austenit wtórny (γ_2) ¹⁾	A1	$a=0,3539$	600-1000	60,91	25,3	11,2	2,4	N: 0,19
Feryt wysoko-chromowy (α')	A2	$a=0,287-0,289$	350-750	12	72	3	10	Si: 3
Azotek chromu (Cr_2N) ²⁾	heksagonalna	$a=0,475-0,4796$ $c=0,4429-0,447$	550-1000	2,6	70,6	2,6	7,9	V: 4,4 N: 11,9
Azotek chromu (CrN) ²⁾	regularna	$a=0,414$	550-1000	4,1	63,2	2,4	7,3	Mn: 1,8 N: 21,2
Azotek π ($\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$) ²⁾	regularna	$a=0,647$	500-600	27,4	33,7	2,7	32,8	N: 3,4
Węglik (M_{23}C_6)	regularna	$a=1,056-1,068$	550-1000	33	56,6	1,9	2,8	C: 5,7
Węglik (M_7C_3)	rombowa	$a=0,452$ $b=0,699$ $c=1,211$	950-1100	20,6	68,5	–	1,9	C: 9
σ (FeCr)	tetragonalna	$a=0,8799-0,8828$ $c=0,4544-0,4597$	650-1000	55	29	5	11	–
χ ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$)	regularna	$a=0,8862-0,8878$	600-950	48,2	26,7	3,1	22	–
G	regularna	$a=1,09-1,16$	300-500	15,6	22,7	26,6	26,8	Si: 8,3
R ($\text{Fe}_{28}\text{Cr}_{13}\text{Mo}_{12}$)	heksagonalna	$a=1,0937$ $c=1,9346$	550-800	44,8	25,4	–	28	Co: 1,8
τ (Fe-Cr-Mo)	rombowa	$a=0,4054$ $b=0,3436$ $c=0,2867$	550-650	43,4	23,9	5,7	23	Mn: 4
Lavesa (Fe_2Mo)	heksagonalna	$a=0,473$ $c=0,772$	650-815	38	11	6	45	–

¹⁾ Skład chemiczny faz w stali zawierającej 25,66% Cr, 9,24% Ni, 3,8% Mo i 0,26% N.

²⁾ Średnie stężenie pierwiastków.

Szczególnym przypadkiem stali odpornych na korozję są stale znajdujące zastosowanie do celów medycznych, w tym na implanty chirurgiczne, na implanty w stomatologii, kardiochirurgii i urologii, a także na narzędzia i przyrządy medyczne.

Implantami są wszelkie przyrządy medyczne umieszczane na dłuższy czas wewnątrz organizmu, lub częściowo albo całkowicie pod powierzchnią nabłonka. Implanty są stosowane w różnych dziedzinach chirurgii rekonstrukcyjnej i zabiegowej oraz protetyki. Można wyróżnić:

- implanty chirurgiczne (umieszczane w organizmie metodami chirurgicznymi),
- inne implanty (np. igły, dreny, sączki),
- protezy implantowane (protezy wewnętrzne lub endoprotezy fizycznie zastępujące organ lub tkankę),

a także:

- sztuczne organy (zastępujące w całości lub częściowo funkcję jednego z głównych organów, często w sposób nieanatomiczny).

Ze względu na dziedziny medycznego zastosowania lub konkretnego umiejscowienia w organizmie wśród implantów można wydzielić [20, 22]:

- ortopedyczne (stosowane by wspomóc, zastąpić lub uzupełnić tymczasowo lub na stałe kość, chrząstkę, więzadła, ścięgna lub powiązane z nimi tkanki),
- ustne (stosowane w celu poprawy, zwiększenia lub zastąpienia jakiegokolwiek twardej lub miękkiej tkanki w jamie ustnej, obejmujące szczękę, żuchwę lub staw skroniowo-żuchwowy),
- czaszkowo-twarzowe (stosowane w celu poprawienia lub zastąpienia tkanek twardych lub miękkich w obszarze czaszkowo-twarzowym z wyjątkiem mózgu, oczu i ucha wewnętrznego),
- dentystyczne (stosowane do uzupełnienia ubytków zębów).

Analiza stanu naprężeń i przemieszczeń w układzie implant–tkanka stanowi podstawę doboru własności mechanicznych stosowanych biomateriałów. Ponadto uwzględnia się wzajemne powiązania na styku biomateriał–tkanka–płyn ustrojowy, zależne od własności fizykochemicznych i struktury fazowej biomateriału, a także reakcje odczynowe i immunologiczne oraz biotolerancję implantu w środowisku tkanek i płynów ustrojowych. Materiały te nie powinny ulegać korozji w organizmie człowieka nawet przez kilkadziesiąt lat. Wymaga się od nich wysokiej jakości metalurgicznej oraz stabilnej struktury. Inne wymagania stawiane materiałom stosowanym na implanty przedstawiono przykładowo w tabeli 3.1. Materiały stosowane na narzędzia i osprzęt medyczny nie powinny natomiast ulegać korozji w trakcie operacji albo zabiegów chirurgicznych lub innych działań medycznych [20, 22].

Stale odporne na korozję w wielu przypadkach znajdują zastosowanie do celów medycznych. Stale te są stosowane na implanty chirurgiczne, na implanty w stomatologii, kardiochirurgii i urologii, a także na narzędzia i przyrządy medyczne.

Niektóre ze stali chromowo-niklowych odpornych na korozję o wysokiej jakości metalurgicznej oraz stabilnej strukturze austenitycznej znajdują zastosowanie do wytwarzania implantów chirurgicznych. W tabelicy 3.2 porównano składy chemiczne stali stosowanych na implanty chirurgiczne z innymi typowymi stopami metali przeznaczonymi do tego celu, natomiast w tabelicy 3.3 porównano podstawowe ich własności mechaniczne. W tabelicy 3.4 przedstawiono rodzaje implantów, które mogą być utworzone ze stali Cr-Ni-Mo.

Wśród biomateriałów stomatologicznych do pewnych zastosowań używane są również stale odporne na korozję o strukturze austenitycznej. Znajdą one m.in. zastosowanie na wszczepy śródkostne płytkowe i bródkowo-gałęziowe i wszczepy endodontyczne zębowo-korzeniowe, najczęściej po pokryciu biomateriałami ceramicznymi obojętnymi i resorbowanymi o kontrolowanej resorpcji oraz węglem, a także wszczepy dośluzówkowe, mocno osadzone korony zębowe, mostki, protezy i aparaty ortodontyczne. Stale te są stosowane także w urazowej chirurgii szczękowo-twarzowej [20, 22].

Stale odporne na korozję o strukturze austenitycznej wykorzystywane są również na stenty w kardiologii interwencyjnej. Podstawowy rodzaj stentu jest stalowym stelażem w kształcie wałka. Stent wprowadzany jest przez nakłucie żyły udowej, a kiedy znajduje się w miejscu przeznaczenia, wprowadzający go balonik zwiększa swą objętość, a następnie rozpręża się, powodując rozciąganie stentu do właściwych rozmiarów, po czym balonik jest zwężony i wycofany z organizmu, a stent zapobiega ponownemu zwężeniu rozszerzonych w ten sposób naczyń krwionośnych.

Stenty ze stali odpornej na korozję o strukturze austenitycznej stosowane są również w urologii w celu zapobiegania zwężaniu przewodów moczowych.

Niektóre ze stali odpornych na korozję o strukturze martenzytycznej, ferrytycznej i austenitycznej, podane w tabelicy 3.17 (według PN-EN ISO 7153-1:2002) są stosowane na narzędzia i przyrządy medyczne. Własności biomechaniczne tych stali przedstawiono w tabelicy 3.18, a w tabelicy 3.19 podano zalecane zastosowania tych stali do celów medycznych [20, 22].

Ze stali austenitycznych wytwarzane są m. in.: płytki, wkręty, klamry, groty, druty, gwoździe, stabilizatory i stenty. Skład chemiczny stali austenitycznych musi być tak dobrany, żeby stal miała jednofazową, drobnoziarnistą i paramagnetyczną strukturę austenityczną, wysoką

wytrzymałość statyczną i zmęczeniową, ciągliwość, dobrą odporność korozyjną i możliwie największą biotolerancję.

Stale Cr-Ni-Mo, są stosunkowo tanimi biomateriałami metalowymi, mają względnie małą odporność na działanie korozji szczelinowej, szybkość korozji silnie zależy od własności warstwy pasywnej. Własności mechaniczne stali austenitycznych można kształtować poprzez warunki obróbki plastycznej na zimno i różną wielkością zgniotu [20, 22].

Tablica 3.17. Skład chemiczny stali odpornych na korozję stosowanych na narzędzia chirurgiczne (według PN-EN ISO 7153-1:2002) [22]

Znak stali	Stężenie masowe, %								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
Stale o strukturze martenzytycznej									
A	0,09-0,15	≤1	≤1	≤0,04	≤0,03	11,5-13,5	–	≤1	–
B	0,16-0,25	≤1	≤1	≤0,04	≤0,03	12-14	–	≤1	–
C	0,26-0,35	≤1	≤1	≤0,04	≤0,03	12-14	–	≤1	–
D	0,42-0,5	≤1	≤1	≤0,04	≤0,03	12,5-14,5	–	≤1	–
E	0,47-0,57	≤0,5	≤1	≤0,03	≤0,025	13,7-15,2	–	≤0,5	–
F	0,6-0,7	≤0,5	≤1	≤0,03	≤0,025	12-13,5	–	≤0,5	–
G	0,65-0,75	≤1	≤1	≤0,04	≤0,03	12-14	≤0,5	≤1	–
H	0,35-0,4	≤1	≤1	≤0,045	–	14-15	0,4-0,6	–	0,1-0,15
I	0,42-0,55	≤1	≤1	≤0,045	–	14-15	0,45-0,6	–	0,1-0,15
K	0,33-0,43	≤1	≤1	≤0,03	≤0,03	15-17	1-1,5	≤1	–
R	0,85-0,95	≤1	≤1	≤0,045	≤0,03	17-19	0,9-1,3	–	0,07-0,12
Stale o strukturze ferrytycznej									
L	≤0,08	≤1	≤1,5	≤0,06	0,015-0,035	16-18	≤0,06	≤1	–
Stale o strukturze austenitycznej									
M	≤0,07	≤1	≤2	≤0,045	≤0,03	17-19	–	8-11	–
N	≤0,12	≤1	≤2	≤0,06	0,015-0,035	17-19	–	8-10	–
O	≤0,15	≤1	≤2	≤0,045	≤0,03	16-18	–	6-8	–
P	≤0,07	≤1	≤2	≤0,045	≤0,03	16,5-18,5	2-2,5	10,5-13,5	–

Tablica 3.18. Własności mechaniczne niektórych stali odpornych na korozję przeznaczonych na narzędzia i przyrządy medyczne [22]

Znak stali według PN-ISO 7153-1:2002 (tabl. 3.17)	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa	Granica plastyczności R_e ($R_{p0,2}$), MPa	Wydłużenie A , %	Twardość HBW	Stan stali
Stale o strukturze martenzytycznej					
A	≤ 720	–	–	≤ 200	wyżarzony
	650-800	≥ 450	≥ 15	–	ulepszony
B	≤ 740	–	–	≤ 230	wyżarzony
	650-800	≥ 450	≥ 15	–	ulepszony
	750-950	≥ 550	≥ 13	–	
H	≤ 900	–	–	≤ 280	wyżarzony
	800-900	≥ 600	≥ 14	≤ 235	ulepszony
I	≤ 900	–	–	–	wyżarzony
	–	–	–	≥ 58 HRC	hartowany
Stale o strukturze austenitycznej					
M	700-850	≥ 350	≥ 20	–	zgnieciony na zimno
O	800-1000	≥ 500	≥ 12	–	
P	1000-1200	≥ 750	–	–	

Tablica 3.19. Zalecane zastosowania na narzędzia chirurgiczne stali odpornych na korozję [22]

Znak stali według PN-ISO 7153-1:2002 (tabl. 3.17)	Instrumentarium tnące	Instrumentarium nietnące	Osprzęt
A	–	kleszcze weterynaryjne, kleszcze do odłamów, haki chirurgiczne, sondy, pincety	podkładki nity, igły nakłuwające, śruby, nakrętki
B	odgryzaczki kostne, nożyce do kości i żeber, kostołomy, dłuta i żłobaki, skrobaki	kleszcze, kleszcze specjalistyczne, haki, sondy, kleszcze dentystyczne	igły, śruby, podkładki, nakrętki
C	nożyczki, odgryzaczki kostne, nożyczki do kości i żeber, kostołomy, skalpele, noże, dłuta, żłobaki, skrobaki, ostre łyżki, nożyce dentystyczne, noże dentystyczne	dentystyczne pincety, kleszcze	–
D	nożyczki, odgryzaczki kostne, nożyce do cięcia kości i żeber, kostołomy,	kleszcze dentystyczne, instrumenty do plombowania i ekstrakcji	–

Znak stali według PN-ISO 7153-1:2002 (tabl. 3.17)	Instrumentarium tnące	Instrumentarium nietnące	Osprzęt
	skalpele, noże, noże denty- styczne, dłuta i żłobaki, nożyce do drutu, skrobaki dentystyczne		
E	skalpele	–	–
F	skalpele	–	–
G	skalpele, noże, dłuta, żłobaki	–	–
H	noże, kleszcze do odłamów kostnych, kostołomy, dłuta i żłobaki, nożyce do kości, nożyce do drutu	–	–
I	nożyce, odgryzacze kostne, kleszcze do odłamów kost- nych, skalpele, nożyce do kości, kostołomy, skalpele, nożyce do drutu	–	–
K	dłuta i żłobaki, skrobaki kostne	–	–
L	–	–	śruby, nakrętki, elementy nakłuwające
M	–	dystraktory, podtrzymaki moletkowe	narzędzia ręczne, elementy nakłu- wające, śruby, nakrętki
N	kleszcze kostne, dłuta, żłobaki	sondy	
O	–	narzędzia dentystyczne i badawcze	nity, śruby, nakrętki
P	–	–	śruby, nakrętki
R	skrobaki do kości, dłuta, skrobaki dentystyczne	instrumenty do plombowania, narzędzia dentystyczne, instrumenty do laboratorium ortodontycznego	–

Na implanty stosuje się głównie stale austenityczne odporne na korozję X2CrNiMo17-13 (AISI 316L), X2CrNiMo18-15-3, X2CrNiMo18-14-3, X2CrNiMo18-15-4. Stale te zawierają dodatek azotu ok. 0,1%, są przesycane w temperaturze 1030-1150°C zależnie od składu chemicznego, a ich wytrzymałość na rozciąganie zamyka się w przedziale $R_m=520-720$ MPa.

3.5. Ogólna charakterystyka stopów tytanu możliwych do zastosowania na implanty śródszpikowe

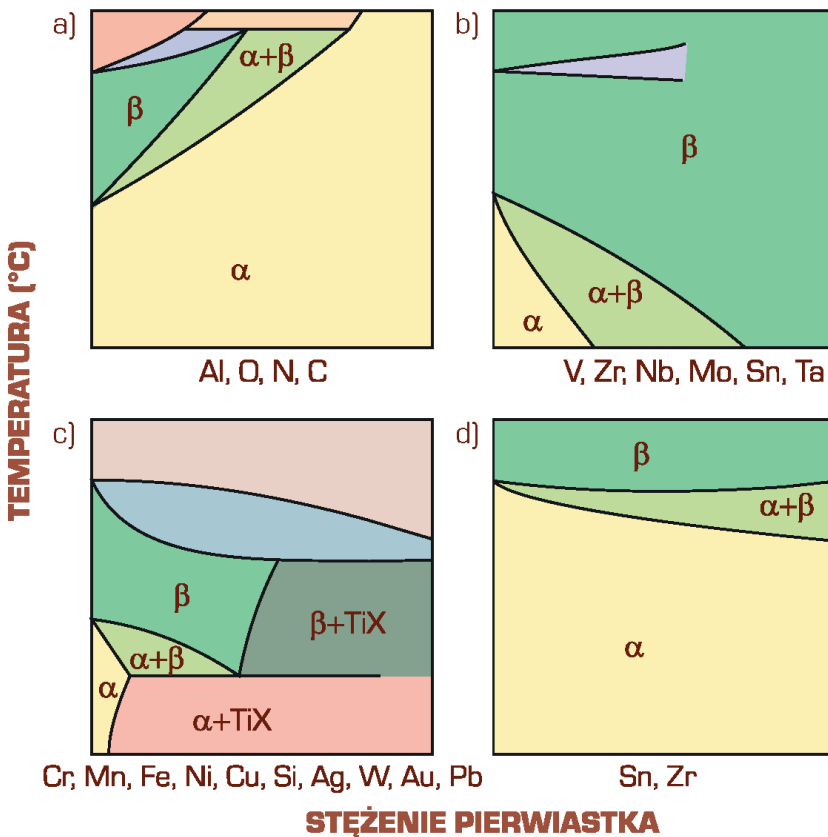
Tytan jest podstawowym składnikiem wielu opracowanych i stosowanych w przemyśle stopów zawierających od jednego do kilku pierwiastków stopowych, w stężeniu od dziesiątych części % do kilkudziesięciu %. Kształtowanie zmian struktury krystalograficznej przez dodatki stopowe i procesy cieplno-mechaniczne stanowi podstawę rozwoju stopów tytanu i ich własności w szerokim zakresie. Struktura fazowa stanowi również podstawę kategoryzacji produktów ze stopów tytanu, na jednofazowe α , dwufazowe $\alpha + \beta$ oraz jednofazowe β . W tabelicy 3.20 podano wpływ dodatków stopowych na stabilizację odpowiednio faz α lub β w stopach tytanu [20, 21].

Stopy tytanu są umacniane przez dodatki pierwiastków stopowych, np. Al, Mo, Cr, Si, Fe. Własności Ti i jego stopów ulegają pogorszeniu w obecności zanieczyszczeń, którymi są głównie pierwiastki międzywęzłowe, tj. O, N, C, H. Schematy układów równowagi, jakie tworzy tytan z dodatkami stopowymi, przedstawiono na rysunku 3.15, natomiast na rysunku 3.16 przedstawiono schematycznie wykres równowagi stopów β stabilizowanych przez dodatki stopowe, z zaznaczeniem zakresu stabilności stopów bogatych i ubogich w fazę β . W tabelicy 3.21 podano przykłady stopów tytanu z podziałem na poszczególne grupy ze względu na skład fazowy. W tabelicy 3.22 przedstawiono natomiast charakterystykę porównawczą własności wybranych stopów tytanu [21].

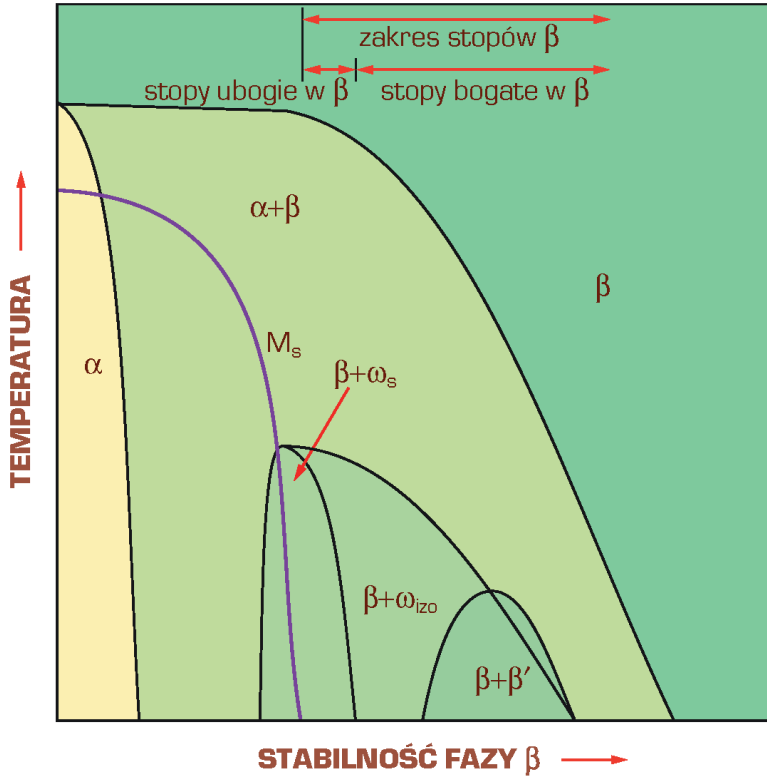
Tablica 3.20. Oddziaływanie dodatków stopowych na strukturę stopów tytanu (według S. Lampmana) [21]

Dodatek stopowy	Zakres stężenia masowego, %	Oddziaływanie na strukturę
Al	2-7	stabilizuje α
Sn	2-6	stabilizuje α
V	2-20	stabilizuje β
Mo	2-20	stabilizuje β
Cr	2-12	stabilizuje β
Cu	2-6	stabilizuje β , umacnia α i β
Zr	2-8	słabo stabilizuje β i zmniejsza stopień przemiany
Si	0,05-1	zwiększa odporność na pełzanie

Stopy tytanu charakteryzują się kombinacją własności wyróżniającą je spośród innych materiałów – wysoką wytrzymałością względną i żarowytrzymałością w połączeniu z dobrą odpornością na korozję. Stopy tytanu są stosowane w przemyśle środków transportu, głównie lotniczym i okrętowym, chemicznym na elementy aparatury chemicznej, spożywczym, elektro-technicznym, elektronicznym, celulozowo-papierniczym, sprzętu medycznego i sportowego, a także w geologii i medycynie. Stosowane są na elementy turbin parowych, silników odrzutowych, samochodów, okrętów (stosując je do budowy niektórych nowoczesnych okrętów podwodnych nie tylko wykorzystuje się ich wysoką wytrzymałość i odporność na korozję, ale i paramagnetyczność utrudniającą wykrycie metodami magnetycznymi), na pokrycia samolotów i rakiet i wiele innych. Bez obaw można stosować tytan w budowie reaktorów atomowych, gdyż jego izotopy nie stają się promieniotwórcze [20, 21].



Rysunek 3.15. Schematy wykresów równowagi tytanu z różnymi dodatkami stopowymi [21]



Rysunek 3.16. Schemat wykresu równowagi obejmującego stopy tytanu z zaznaczeniem obszarów stabilności stopów bogatych i ubogich w fazę β ; fazy ω_s , ω_{izo} i β' wydzielają się jako metastabilne podczas starzenia (według T. Dueringa i J. Williamsa) [21]

Tablica 3.21. Przykłady stopów tytanu [20, 21]

Grupa stopów	Przykłady stopów ¹⁾
Stopy α	TiAl5Sn2,5, TiPd, TiCu2,5, TiNi1Mo
Stopy zbliżone do α	TiAl8Mo1V1, TiSn11Zr5Al2,3Mo1Si, TiSn11Al2,5Zr1Mo1Si, TiAl6Zr4Sn2Mo2, TiAl5Sn5Zr2Mo2Si, TiAl6Nb2Ta1Mo1, TiAl6Sn2Zr1,5Mo1BiSi, TiAl6Zr5MoSi, TiAl5,5Sn3,5Zr3Nb1MoSi, TiAl5,5Sn4,5Zr4Nb0,7MoSi, TiAl6Sn4Zr3,5NbMoSiC
Stopy $\alpha + \beta$	TiMn8, TiAl3V2,5, TiAl4V4, TiAl6V4, TiNb7Al6, TiAl6V6Sn2, TiAl7Mo4, TiAl6Mo6Zr4Sn2, TiAl6Sn2Zr2Mo2Cr2Si, TiMo5Al4,5Cr1,5, TiAl4Mo4Sn2Si, TiAl4Mo4Sn4Si, TiAl5Mo4Cr4Sn2Zr2, TiSn11Mo4Al2Si
Stopy β	TiV13Cr11Al3, TiMo8V8Al3Fe2, TiV8Cr6Mo4Zr4Al3, TiMo11,5Zr6Sn4,5, TiMo15Zr5Al3, TiV10Al3Fe2, TiV15Cr3Al3Sn3, TiAl5Mo4Cr4Sn2Zr2
¹⁾ Podane liczby odpowiadają średniemu stężeniu masowemu w % danego pierwiastka w stopie tytanu.	

Tablica 3.22. Charakterystyka porównawcza stopów tytanu (opracowano według danych zebranych przez N.A. Watermana i M.F. Ashby'ego) [20, 21]

Grupa stopów	Skład chemiczny lub znak stopu	Postać	Stan	ranica astyczności	Wytrzymałość na rozciąganie	Praca łamania	Moduł sprężystości	Wydłużenie	Przewężenie	Kowalność ¹⁾	Skrawalność ¹⁾	Spawalność ¹⁾	
Tytan techniczny (faza α)	Ti (0,05% O i N)	●	●	●	●	-	●	○	○	○	○	○	
	Ti (0,07% O i N)	Σ ²⁾	●	●	●	-	●	○	○	○	○	○	
	Ti (0,13% O i N)	Σ	●	●	●	●	○	●	-	-	-	-	-
			●	●	●	-	-	-	⊗	●	○	○	○
	Ti (0,20% O i N)	Σ	●	●	●	●	-	●	⊗	-	-	-	-
			●	●	●	-	-	-	⊗	●	○	○	○
Ti (0,28% O i N)	○/●	●	●	●	⊗	●	●	●	○	○	○	○	
Ti (0,30% O i N)	●/◆/○/♠	●	●	●	⊗	-	●	⊗	⊗	○	○	○	
Stopy Ti (faza α)	TiPd	●/♠	●	●	●	-	●	○	○	○	○	○	
	TiCu _{2,5}	Σ	●	●	⊗	⊗	-	●	○	-	-	-	
			●	●	●	⊗	-	-	○	⊗	○	○	○
			●	⊗	⊗	○	-	●	⊗	-	-	-	-
TiNi1Mo	●/○/○/○/○	●	●	●	-	●	⊗	●	○	○	○		
Stopy Ti (mieszana α+β)	TiAl6V4	Σ	●	○	○	●	●	●	●	●	●	●	
			⊗	○	○	-	-	●	○	-	-	-	
	TiAl4V4	Σ bez ⊗/○	●	●	○	-	●	●	-	○	○	○	
	TiAl3V2,5	Σ bez ⊗	●	●	⊗	-	⊗	●	-	○	○	○	
	TiNb7Al6	●/○/◆/♠	●	●	○	-	⊗	●	-	○	○	○	
	TiAl4Mo4Sn2Si	●/○/♥	⊗	○	○	●	○	⊗	●	⊗	●	●	●
			○	-	-	-	-	●	●	●	●	●	●
	TiAl4Mo4Sn4Si	●/♠/♥	⊗	○	○	●	○	●	●	⊗	●	○	●
			○	-	-	-	-	●	●	●	●	⊗	●
	TiSn11Mo4Al2Si	●/♠/♥	○	○	○	●	○	●	●	●	○	○	○
			⊗	○	○	●	○	○	●	●	-	-	-
	TiAl6V6Sn2	●/○/○/○	●	○	○	●	○	●	●	●	-	-	-
⊗			○	○	○	○	○	○	⊗	●	-	-	
TiAl6Mo6Zr4Sn2	●/○/○/♥	⊗	○	○	-	○	●	●	-	-	-		
TiAl5Mo4Cr4Sn2Zr2	●/♥	⊗	○	○	-	○	⊗	-	-	-	-		
TiMo5Al4,5Cr1,5	●/○/♥	⊗	○	○	-	○	⊗	-	-	-	-	-	
		○	○	○	-	-	-	-	-	-	-	-	

Grupa stopów	Skład chemiczny lub znak stopu	Postać	Stan	granica astyczności	Wytrzymałość na rozciąganie	Praca łamania	Moduł sprężystości	Wydłużenie	Przewężenie	Kowalność ¹⁾	Skrawalność ¹⁾	Spawalność ¹⁾	
Stopy Ti (zbliżone do α)	TiSn11Al2,5Zr1-Mo1Si	●/♥	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	
	TiAl6Zr4Sn2-Mo2Si	●/●/○/♥	●	●	●	-	●	●	●	●	●	●	
	TiAl8Mo1V1	●/●/○/♥	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	
	TiAl6Zr5MoSi	●/♠/♥	●	●	●	-	●	●	●	○	●	○	
	TiAl5,5Sn3Zr3-Nb1MoSi	●/♠/♥	●	●	●	-	●	●	●	●	●	○	
	TiAl6Sn4Zr3,5-NbMoSiC	●/♠/♥	●	●	●	-	●	●	●	●	●	●	
Stopy Ti (faza β)	TiV15Cr3Al3Sn3	●/●	●	●	●	-	●	●	-	●	●	●	
			●	○	○	-	●	●	-	-	-	-	
			●	●	●	-	●	●	-	-	-	-	
			○	○	○	-	-	●	-	-	-	-	
	TiV10Al3Fe2	●/○/♥	◆	○	○	-	-	●	-	-	-	-	-
			●	●	●	-	●	●	●	●	●	●	●
Oznaczenia	●	pręty, kęsiska	wyżarzony	MPa	MPa	J	GPa	%	%	% ¹⁾	% ¹⁾	% ¹⁾	
	●	blachy	podwójnie wyżarzony	100-300	200-400	10-20	80-90	5-10	15-25	40-50	10-25	10-25	
	●	taśmy	utwardzony wydzieleniowo po przesycaaniu w wodzie	301-500	401-600	21-30	91-100	11-15	26-35	51-60	26-40	26-40	
	●	taśmy	utwardzony wydzieleniowo po przesycaaniu w wodzie	501-700	601-800	31-40	101-110	16-20	36-45	61-70	41-55	41-55	
	○	arkusze	utwardzony wydzieleniowo po przesycaaniu w powietrzu	701-900	801-1000	41-50	111-120	21-25	46-55	71-80	56-70	56-70	
	○	rury	utwardzony wydzieleniowo po przesycaaniu w oleju	901-1100	1001-1200	51-60	121-130	26-30	56-65	81-90	71-85	71-85	
	○	druty	przesycony, odkształcony plastycznie na zimno 20% i starzony	1101-1300	1201-1400	61-70	131-140	31-35	66-75	91-100	86-100	86-100	
	◆	elementy wyciskane	przesycony, odkształcony plastycznie na zimno 60% i starzony	¹⁾ Jednostki umowne; jako 100% przyjęto najwyższą wartość charakteryzującą jeden spośród analizowanych stopów.									
♠	odlewy	-	²⁾ Σ wszystkie postacie półproduktów hutniczych.										
♥	odkuwki	-	- Brak danych lub nie dotyczy.										

Unikatowe własności stopów tytanu stwarzają znaczne możliwości doskonalenia procesów technologicznych, oprzyrządowania i produktów w najbardziej różnorodnych gałęziach przemysłu i gospodarki. Obecnie wytwarza się stopy tytanu odporne na korozję, o dużej wytrzymałości (do 1800 MPa), do pracy w temperaturze podwyższonej (do 800°C) i niskiej (do -250°C) oraz stopy o specjalnych własnościach. Na przykład stop typu TiAl5Sn3 o strukturze roztworu α , cechujący się wytrzymałością w granicach 750-1000 MPa, wykazuje ponadto bardzo dobrą żarowytrzymałość i odporność na korozję w większości agresywnych chemicznie środowisk [21].

Stopy tytanu o strukturze jednofazowej α wykazują lepszą odporność na pęcznienie od stopów β , wobec czego znajdują zastosowanie do pracy w wysokiej temperaturze. Ponieważ nie wykazują progu kruchości, w przeciwieństwie do stopów jednofazowych β , są także stosowane do pracy w warunkach kriogenicznych. Stopy te charakteryzują się wystarczającą wytrzymałością, ciągliwością i spawalnością, lecz gorszą odkształcalnością niż stopy o strukturze β . Wadom obróbki plastycznej tych stopów można przeciwdziałać przez zmniejszenie stopnia przerobu oraz częstsze podgrzewanie międzyoperacyjne. W przeciwieństwie do stopów o strukturze fazy β , stopy α nie mogą być umacniane metodami obróbki cieplnej. Stosowane może być tylko wyżarzanie normalizujące lub rekrytalizujące w celu obniżenia poziomu naprężeń wewnętrznych.

Stopy o strukturze dwufazowej $\alpha + \beta$ zawierają 10-50% fazy β w temperaturze pokojowej. Najbardziej typowym przykładem tych stopów jest stop TiAl6V4. Choć ten stop cechuje się małą odkształcalnością, generalnie stopy dwufazowe charakteryzują się dobrą podatnością na odkształcenie plastyczne. Własności tych stopów mogą być kształtowane metodą obróbki cieplnej. Przesycanie i następne starzenie odpowiednio w 480-650°C związane jest z wydzielaniem fazy α w osnowie β [21].

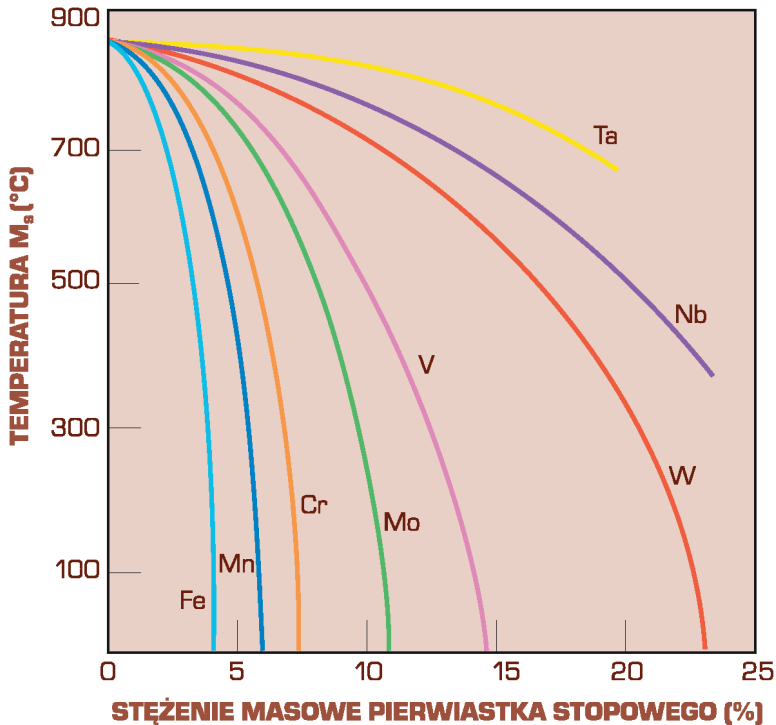
Stopy o strukturze fazy β zawierające dodatki stopowe obniżające temperaturę przemiany $\alpha \rightarrow \beta$ cechują się bardzo dobrą odkształcalnością w znacznie szerszym zakresie temperatury odkształcenia niż w przypadku stopów α , a blachy są walcowane. Dodatki stopowe stabilizujące fazę β można podzielić na 2 grupy: izomorficzne z fazą β lub sprzyjające przemianie eutektoidalnej. Izomorficzna faza α powstaje z rozpadu metastabilnej fazy β z dodatkami pierwszej grupy, natomiast druga grupa dodatków powoduje przemianę eutektoidalną, która występuje w temperaturze ponad 335°C poniżej temperatury przemiany $\beta \rightarrow \alpha$ czystego tytanu. Powstaje wówczas mieszanina eutektoidalna $\beta \rightarrow \alpha + TiX$, gdzie X jest dodatkiem stopowym.

Stopy β charakteryzują się bardzo dobrą utwardzalnością, a ich obróbka cieplna polega na przesycaaniu i następnym starzeniu w 450-650°C, w wyniku czego powstaje struktura dyspersyjnych cząstek wydzielen fazy TiX w osnowie roztworu α .

Przemiana fazowa $\beta \rightarrow \alpha$ może przebiegać dyfuzyjnie i bezdyfuzyjnie jako martenzytyczna, w zależności od szybkości chłodzenia. W wyniku przemiany martenzytycznej powstaje faza α' lub α'' przy wysokim stopniu stopowości. Fazy α , α' i α'' mają strukturę heksagonalną A3, lecz różnią się stopniem zdefektowania [21].

W trakcie odpuszczania zahartowanych roztworów α' i α'' następuje wydzielanie cząstek β lub faz międzymetalicznych TiX. Zwiększenie stężenia pierwiastków stabilizujących fazę β oraz zwiększenie szybkości chłodzenia wpływa na obniżenie temperatury początku przemiany martenzytycznej (rys. 3.17).

Własności stopów tytanu zależą od klasy stopu oraz od morfologii fazy α (rys. 3.18). Na rysunku 3.19 porównano podstawowe własności różnych stopów tytanu.



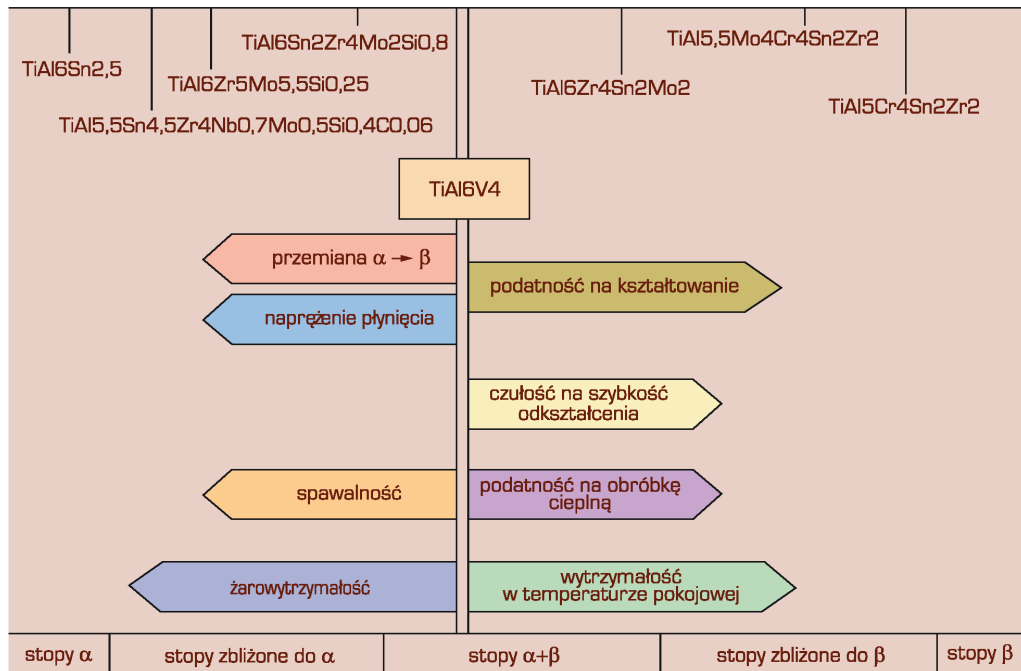
Rysunek 3.17. Wpływ pierwiastków stopowych na temperaturę początku przemiany martenzytycznej M_s stopów tytanu [21]

Tytan i jego stopy należą do materiałów konstrukcyjnych nadających się do kształtowania metodami obróbki plastycznej, jednak wymagają zachowania specjalnych warunków, np. zabezpieczania przed utlenianiem w wysokiej temperaturze. Kształtowanie stopów tytanu w temperaturze pokojowej jest trudne ze względu na duży opór odkształcenia.

Spawanie tytanu wykonuje się w osłonie gazów obojętnych, pod topnikiem lub w próżni, co zabezpiecza obszar spawany przed reagowaniem z gazami atmosferycznymi. Uzyskane spoiny mają własności porównywalne z materiałem rodzimym [20, 21].

Wykonywanie odlewów ze stopów tytanu stwarza znaczne trudności z powodu wysokiej temperatury topnienia, dużej rozpuszczalności tlenu i azotu w ciekłym tytanie oraz dużej lepkości stopów w temperaturze odlewania (związanej z małą pojemnością cieplną tytanu). Przy zachowaniu ustalonych warunków możliwe jest jednak otrzymanie odlewów o wysokiej jakości.

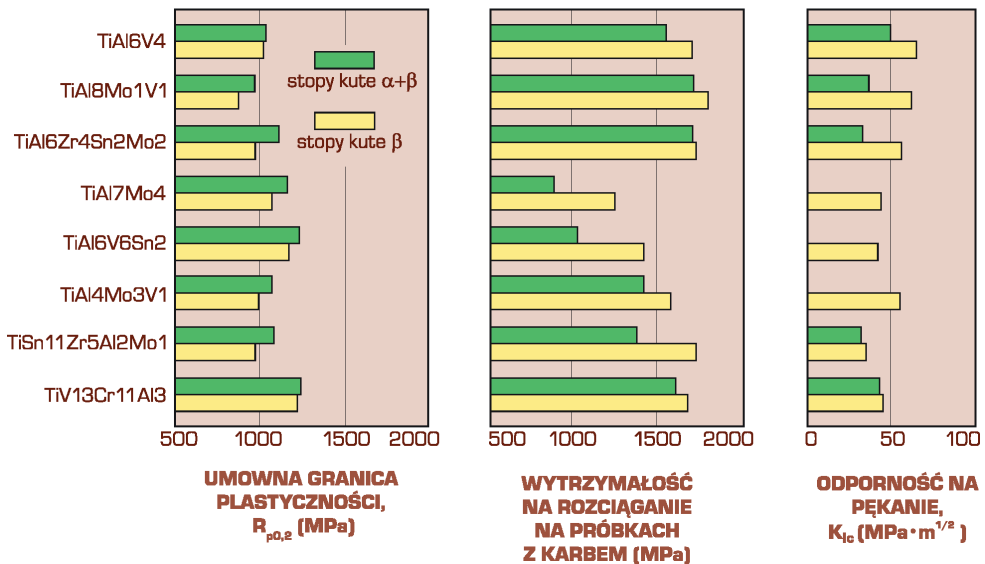
Podczas obróbki skrawaniem stopy tytanu należą do materiałów trudno obrabialnych. Wynika to z ich własności fizykochemicznych oraz tendencji do tworzenia narostu i przylepiania się wiórów podczas skrawania, co sprzyja szybkiemu tępieniu i wykruszaniu się ostrza



Rysunek 3.18. Schemat własności różnych grup stopów tytanu (według S. Lampmana) [21]

narzędzia skrawającego. Pracochłonność obróbki stopów tytanu jest kilkakrotnie większa niż podczas skrawania elementów ze stopów żelaza.

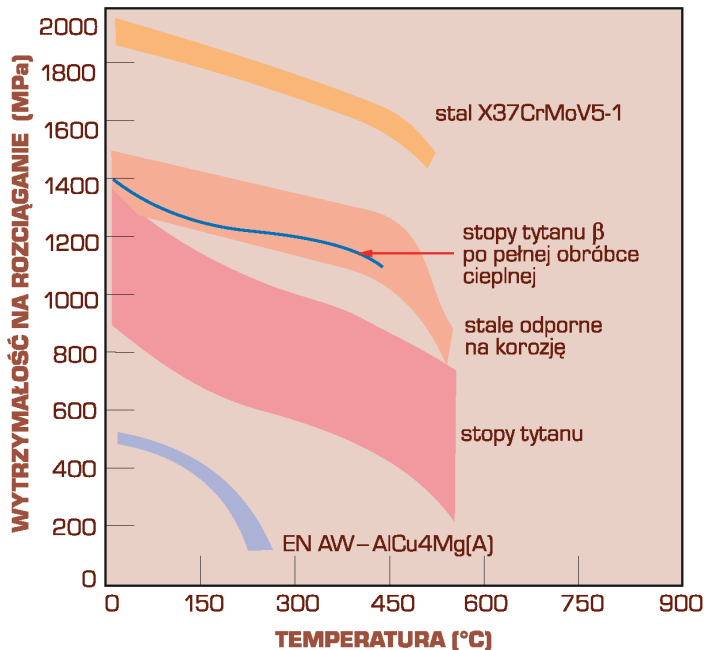
W porównaniu z innymi materiałami konstrukcyjnymi, tytan i jego stopy wyróżniają się przede wszystkim dużą wytrzymałością względną (stosunek wytrzymałości do gęstości) w szerokim zakresie temperatury. Na rysunku 3.20 porównano własności wytrzymałościowe oraz stosunek wytrzymałości do gęstości w podwyższonej temperaturze badania różnych materiałów inżynierskich ze stopami tytanu. Wytrzymałość na rozciąganie stopów tytanu osiąga 1500 MPa, co przy ich gęstości ok. 4,5 g/cm³ daje wytrzymałość względną równą 33. Natomiast powszechnie produkowane stale, o wytrzymałości na rozciąganie 1500-1800 MPa i gęstości 7,8 g/cm³, mają wytrzymałość względną 19-23. Wytrzymałość względną stopów aluminium i magnezu również ustępuje wytrzymałości stopów tytanu (i to tym bardziej, im wyższa jest temperatura pracy, na przykład w temperaturze 300-350°C stopy tytanu są dziesięciokrotnie bardziej wytrzymałe) stąd też ich duże zastosowanie w konstrukcjach lotniczych i kosmicznych. Niektóre stopy tytanu zachowują swoje własności w wysokiej temperaturze, np. wieloskładnikowy, żarowytrzymały stop typu TiZr11Al8Nb1MoSi, o strukturze roztworu α z wydzieleniami fazy międzymetalicznej Ti₃Al, jest przeznaczony do długotrwałej pracy w temperaturze nawet do 800°C (rys. 3.21), np. na łopatkach i dyskach sprężarek.



Rysunek 3.19. Porównanie własności mechanicznych wybranych stopów tytanu (według S. Lampmana) [21]

Wytrzymałość względna tego stopu przewyższa ok. 2-krotnie wytrzymałość stali odpornych na korozję, a wytrzymałość zmęczeniowa jest 2,5 razy większa.

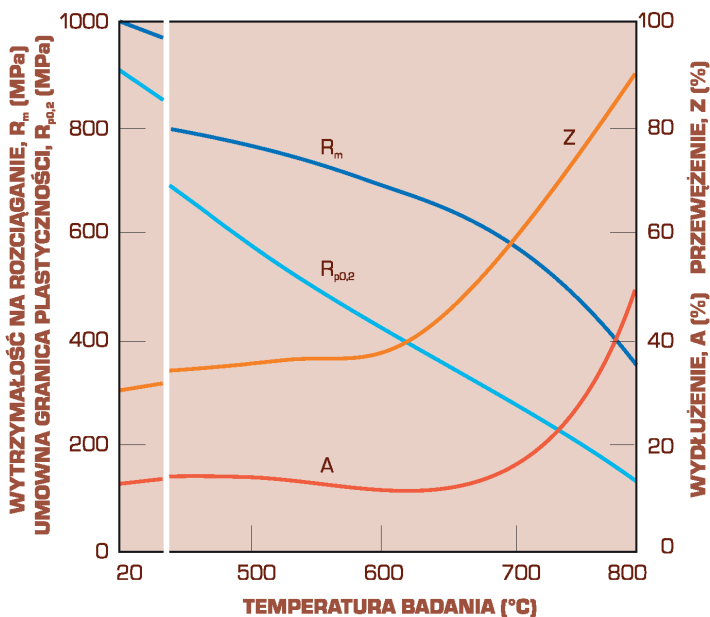
Największe własności wytrzymałościowe osiągają stopy Ti o strukturze dwufazowej $\alpha + \beta$. Uzyskuje się je wykorzystując przemiany fazowe zachodzące w tych stopach podczas obróbki cieplnej. W szczególności podczas chłodzenia tych stopów z zakresu istnienia fazy β zachodzi przemiana bezdyfuzyjna typu martenzytycznego w fazy α' lub α'' . Fazy te są roztworami różnowęzłowymi, więc nie wykazują tak dużego umocnienia jak martenzyt w stalach (będący przesyconym roztworem międzywęzłowym). W czasie następnego odpuszczania przebiega rozpad fazy martenzytycznej, często przez fazy pośrednie, z utworzeniem bardzo dyspersyjnych wydzieleni fazy β . Powoduje to zwiększenie wytrzymałości stopów o ok. 20 do 30% w porównaniu ze stanem zahartowanym. Na przykład, często stosowany stop typu TiAl6V4 może być hartowany z 880-950°C i odpuszczany w zakresie 400-600°C przez co osiąga wytrzymałość do ok. 1200 MPa. Stosowany jest na różnorodnych elementach konstrukcyjnych, zbiorniki ciśnieniowe (także pracujące w bardzo niskiej temperaturze), silnie obciążone elementy maszyn oraz różne elementy w przemyśle lotniczym i kosmicznym [21].



Rysunek 3.20. Porównanie wytrzymałości na rozciąganie różnych materiałów inżynierskich w podwyższonej temperaturze badania (według S. Lampmana) [21]

Tytan reaguje z kwasem siarkowym, fluorowodorowym, solnym (na gorąco) i stężonym azotowym oraz z gorącymi mocnymi zasadami; silnie ogrzany reaguje z tlenem, fluorowcami, azotem, siarką i węglem; wchłania w swoją sieć przestrzenną gazowy wodór i tlen. Jednakże Ti jest odporny na czynniki atmosferyczne oraz jest odporny na korozję w wielu innych środowiskach. Jego odporność na korozję jest znacznie większa niż żelaza, chromu lub niklu i jest związana z szybkim tworzeniem się na jego powierzchni cienkiej, pasywnej warstwy tlenków, mocno związanych z osnową metalu podstawowego, uniemożliwiającej bezpośrednią styczność metalu ze środowiskiem. Warstwę pasywną tworzą nie tylko tlenki tytanu, lecz również np. siarczan tytanu $TiOSO_4$ w stężonym roztworze kwasu siarkowego lub wodorki tytanu w niektórych roztworach kwasu siarkowego i solnego. Wiele stopów tytanu ma znacznie wyższą odporność na korozję w różnych środowiskach w porównaniu z czystym tytanem, np. stop z dodatkiem ok. 0,2% Pd (o strukturze roztworu α), lub szczególnie odporny na korozję stop tytanu zawierający ok. 33% Mo (o strukturze roztworu β). W obecności związków organicznych tytan i jego stopy cechują się wyłącznie bardzo dużą odpornością na korozję [21].

Ze względu na bardzo dużą odporność na korozję, tytan i jego stopy znajdują też zastosowanie w budowie maszyn i aparatury chemicznej, przy czym wyższy koszt aparatury szybko



Rysunek 3.21. Wpływ temperatury badania na własności stopu typu $TiZr11Al8Nb1MoSi$ [21]

rekompensuje się dzięki znacznemu przedłużeniu trwałości oraz zmniejszeniu strat związanych z remontami i wymianą oprzyrządowania.

W tablicy 3.23 zestawiono obszary zastosowania tytanu i jego stopów.

Tytan i jego stopy są dobrze tolerowane przez organizm ludzki i znajdują coraz szersze zastosowanie w medycynie, zarówno w protetyce (np. na protezy stawów i różnorodne implanty, w tym druty śródszpikowe), jak i w technice medycznej (np. narzędzia chirurgiczne i elementy takich urządzeń jak dializatory, sztuczne serce). Implanty ze stopów tytanu, pomimo że droższe, mają wiele zalet w porównaniu ze stopami żelaza: są lżejsze i przede wszystkim nie ulegają korozji przez wiele lat.

Tytan wykorzystuje się do wytwarzania powłok z borku, azotku i węgliku tytanu, zwiększających twardość i odporność na zużycie narzędzi ze stali oraz z węglików spiekanych. Związki tytanu, a zwłaszcza węglik tytanu TiC, są wykorzystywane także w produkcji bardzo twardych materiałów narzędziowych, takich jak węglikostale i węgliki spiekane [20, 21].

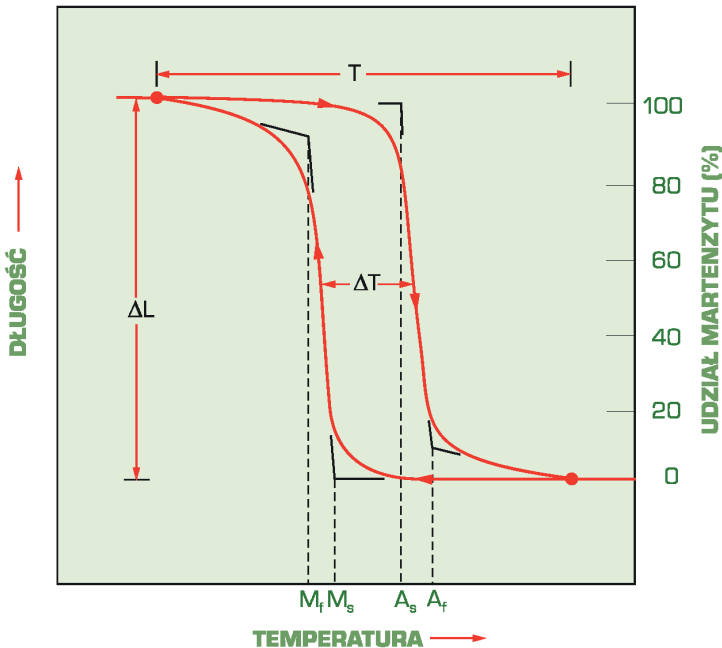
Tablica 3.23. Główne obszary zastosowania tytanu i jego stopów
(opracowano według M.M. Schwartza) [20, 21]

Obszar zastosowania	Przykłady zastosowania
Turbiny gazowe	łopatki sprężarki, tarcze, przewody, obudowa
Konstrukcje samolotów	belki nośne kół, konstrukcja nośna skrzydeł, przewody hydrauliczne
Instalacje chemiczne	wymienniki ciepła, kondensatory, mieszalniki, rurociągi
Petrochemia i chemia organiczna	kondensatory, reaktory, przegrzewacze,
Energetyka	kondensatory, łopatki turbin
Elektroliza	anody dla chlorków, chloranów, dwutlenku manganu, katody dla miedzi, manganu, ochrona katodowa mostów
Papiernictwo	zbiorniki do wybielania, systemy chlorujące, bębny płuczek
Technologia wody	układy odsalania, wymiennik jonitowy do odsalania
Ochrona metali	platerowanie i pokrywanie elektrolityczne chromu, niklu, srebra, złota, cynku, hydrometalurgia miedzi
Pozyskiwanie energii i geologia	narzędzia profilujące, uszczelki, sprężyny, rurociągi gazu ziemnego i do pozyskiwania energii geotermalnej
Medycyna	implanty, narzędzia chirurgiczne
Ochrona środowiska	plomienie w instalacjach odsiarczania spalin, odtleniania i osuszania powietrza, kominy pieców do spalania odpadów, elementy instalacji związanych ze składowaniem odpadów nuklearnych
Przemysł stoczniowy	wymienniki ciepła, systemy rurociągów, zawory kulowe
Wysokowydajne pojazdy	zawory, sprężyny, pręty łączące, dławnice

3.6. Ogólna charakterystyka stopów inteligentnych z pamięcią kształtu możliwych do zastosowania na implanty śródszpikowe

Specjalną grupę metali nieżelaznych stanowią stopy z pamięcią kształtu (tabl. 3.24). Stopy te są nową jakościowo grupą materiałów, rozwijającą się od roku 1962, kiedy to W.J. Buehler odkrył zjawisko w stopie Ni-Ti. Szczególne własności tych stopów związane są z **odwracalną przemianą martenzytyczną** (rys. 3.22). Odwracalna przemiana martenzytyczna polega na powrotnej przemianie martenzytu w fazę macierzystą (austenit) podczas nagrzewania. Przemiana ta rozpoczyna się w temperaturze A_s (j. ang.: *austenite start*) i kończy w temperaturze A_f (j. ang.: *austenite finish*) [20].

W tabelicy 3.25 podano klasyfikację stopów metali nieżelaznych wykazujących martenzyt nieferromagnetyczny. Spośród stopów wyszczególnionych w tej tabelicy jedynie niektóre wykazują efekt pamięci kształtu (tabl. 3.24).



Rysunek 3.22. Typowa krzywa przemiany w funkcji temperatury dla próbek ze stopu z pamięcią kształtu pod stałym obciążeniem, pod wpływem chłodzenia i nagrzewania; T – zakres temperatury przemiany, ΔT – zakres przemiany, M_s , M_f – odpowiednio temperatura początku i końca przemiany martenzytycznej, A_s , A_f – odpowiednio temperatura początku i końca powstania austenitu [20]

Tablica 3.24. Przykłady stopów metali nieżelaznych wykazujących efekt pamięci kształtu (według K. Shimizu i T. Tadaki) [20]

Stop	Stężenie atomowe składnika stopowego ¹⁾ , %	Zakres temperatury przemiany, T , °C (według rys. 3.22)	Zakres przemiany, ΔT , °C (według rys. 3.22)
Ag-Cd	Cd: 44-49	-190 - -50	~15
Au-Cd	Cd: 46,5-50	30-100	~15
Cu-Al-Ni	Al: 14-14,5, Ni: 3-4,5	-140 - 100	~35
Cu-Sn	Sn: ~15	-120 - 30	–
Cu-Zn	Zn: 38,5-41,5	-180 - -10	~10
Cu-Zn-X (X = Si, Sn, Al)	Zn: 38,5-41,5, X: kilka	-180-200	~10
In-Ti	Ti: 18-23	60-100	~4
Ni-Al	Al: 36-38	-180-100	~10
Ni-Ti (nitinol)	Ni: 49-51	-50-110	~30
Mn-Cu	Cu: 5-35	-250-180	~25

¹⁾ Efekt pamięci kształtu w większości stopów przy stężeniu elektronowym $e/a = 1,5$.

Tablica 3.25. Klasyfikacja stopów metali nieżelaznych wykazujących martenzyt nieferromagnetyczny (według J. Van Humbeecka i R. Stalmansa) [20]

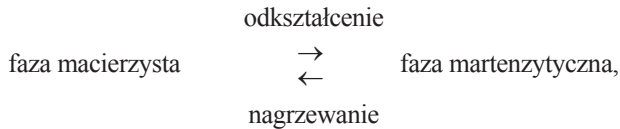
Rodzaj stopu	Typ składnika strukturalnego
Co i jego stopy	roztwory stałe pierwotne na osnowie pierwiastka wykazującego przemianę alotropową
Metale ziem rzadkich i ich stopy	
Metale alkaliczne i ich stopy	
Tl	
Pu, U, Hg i ich stopy	
Fazy β Cu, Ag i stopy Au	roztwory stałe wtórne wykazujące fazę podstawową o strukturze sieciowej A2
Stopy β Ni-Al.	
Stopy Ni-Ti-X	
Stopy In	stopy wykazujące przemianę fazy o sieci regularnej w sieć tetragonalną (quasi-martenzytyczną)
Stopy Mn	
Fazy typu A15	
Stopy Ru-Ta, Ru-Nb, YCd, LaCd, $In_{1-x}LaAg_x$	

O zjawisku pamięci kształtu decydują następujące mechanizmy [20]:

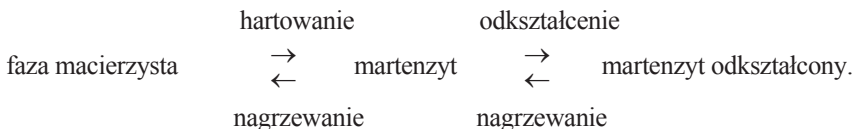
- jednokierunkowy efekt pamięci kształtu,
- pseudosprężystość,
- dwukierunkowy efekt pamięci kształtu.

W zależności od stanu początkowego, jednokierunkowy efekt pamięci kształtu polega na:

- przemianie martenzytycznej fazy macierzystej w przedmiocie o wymaganym kształcie, wywołanej przez odkształcenie; po następnym nagraniu do temperatury charakterystycznej, martenzyt ulega odwrotnej przemianie w fazę macierzystą według reakcji [20]:



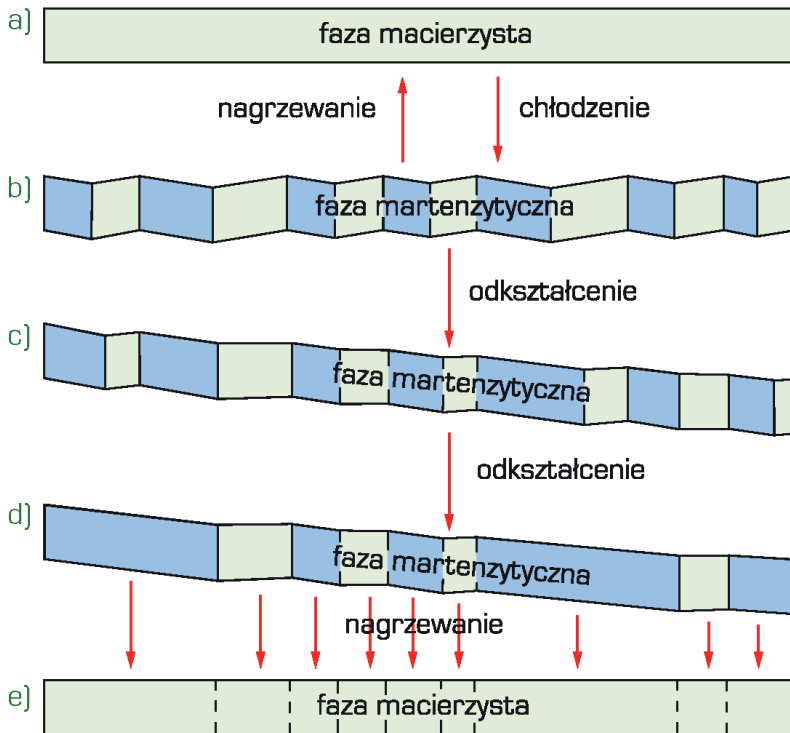
- po przebiegu tej reakcji przedmiot powraca do swego pierwotnego kształtu,
- zmianach struktury martenzytycznej, występującej w zahartowanym przedmiocie o wymaganym kształcie, w wyniku odkształcenia i usuwanych następnie podczas nagrzewania, w wyniku czego struktura powraca do stanu początkowego, a podczas dalszego nagrzewania przemienia się w fazę macierzystą, zaś przedmiot powraca do pierwotnego kształtu zgodnie z sekwencją reakcji [20]:



Zjawisko pseudosprężystości jest związane z odwracalną przemianą martenzytyczną pod wpływem naprężenia zewnętrznego. W wyniku utworzenia martenzytu w temperaturze wyższej od A_f następuje sprężyste odkształcenie przedmiotu o kilka do kilkunastu procent, całkowicie zanikające po odciążeniu. W takim przypadku powrót do pierwotnego kształtu następuje podczas nagrzewania, a w czasie chłodzenia nie występuje zmiana kształtu, a zatem zapamiętywany jest wyłącznie kształt wysokotemperaturowej fazy macierzystej. Schematycznie przedstawiono to na rysunku 3.23 na przykładzie monokryształu. Monokryształ fazy macierzystej (rys. 3.23a) po ochłodzeniu do temperatury niższej od M_f ulega przemianie w martenzyt o dwóch orientacjach krystalograficznych (rys. 3.23b). Uzyskanie takiej struktury powoduje obniżenie energii odkształcenia. Naprężenie zewnętrzne przyłożone następnie powoduje przesunięcie granic między różnie zorientowanymi listwami martenzytu (następuje rozrost listew

o jednej orientacji kosztem pozostałych) (rys. 3.23c,d). Następne nagrzanie przedmiotu do temperatury wyższej od A_f powoduje przemianę pozostałych listew martenzytu o obydwóch orientacjach w fazę macierzystą o orientacji początkowej (rys. 3.23e). W wyniku tego następuje powrót kształtu przedmiotu do stanu wyjściowego [20].

Dwukierunkowy efekt pamięci kształtu stopu polega na zachowywaniu pamięci kształtu zarówno wysokotemperaturowej fazy macierzystej, jak i niskotemperaturowej fazy martenzytycznej. W wyniku dwukierunkowego efektu pamięci kształtu, w zakresie temperatury M_f - A_f , cyklicznie przebiegają przemiany wywołujące odwracalne zmiany kształtu przedmiotu, bez udziału zewnętrznego naprężenia. Ponieważ przemiana martenzytyczna powoduje zwykle utworzenie podczas chłodzenia listew martenzytu o różnej orientacji, oprócz zmiany objętości przeważnie nie następuje makroskopowa zmiana kształtu. Uprzywilejowana orientacja zarodków martenzytu wpływa na ograniczenie wariantów orientacji listew powodując anizotropowe,

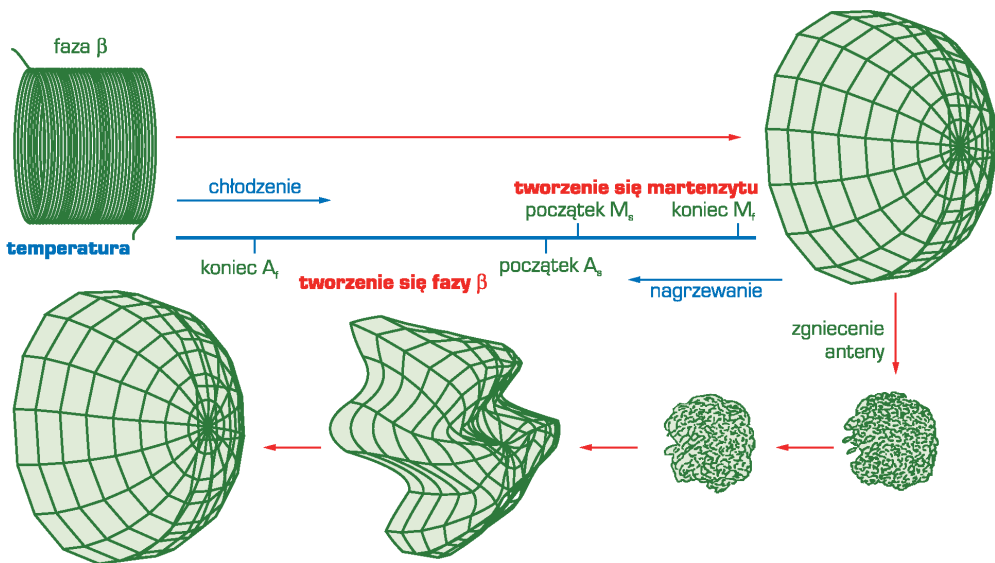


Rysunek 3.23. Schemat przemian strukturalnych w monokryształach stopu metali z pamięcią kształtu, a) i e) faza rodzima, b)-d) faza martenzytyczna (opracowano według K. Otsuka i K. Shimizu) [20]

makroskopowe zmiany kształtu. Przemiany powodujące zmiany kształtu mogą być powtarzane cyklicznie przez chłodzenie i nagrzewanie pod warunkiem, że podczas odwracalnej przemiany w fazę macierzystą, lub w wyniku wysokotemperaturowego wyżarzania, nie nastąpi usunięcie zarodków martenzytu.

Efekt pamięci kształtu przedstawiono na przykładzie anteny półkolistej wykonanej z drutu ze stopu nitinol (rys. 3.24). Antenę wykonaną w temperaturze niższej od $M_f = 52^\circ\text{C}$ zgnieciono w kulę o średnicy ok. 50 mm, a następnie nagrzano do temperatury wyższej od $A_f = 77^\circ\text{C}$. Antena wówczas powróciła do kształtu początkowego [20].

Wykorzystanie stopów metali nieżelaznych z pamięcią kształtu w budowie różnych maszyn i urządzeń umożliwia wprowadzenie nowych zasad konstrukcyjnych. W wyniku tego możliwe jest znaczne uproszczenie konstrukcji i miniaturyzacja produktów oraz obniżenie kosztów ich wytwarzania. Wiele z tych stopów znalazło praktyczne zastosowanie w wielkoseryjnej produkcji przemysłowej. Wśród licznych technicznych zastosowań stopów metali nieżelaznych z pamięcią kształtu można wymienić: trwałe połączenia mechaniczne i elektryczne, temperaturowe zawory bezpieczeństwa w sieci gazowniczej, czujniki przeciwpożarowe, zabezpieczenia przed spalaniem elektrycznego sprzętu gospodarstwa domowego, systemy regulacyjne w grzejnikach wodnych,



Rysunek 3.24. Schemat zmian kształtu anteny stanowiącej fragment czaszy kulistej z drutu ze stopu Ni-Ti (nitinol) podczas chłodzenia i następnego nagrzewania (opracowano według K. Otsuka i K. Shimizu) [20]

systemy regulacji dopływu paliwa i powietrza do gaźnika w silnikach samochodowych, ekrany wentylatorów, automatyczne systemy otwierania okien w szklarniach, elementy siłowe w wyłącznikach obwodów elektrycznych, układy tłumiące drgania i hałas, druty pseudosprężyste jako wypełniacze kompozytów w butlach ciśnieniowych, oprawki okularów, elementy magazynujące energię, silniki cieplne oraz elementy robotów. Stopy metali nieżelaznych z pamięcią kształtu mogą także zastępować termobimetale.

Oprócz wymienionych uprzednio, znajduje się coraz to nowe możliwe lub wdrażane obszary zastosowań stopów metali nieżelaznych z pamięcią kształtu. Można do nich zaliczyć zastosowania w astronautyce i lotnictwie, ze względu na duże możliwości adaptacyjne w warunkach, w których nie występuje grawitacja ziemska. Stąd materiały te można zastosować na samorozkładające się anteny, do uruchamiania osłon baterii słonecznych, do redukcji drgań i łączenia rur w statkach kosmicznych, do zmiany geometrii skrzydeł samolotów. W przemyśle samochodowym, oprócz zaworów ciśnieniowych, materiały te można użyć na podkładki tłumiące drgania mechaniczne i urządzenia włączające systemy chłodzące lub klimatyzacyjne. Stopy te można wykorzystać do hermetycznego zamykania klap pojemników na odpady przemysłowe w razie ich zapalenia się, w urządzeniach do tłumienia drgań w budownictwie, do zapobiegania zwisaniu linii przesyłających energię elektryczną, do ściskania rdzeni transformatorów, a także na końcówki piszące rejestratorów, w zaworach klimatyzacyjnych i zaworach grzejników w mieszkaniach oraz pomieszczeniach przemysłowych, a także na samorozkładające się anteny przenośnych telefonów o wymaganej wysokiej czułości na docierający sygnał. Niewątpliwie z czasem pojawią się kolejne próby wykorzystania tej grupy materiałów, co stawia coraz większe wymagania dotyczące ich projektowania i technologii. Przykładem takich działań są badania nad opracowaniem materiałów wykazujących efekt pamięci kształtu w wyższej niż dotychczas temperaturze, badania nad magnetyczną pamięcią kształtu, a także wykorzystanie tych materiałów jako osnowy lub wzmocnienia w materiałach kompozytowych [20].

Ze względu na potrzeby zastosowania stopów metali z pamięcią kształtu, m.in. w przemyśle motoryzacyjnym, rafineryjnym, urządzeniach zabezpieczających, konieczne jest poszukiwanie stopów o wyższej niż dotychczas temperaturze A_f końca odwrotnej przemiany martenzytu w austenit, która w dotychczas omówionych stopach nie jest wyższa od 120°C. Zastosowanie stopów z pamięcią kształtu o wyższej temperaturze A_f umożliwia zwiększenie szybkości chłodzenia materiału i zwiększenie częstotliwości zmian, co ma związek ze zwiększeniem częstotliwości pracy. W tablicy 3.26 przedstawiono badane obecnie wysokotemperaturowe stopy z pamięcią kształtu.

Tablica 3.26. Wysokotemperaturowe materiały z pamięcią kształtu na bazie metali nieżelaznych (według J. Van Humbeecka i R. Stalmansa) [20]

Rodzaj stopu	Dodatkowe składniki stopowe		Maksymalna temperatura A_s , °C
	dodatki stopowe	cel wprowadzenia dodatków	
Cu-Al-Ni	Mn, Ti, B, Zn	kontrola temperatury przemian, rozdrobnienie ziarna i poprawa plastyczności, poprawa obrabialności	100-200
(Ni-X)-Ti	X = Pt, Pd, Au, Rh	wytworzenie faz międzymetalicznych o wysokiej temperaturze przemiany martenzytycznej	150-500
	X = B	zmniejszenie wielkości ziarna i zwiększenie wytrzymałości	
Ni-(Ti-X)	X = Hf, Zr	wytworzenie faz międzymetalicznych o wysokiej temperaturze przemiany martenzytycznej	120-350
Ni-Al	Cu, Co, Ag, Fe,	podwyższenie temperatury przemiany martenzytycznej	100-600
	Co, Mn, B	poprawa plastyczności	
Ni-Mn	Al, Ti, Cu	obniżenie temperatury M_s , zmniejszenie histerezy pamięci kształtu	500-750
Intermetaliki Zr: Cu-Zr, Zr ₂ CuNi, Zr ₂ CuCo	Ti, Ni	poprawa plastyczności	200-900

Niektóre spośród dostępnych stopów metali z pamięcią kształtu znalazły zastosowanie w medycynie. Stopy Ti-Al przeznaczone są na implanty długookresowe w chirurgii i ortopedii. Stosowanie implantów ze stopów metali nieżelaznych z pamięcią kształtu wymaga odpowiedniego doboru sposobu ich nagrzewania do temperatury odwrotnej przemiany. Można tak dobrać skład stopu, by przemiana i związane z tym odzyskanie kształtu następowały w temperaturze ciała pacjenta. Chirurg nie ma wówczas możliwości ingerowania w ustalanie kształtu końcowego implantu, gdy przy zastosowaniu implantów o temperaturze przemiany wyższej od ciała ludzkiego i przy stopniowym doprowadzaniu ciepła z zewnątrz przy użyciu sondy kontaktowej lub metodą oporową można regulować stopień odzyskiwania pierwotnego kształtu implantu. Ze znanych dotychczas innych zastosowań stopów z pamięcią kształtu w medycynie można wymienić: klamry do osteosyntezy i leczenia złamań żeber, płytki do osteosyntezy, np. szczęki, druty łukowe w ortodoncji, gwoździe kostne, pręty Harringtona i tulejki dystansowe w leczeniu schorzeń kręgosłupa, zaciski do tętniaków oraz filtry skrzepów krwi. Implanty

ze stopów z pamięcią kształtu umożliwiają usprawnienie i uproszczenie wielu operacji, a także dają możliwość wprowadzenia nowych technik operacyjnych. Wprowadzenie stopów metali z pamięcią kształtu wpłynęło także na podniesienie poziomu technicznego aparatury medycznej. Przykładami mogą być zmiany konstrukcyjne sztucznego serca lub miniaturyzacja pomp do dializy. Do nowoczesnych zastosowań stopów z pamięcią kształtu należą również igły do lokalizacji guzów piersi, rdzenie drutów prowadzących, napinacze stosowane np. jako implanty do rozszerzenia żył jako szczególna odmiana stentów, narzędzia chirurgiczne i adaptacyjne endoskopy o kształcie dostosowującym się do cech anatomicznych pacjenta w trakcie operacji lub badania [20].

4. Spajanie biomateriałów i elementów implantów

4.1. Ogólna charakterystyka technik spajania biomateriałów

Inżynieria spawania jako dziedzina działalności naukowej i inżynierskiej o wyjątkowo interdyscyplinarnym charakterze zawdzięcza swój dynamiczny rozwój osiągnięciom wielu nowych dziedzin nauki, takich jak inżynieria materiałowa, mechanika, budowa i eksploatacja maszyn i metalurgia. Rozwój metod spajania decyduje o obszarze zastosowań tworzyw konstrukcyjnych, narzędziowych, funkcjonalnych, w tym nano- i biomateriałów. Brak możliwości łączenia materiałów ograniczyłby zakres prowadzenia prac badawczych i rozwojowych zmierzających do kreowania nowych tworzyw metalicznych, ceramicznych, polimerowych lub kompozytów.

Zarówno tradycyjne jak i najnowocześniejsze gałęzie przemysłu m.in. motoryzacyjnego, lotniczego, elektronicznego nie mogą istnieć bez takich technologii spajania jak spawanie, zgrzewanie, lutowanie, klejenie, lub wytwarzanie powłok spawalniczych. Zagadnienia podstawowe z obszaru spawania, lutowania, zgrzewania i klejenia dobrze wpisują się w obszar zainteresowań inżynierii materiałowej, a analiza procesów elementarnych w spajaniu stanowi rozszerzenie interpretacji przemian w materiałach, w wyniku działania cyklu cieplnego. W analizie procesów spawania stosowane są wszystkie współczesne osiągnięcia metod badań materiałów, jakimi dysponuje inżynieria materiałowa.

Rosnące zapotrzebowanie na niekonwencjonalne materiały o unikatowych właściwościach, których nie zaspokajają tradycyjne tworzywa konstrukcyjne jest przyczyną rozwoju technik spajania. Dotyczy to również biomateriałów, których możliwości aplikacji w chirurgii kostnej, naczyniowej, plastycznej, urologii i stomatologii są warunkowane rozwojem technik ich spajania w obszarze wytwarzania narzędzi medycznych, protez i implantów.

W zależności od materiału, konstrukcji i cech geometrycznych implantu lub protezy zastosowanie mogą znaleźć liczne techniki spajania, powszechnie stosowane do łączenia tworzyw metalowych, ceramicznych, polimerowych i kompozytów. Złącza, podobnie jak biomateriały muszą spełniać liczne ściśle określone wymagania dotyczące struktury, własności mechanicznych, odporności korozyjnej i biogodności.

Zastosowanie technik spajania w łączeniu biomateriałów, części implantów i protez ogranicza się do tych, które zapewniają:

- skoncentrowane nagrzewanie elementów,
- czystość złącza,
- biogodność złącza,
- możliwość łączenia materiałów o różnym składzie chemicznym i własnościach,
- możliwość łączenia elementów o niewielkich wymiarach i cienkościennych,
- małe naprężenia i odkształcenia układu po spawaniu.

Podstawowymi technikami spajania biomateriałów metalowych są:

- spawanie laserowe,
- spawanie elektronowe,
- spawanie mikroplazmowe,
- zgrzewanie,
- lutowanie,
- klejenie.

Spajanie polimerowych materiałów biomedycznych jest możliwe w wyniku:

- zgrzewania ultradźwiękowego,
- klejenia.

Spajanie biomateriałów ceramicznych i kompozytowych dokonuje się przez:

- lutowanie,
- klejenie.

Do spajania biomateriałów różnoimiennych stosuje się:

- klejenie,
- lutowanie.

Spawanie laserowe (LASER – j. ang.: *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation* – wzmocnienie światła za pomocą wymuszonej emisji promieniowania) należy do grupy najnowszych procesów spawania. Do spawania najczęściej stosowane są lasery stałe (Nd:YAG, Nd:Glass i rubinowe) oraz lasery gazowe CO₂. Spawanie laserowe umożliwia koncentrację energii cieplnej na małej powierzchni, redukcję oddziaływania cieplnego na materiał łączony, redukcję naprężeń i odkształceń cieplnych, spawanie w atmosferze ochronnej lub powietrzu, łączenie materiałów o różnym składzie chemicznym i własnościach. Wiązka promieniowania laserowego zastosowana jako źródło ciepła w procesie spawania ma wiele niezaprzeczalnych zalet. W procesach spawania laserowego uzyskuje się niewielką strefę oddziaływania cieplnego na materiał i niewielką objętość przetopionego materiału [61].

Przykłady spawarek laserowych stosowanych do łączenia biomateriałów i elementów protez oraz implantów, jak i efekty spawania zaprezentowano na rysunkach 4.1-4.4.



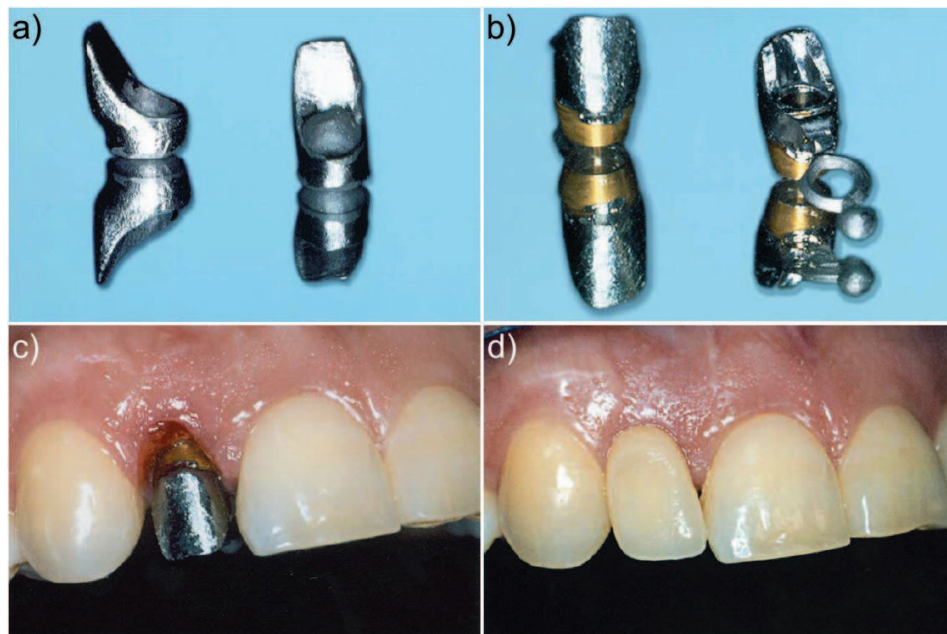
Rysunek 4.1. Laserowa spawarka ALPHALASER Laser ALC 35 wyposażona w mikroskop. Aparat o wszechstronnym zastosowaniu nadający się do laboratoriów o niewielkiej powierzchni [51]



Rysunek 4.2. Laserowa spawarka ALPHALASER Laser ALDT 30 o dużej komorze roboczej ze zintegrowanym systemem odsysania gazów oraz filtrem wychytującym drobne cząstki [51]



Rysunek 4.3. Wielofunkcyjna spawarka laserowa DEGUDENT Laser connexion 2 ergo do łączenia stopów dentystycznych w powietrzu lub osłonie gazowej z optyką zapewniającą precyzyjne i pozbawione naprężeń wykonanie najbardziej skomplikowanych prac protetycznych [34]



Rysunek 4.4. Modyfikacja tytanowego implantu za pomocą spawania laserowego; a) odlew implantu wykonany ze stopu tytanu, b) tytanowa śruba dopasowana do cech anatomicznych pacjenta i połączona przez spawanie laserowe, c) implant osadzony w szczęce pacjenta, d) implant przykryty ceramiczną koroną zęba [34]

Spawanie elektronowe wiązką elektronów o średnicy do 0,1 mm w próżni umożliwia precyzyjne i czyste łączenie drobnych elementów w dużym przedziale grubości, wykonanych z materiałów zróżnicowanych pod względem składu chemicznego i własności. Istotą procesu spawania wiązką elektronów jest wykorzystanie energii kinetycznej elektronów poruszających się z bardzo dużą prędkością (ok. 200 km/s) w próżni. Podczas bombardowania powierzchni metalu główna część energii kinetycznej elektronów przekształca się w ciepło, które roztopia metal.

Spawanie mikroplazmowe cechuje się wysoką temperaturą, skoncentrowanym nagrzewaniem, dużą stabilnością łuku umożliwiającą jarzenie się przy natężeniu prądu, nawet poniżej 1 A. Natężenie prądu spawania mikroplazmowego wynosi 0,1 A do 20 A. Metoda jest przydatna do spawania elementów drobnych oraz wysokotopliwych. Podczas spawania plazmowego są wykorzystywane dwa strumienie gazu: gaz plazmowy, który przepływa otaczając elektrodę wolframową i który tworzy słup łuku plazmowego, oraz gaz osłonowy, który chroni jeziorko ciekłego metalu.

Zgrzewanie umożliwia łączenie bez udziału spoiwa, elementów wykonanych ze zróżnicowanych pod względem składu chemicznego i własności. W najczęściej stosowanym zgrzewaniu oporowym, złącze powstaje w wyniku działania ciepła powstałego wskutek przepływu prądu w miejscu docisku. Możliwe jest stosowanie mikrozgrzewania tarciowego, ultradźwiękowego i innych. Zgrzewanie rezystancyjne umożliwia uzyskanie trwałego połączenia uzyskanego w wyniku nagrzania obszaru styku łączonych części, przepływającym przez nie prądem elektrycznym i odkształcenia plastycznego tego obszaru przez wywarcie odpowiedniej siły docisku. Zgrzewanie tarciove umożliwia uzyskanie trwałego połączenia w wyniku nagrzewania łączonych części, ciepłem tarcia i znacznego odkształcenia plastycznego obszaru styku.

Lutowanie umożliwia łączenie elementów wykonanych z jednorodnego materiału lub z materiałów metalowych, szkła i ceramiki, zróżnicowanych pod względem składu chemicznego i własności, za pomocą roztopionego metalu dodatkowego, zwanego lutowiem. Temperatura topnienia spoiwa jest niższa od temperatury topnienia materiału łączonego. Roztopione spoiwo wypełnia przestrzeń między ściśle dopasowanymi powierzchniami elementów łączonych, w wyniku oddziaływania sił kapilarnych. Metoda ta jest głównie stosowana do metali, lecz może być też stosowana do materiałów niemetalowych. Duży asortyment spoiw umożliwia wytworzenie złączy o różnych własnościach, w tym obojętnych lub aktywnych biologicznie [59].

Klejenie umożliwia łączenie elementów wykonanych z jednorodnego materiału lub z materiałów szkła, ceramiki i tkanki naturalnej, zróżnicowanych pod względem składu chemicznego i własności metalowych, za pomocą tworzyw niemetalowych zwanych klejami. Klejenie dokonuje się najczęściej w temperaturze pokojowej, co znacznie rozszerza możliwości jego zastosowań. Własności złącza określone są wartością sił adhezji między powierzchniami łączonymi i sił kohezji w spoinie.

4.2. Zastosowanie cementów kostnych w chirurgii kostnej

Szczególnym przykładem wykorzystania technik klejenia w medycynie, jest zastosowanie spoiw cementowych w alloplastyce stawu biodrowego, kolanowego i barkowego, a także w chirurgii plastycznej i rekonstrukcyjnej. Cechy połączeń cementami kostnymi są w swojej istocie jakościowo podobne do cech złączy spajanych stosowanych w budowie maszyn, mechanizmów, narzędzi, lub układach elektronicznych i od strony struktury, własności mechanicznych, korozyjnych należy rozpatrywać je jako spoiwa, z zastosowaniem kryteriów inżynierii spajania rozszerzonych o wymagania dotyczące własności biomedycznych.

Takie spojrzenie na problematykę łączenia biomateriałów winno doprowadzić do zdefiniowania obszaru i kierunków rozwojowych inżynierii spajania biomateriałów metalowych, ceramicznych, polimerowych i naturalnej tkanki, szczególnie w chirurgii kostnej i stomatologii [45, 74-77].

Istotnym czynnikiem decydującym o powodzeniu protezowania stawu biodrowego jest właściwe spojenie trzpienia z kością udową. Połączenie to może być bezcementowe lub z wykorzystaniem cementu kostnego jako spoiwa.

Cement kostny został użyty po raz pierwszy w transplantologii w latach 50. XX wieku przez Charnley'a. Cement kostny poprawił znacznie połączenie pomiędzy sztywną metalową protezą o wysokim module sprężystości, a tkanką kostną o niskim module. Wprowadzenie tego materiału do praktyki klinicznej spowodowało jednak pojawienie się wielu nowych problemów [19].

Zalicza się do nich:

- wysoką temperaturę polimeryzacji,
- wydzielanie toksycznych monomerów,
- skurcz cementu podczas polimeryzacji,
- porowatość materiałów polimerowych,
- złe dopasowanie własności wytrzymałościowych spowodowane tym, iż cement jest materiałem mniej wytrzymałym zarówno od kości jak od implantu.

Cementy kostne są produktami dwuskładnikowymi, z których po wymieszaniu powstaje mieszanina, która zostaje umieszczona w miejscu przeznaczenia. W chirurgii kostnej cementy znalazły dwa główne zastosowania:

- do mocowania endoprotez stawów – spajanie metali lub innych materiałów z kością lub ze sobą;
- w chirurgii rekonstrukcyjnej i plastycznej – ścisłe wypełnianie przestrzeni ubytków kostnych.

Większość stosowanych obecnie cementów akrylowych posiada podobny skład, który nieznacznie się zmienia w zależności od producenta. W tabelicy 4.1. przedstawiono typowy dla akrylowych cementów kostnych skład chemiczny. W wyniku zmieszania składników ze sobą, w obecności aktywatora i stabilizatora, zachodzi polimeryzacja monomeru aktywowana nadlenkiem benzoilu.

Cement kostny wypełniając wolną przestrzeń pomiędzy protezą, a nieregularną powierzchnią kości spełnia ważną rolę w stabilizowaniu endoprotezy. Stanowi on warstwę pośrednią między metalową protezą o wysokiej sztywności, a kością charakteryzującą się mniejszą sztywnością. Przenoszone przez cement obciążenia związane są z poruszaniem się, dlatego badania własności mechanicznych cementów powinny odbywać się zarówno w warunkach statycznych jak i dynamicznych.

Tablica 4.1. Typowy skład akrylowych cementów kostnych [69]

Składnik ciekły	Udział masowy, %
Metakrylan metylu (monomer)	85%
Metakrylan butylu (środek wiążący)	15%
Dimetylo paratoluidyna (aktywator)	2-3%
Hydrochinon (stabilizator, inhibitor)	1-2%
Składnik proszkowy	1-10%
Polimetakrylan metylu (PMMA)	90%
Nadtlenek benzoilu (inicjator)	2-3%
BaSO ₄ lub ZrO ₂ (środek cieniujący)	4-8%

Cementy kostne charakteryzują się następującymi parametrami technologicznymi:

Czas wiązania, który upływa od momentu połączenia składnika proszkowego z ciekłym do całkowitego utwardzenia tworzywa. Po wymieszaniu składników uzyskuje się ciekłą homogeniczną masę o małej lepkości. Ciecz ta w krótkim czasie zwiększa swoją lepkość uzyskując konsystencję ciasta. W następnym czasie cement traci kleistość, a dalsza polimeryzacja doprowadza go do stanu stałego. Czas wiązania zależy od stosunku ilościowego składników ciekłego i proszkowego, temperatury składników oraz temperatury otoczenia. Niska temperatura wydłuża czas wiązania. Dla przykładu zwiększenie temperatury z 20 do 27°C skraca czas wiązania o około 2 minuty.

Wydzielanie ciepła związane jest z egzotermiczną reakcją polimeryzacji. Wydzielanie ciepła rośnie wraz z grubością ścianki cementowej protezy. Badania określiły, iż maksymalna grubość ścianki nie powinna przekraczać 4 mm. Polimeryzacja tworzywa przy takiej grubości ścianki wytwarza bezpieczne ciepło, które nie powoduje koagulacji białek będącej przyczyną martwicy.

Skurcz materiału obserwowany podczas reakcji polimeryzacji. W pierwszej fazie reakcji obserwuje się zmniejszanie objętości protezy, podczas fazy, w której obserwowane jest wydzielanie ciepła następuje zwiększenie objętości. Podczas stygnięcia cementowej plombki następuje kolejny skurcz. Teoretycznie monomer podczas reakcji polimeryzacji traci 20% swojej objętości, dlatego przykładowa kompozycja składająca się w jednej trzeciej z monomeru i dwóch trzecich proszku charakteryzuje się 8% skurczem.

Lepkość jest ważnym parametrem decydującym o zapewnieniu właściwej penetracji tkanki kostnej przez cement. Dlatego sugeruje się używanie cementów o małej lepkości, które penetrując głębiej kość gąbczastą zapewniają lepsze własności użytkowe w porównaniu z cementami o dużej lepkości.

Porowatość charakteryzująca udział powietrza wprowadzonego do cementu podczas mieszania składnika ciekłego z proszkowym. W typowych zastosowaniach porowatość waha się w przedziale 5-16%.

Własności mechaniczne są najbardziej zróżnicowanym parametrem stosowanych obecnie akrylowych cementów kostnych. W większości publikacji autorzy skupiają się na gęstości (opisującej w pewnym stopniu porowatość cementów), masie cząsteczkowej, module Younga, wytrzymałości zmęczeniowej (podczas ścierania, ściskania, zginania, ścinania) i udarności. Cement uczestniczy w przenoszeniu naprężeń pomiędzy endoprotezą a kością. Powtarzające się cyklicznie naprężenia powodują zmiany własności mechanicznych tego tworzywa. Dlatego podstawowymi parametrami wytrzymałościowymi są wytrzymałość zmęczeniowa oraz udarność. Większość badań mających na celu poprawienie cech wytrzymałościowych cementów kostnych zakłada główny wpływ porowatości, która je obniża. Dodatkowo na własności mechaniczne mają wpływ wielkości porów, udział środków cieniujących i masa cząsteczkowa. Niską porowatością, lepszymi własnościami zmęczeniowymi oraz lepszą udarnością charakteryzują się cementy o obniżonej lepkości (porowatość około 5%). Pomimo dużego zróżnicowania wartości poszczególnych cech, wszystkie cementy kostne spełniają wymagania normy ISO 5833.

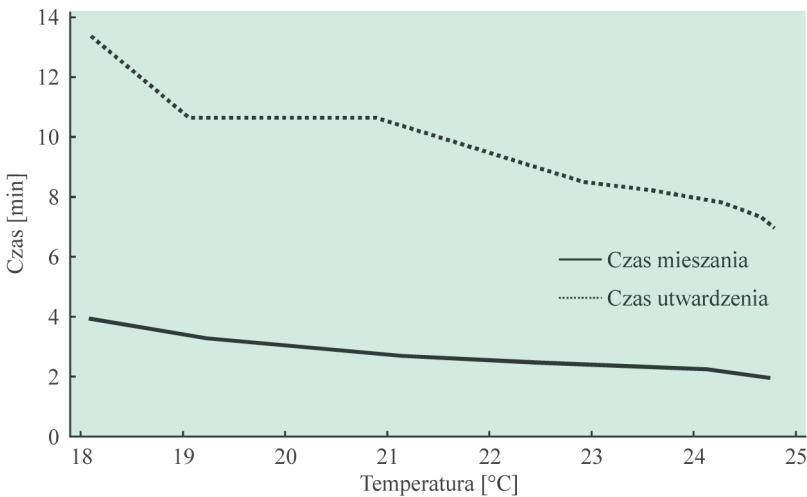
Na własności mechaniczne akrylowego cementu kostnego mają wpływ następujące czynniki (tabl. 4.2):

- skład chemiczny (rodzaj polimeru i jego masa cząsteczkowa, rodzaj monomeru, udział inicjatora, aktywatora i stabilizatora),
- czynniki zewnętrzne (temperatura, wilgotność względna otoczenia),
- starzenie,
- różnego rodzaju dodatki (np.: środki cieniujące i antybiotyki),
- niewłaściwa technika mieszania i ugniatania,
- spóźnione wprowadzenie cementu do kości,
- zanieczyszczenie krwią i resztkami tkanek.

W pierwszej kolejności dokonuje się przymiaru trzpienia endoprotezy dla określenia miejsca wykonania cięcia na szyjce kości udowej w celu odcięcia jej wraz z głową. Warunkiem uzyskania maksymalnej wydolności mechanicznej szyjki jest pozostawienie jej na długości około 1 cm w strefie określanej jako łuk Adamsa. Po odcięciu piłką mechaniczną części szyjki wraz z głową, zostaje wycięty w tkance gąbczastej szyjki otwór o kształcie prostokąta penetrujący

Tablica 4.2. Wybrane własności handlowych cementów kostnych [15, 23, 46, 55]

Cecha	Cement	Kość zbita	Kość gąbczasta
Temperatura polimeryzacji T_p , °C	55-82,5	-	-
Masa cząsteczkowa $M_n \cdot 10^3$	300-600	-	-
Wytrzymałość na ścislenie R_s , MPa	65-125	170-193	1,9-7,0
Odporność na pękanie K_{IC} , MPa·m ^{1/2}	1,4-2,2	2-12	-
Wytrzymałość na zginanie R_g , MPa	54-116	160-180	15,8
Moduł Younga przy zginaniu E , MPa	2000-2700	17000-19000	180-330
Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa	35-40	60-160	-



Rysunek 4.5. Wpływ temperatury na czas mieszania i utwardzenia cementu Surgical Simplex® podany przez producenta [65, 76]

do jamy szpikowej. W powstały otwór wprowadza się odpowiednio wyprofilowaną raszplę dla wykonania łoży dla trzpienia. W dalszej kolejności łożę trzpienia należy irygacyjnie przepłukać w celu usunięcia uszkodzonych tkanek i osuszyć gazą. Do tak przygotowanej jamy wprowadza się przygotowany półpłynny cement kostny w obecności przewodu odpowietrzającego (igielitowa rurka o średnicy 4 mm). Końcowym etapem jest umieszczenie w wypełnionej cementem jamie, trzpienia endoprotezy, aż do oparcia się kołnierza o szyjkę kości udowej. W trakcie zestalenia cementu kostnego na protezę wywiera się nacisk. W tym czasie z otoczenia endoprotezy usuwa się także dren odpowietrzający oraz resztki cementu.

Podczas wykonywania kompozycji kieruje się na ogół zaleceniami producenta cementu kostnego i dla temperatury 22°C dobiera się na podstawie wykresu (rys. 4.5) czasy poszczególnych czynności, które przedstawiono w tablicy 4.3.

Tablica 4.3. Przebieg procesu sporządzania cementowego spoiwa [65, 76]

Lp.	Zabieg	Czas, s
1	Napełnienie naczynia proszkowym składnikiem cementu	-
2	Dodanie ciekłego składnika w założonym udziale	-
3	Mieszanie cementu do momentu uzyskania homogenicznej masy	90
4	Wypełnienie formy ciekłym cementem.	180
5	Czas wiązania cementu	1800
6	Wyjęcie próbek z formy i ich dalsza obróbka	-

a)



b)



Rysunek 4.6. Mieszadła, do homogenizacji badanych kompozycji cementowych w warunkach obniżonego ciśnienia [65, 76]; a) MixEvac® II – standardowe mieszadło najczęściej wykorzystywane w zabiegach, b) ACM® SYSTEM – mieszadło wyposażone w cylinder (w dolnej części) służący do wstrzykiwania cementu pod ciśnieniem do kanału szpikowego kości

Wskazane jest aby homogenizacja składników kompozycji przebiegała w warunkach obniżonego ciśnienia. Warunki takie gwarantują specjalne mieszadła dedykowane przez producenta cementu (rys. 4.6).

Możliwe jest także zastosowanie alternatywnej metody, polegającej na zastosowaniu obniżonego ciśnienia po wymieszaniu cementu kostnego. Obniżone ciśnienie uzyskuje się w szczelnym eksykatorze podłączonym węzłem do wodnej pompki inżektorowej [63, 64]. Schemat układu do wytwarzania kompozycji tą metodą przedstawiony został na rysunku 4.7.

Zbadano trzy warianty wytwarzania kompozycji [65]. Pierwszy wariant polegał na wymieszaniu kompozycji i utwardzaniu cementu kostnego w warunkach ciśnienia atmosferycznego.



Rysunek 4.7. Stanowisko do wytwarzania próbek pod obniżonym ciśnieniem: 1 – pompa, 2 – przewód łączący, 3 – eksykator [65, 76]

Tablica 4.4. Warianty wytwarzania spoiwa [65, 76]

Lp.	Ciśnienie mieszania	Ciśnienie utwardzania cementu kostnego
1	Atmosferyczne	Atmosferyczne
2	Atmosferyczne	Obniżone
3	Obniżone	Atmosferyczne

W drugim wariantcie sprawdzono skuteczność stosowania obniżonego ciśnienia w trakcie utwardzania cementu. Trzeci wariant miał potwierdzić skuteczność mieszania kompozycji pod obniżonym ciśnieniem. Utwardzanie spoiwa odbywało się w ciśnieniu atmosferycznym. Warianty wytwarzania cementu przedstawiono w tablicy 4.4.

Wyznaczniem przydatności sposobu wytwarzania spoiwa była porowatość oraz odchylenie standardowe charakteryzujące powtarzalność cech cementu kostnego. Najwyższą porowatością wynoszącą 9,33% (tabl. 4.5) charakteryzowały się próbki przygotowywane w wyniku mieszania i utwardzania pod ciśnieniem atmosferycznym. Pomiary próbek wykonanych tą metodą obarczone były także znacznym błędem dochodzącym do 50%.

Zastosowanie obniżonego ciśnienia podczas utwardzania cementu kostnego nie przyniosło poprawy z uwagi na znaczną lepkość kompozycji, którą po wymieszaniu umieszczano w formach. Lepkość była na tyle wysoka, że wprowadzone podczas mieszania powietrze było zatrzymywane wewnątrz cementu kostnego. Próbki wykonane przy zastosowaniu obniżonego ciśnienia podczas utwardzania posiadały znaczną porowatość wynoszącą 7,54% oraz niejednorodność dyskwalifikującą ten wariant do zastosowań praktycznych.

Tablica 4.5. Wynik oznaczania porowatości w zależności od wariantu przygotowania kompozycji [65, 76]

Nr oznaczenia	Wariant przygotowywania kompozycji		
	1	2	3
1	10,6	2,72	1,40
2	3,59	9,73	1,84
3	5,35	5,35	2,02
4	13,9	9,29	1,67
5	13,2	10,6	1,31
średnia	9,33	7,54	1,65
S	4,64	3,37	0,293

Wysoką jednorodność materiału doświadczalnego wpływającą na powtarzalność wyników badań i zmniejszenie porowatości uzyskano w wyniku mieszania w specjalnym mieszadle umożliwiającym sporządzanie kompozycji w warunkach obniżonego ciśnienia. Zmniejszenie porowatości niemodyfikowanego cementu kostnego do poziomu 1,7% przy stosunkowo wysokiej powtarzalności próby (błąd w granicach 17%) pozwala na wykonanie badań.

Najwydajniejsze usuwanie powietrza z kompozycji zachodzi w momencie kiedy ma ona niską lepkość. Stosując odpowiedni reżim czasowy można osiągnąć wysokie własności wytrzymałościowe oraz wysoką powtarzalność.

Od pierwszego zastosowania cementowych endoprotez technika spajania ulegała ciągłym modyfikacjom. Początkowo składniki cementu kostnego mieszano w otwartym naczyniu, a następnie tak przygotowaną masę wypełniano ręcznie jamę szpikową. Do tak przygotowanej łoży wprowadzano trzpień endoprotezy. Opisana technika zapewniała 85% skuteczność na przestrzeni 15 lat od wszczepienia. Późniejsze modyfikacje techniki łączenia kości z protezą za pomocą cementów kostnych oparte były na obserwacjach połączenia z autopsji oraz na modelach laboratoryjnych.

W wyniku badań na przestrzeni lat koncentrowano się głównie na poprawieniu wiązania pomiędzy cementem kostnym, a kością oraz zminimalizowaniu porowatości cementu kostnego obniżającej jego własności mechaniczne. Wprowadzono również różnego rodzaju przyrządy do pozycjonowania protez, dzięki którym oprócz prawidłowej pozycji protezy uzyskiwano optymalną grubość cementowej plomby. W wyniku ulepszania technik spajania poprawiono efektywność cementowych połączeń, która wynosi obecnie 85-90% na przestrzeni 15 lat oraz 80-85% na przestrzeni 20 lat [63, 65].

4.3. Spawalność stali austenitycznych stosowanych na implanty śródszpikowe

Spawalność stali nierdzewnej w zależności od gatunku ograniczona jest w różnym stopniu takimi czynnikami, jak [58]:

- tworzenie się struktury martenzytycznej w złączach stali chromowych,
- pękanie na zimno w złączach stali chromowych martenzytycznych,
- uczulenie na korozję międzykrystaliczną w złączach stali chromowo-niklowej austenitycznej,
- pękanie na gorąco w złączach stali austenitycznej,
- kruchość spowodowana tworzeniem się fazy sigma w złączach stali chromowo-niklowej austenitycznej,
- odkształcenia cieplne stali chromowo-niklowej austenitycznej wskutek ich wysokiego współczynnika rozszerzalności cieplnej (1,5x wyższego od stali niestopowych) i małej przewodności cieplnej (2x niższej od stali niestopowych),
- skłonności do kruchości 475 w złączach stali austenityczno-ferrytycznej,
- nieprawidłowej równowagi między ferrytem i austenitem w złączach stali austenityczno-ferrytycznej,
- zmniejszeniem odporności na korozję elektrochemiczną w wyniku wydzielenia faz międzymetalicznych lub węglików w złączach stali austenityczno-ferrytycznej.

Wymienione ograniczenia spawalności stali nierdzewnej uwarunkowane są składem chemicznym materiału rodzimego i dodatkowego oraz warunkami i parametrami cyklu cieplnego spawania. Warunki spawania mają szczególne znaczenie w przypadku złożonego cyklu cieplnego spawania, jaki ma miejsce np. w czasie spawania wielościegowego z dużą liczbą ściegów, procesów naprawczych wadliwych spoin i napawania regeneracyjnego. W warunkach złożonego cyklu cieplnego spawania strefa wpływu ciepła podlega bowiem wielokrotnym, złożonym i często do końca niezbadanym przemianom struktury decydujących o jakości połączenia.

Cykl cieplny spawania, jako suma oddziaływań cieplnych na spoinę i materiał podstawowy w wyniku kolejnych zabiegów nagrzewania, wygrzewania i chłodzenia w czasie wykonywania kolejnych ściegów spoiny wywiera w wielu stalach nierdzewnych zasadniczy wpływ na stosunek udziału ferrytu i austenitu w spoinie i strefie wpływu ciepła oraz na procesy tworzenia się licznych i zróżnicowanych pod względem struktury i wpływu na własności tej strefy, faz międzymetalicznych. Charakter cyklu cieplnego spawania zależy od energii liniowej spawania, liczby ściegów oraz warunków wymiany ciepła w obszarze spawania.

Szybkość nagrzewania, szybkość chłodzenia i w konsekwencji czas, w jakim spoina i strefa wpływu ciepła znajduje się w ważnym ze względu na procesy wydzieleniowe przedziale temperatury od 1200 do 700°C zależne od energii liniowej, temperatury międzyścięgowej, gabarytów spawanego elementu i warunków zewnętrznych, mają istotny wpływ na proces konstytuowania spoiny i strefy wpływu ciepła. Mają one wpływ na strukturę spoiny i strefy wpływu ciepła stali, w tym wielkość ziarna, rodzaj i udział składników fazowych, oraz na własności mechaniczne i fizykochemiczne połączenia.

Zapewnienie wysokiej plastyczności i odporności na pękanie złączy spawanych stali wysokochromowych ferrytycznych wymaga ograniczenia stężenia węgla i azotu w stali oraz w materiałach dodatkowych do granicznej rozpuszczalności tych pierwiastków w ferrycie. Większe stężenia węgla i azotu w stali sprzyjają tworzeniu się węglików i azotków chromu rozpuszczających się w roztworze stałym w wysokiej temperaturze [88].

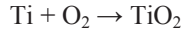
Istotnym ograniczeniem spawalności austenitycznej stali Cr-Ni odpornej na korozję jest korozja międzykrystaliczna w wyniku uczulenia w czasie spawania. Korozja międzykrystaliczna jest główną przyczyną niszczenia elementów maszyn i urządzeń ze stali austenitycznej Cr-Ni eksploatowanej w środowiskach korozyjnych. Bezpośrednią przyczyną tego rodzaju korozji jest obecność w stali węgla i zubożenie przygranicznych stref ziarn austenitu w chrom, wskutek wydzielania się węglików $(Fe,Cr)_23C_6$ na granicach ziarn austenitu w czasie wygrzewania w temperaturze od 500 do 650°C. Mechanizm dechromizacji opisano w rozdziale 3.4, któremu można przeciwdziałać przez zmniejszenie stężenia węgla do granicznej rozpuszczalności tego pierwiastka w austenicie, zwykle poniżej 0,03% przez wytapianie stali w próżniowym procesie świeżenia kąpeli tlenem VOD (j. ang.: *Vacuum Oxygen Decarburization*) i stabilizowanie stali [1].

Krystalizacja stopów Fe + 18% Cr zawierających ponad 8% Ni zaczyna się od tworzenia roztworu stałego α , który w reakcji z roztworem ciekłym wzbogaconym w Ni krystalizuje w postaci fazy γ . Stąd wymienione stopy bezpośrednio po zakrzepnięciu mają strukturę mieszaniny faz $\alpha + \gamma$. Austenit w porównaniu z ferrytem ma większy współczynnik rozszerzalności cieplnej i skurcz w procesie krzepnięcia oraz mniejsze przewodnictwo cieplne. Może to być przyczyną skłonności stali austenitycznych do tworzenia pęknięć krystalizacyjnych podczas spawania [1]. Duża szybkość odprowadzenia ciepła ze spoiny przez łączone elementy powoduje, że spoina oraz strefa wtopienia nie uzyskują po zakrzepnięciu, a nawet po ochłodzeniu do temperatury pokojowej struktury równowagowej i cechują się niejednorodnością składu chemicznego.

4.4. Spawalność stopów tytanu stosowanych na implanty śródszpikowe

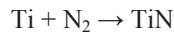
Głównym czynnikiem zmniejszającym spawalność tytanu i jego stopów jest jego wysoka reaktywność w stosunku do: tlenu, azotu, wodoru i węgla w wysokiej temperaturze.

Podczas nagrzewania w atmosferze powietrza już w temperaturze 450°C tworzy się tlenek tytanu zgodnie z reakcją:

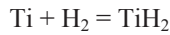


Duże powinowactwo tytanu do tlenu uniemożliwia usunięcie tlenu z jeziorka spawalniczego drogą redukcji.

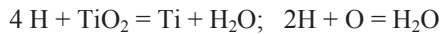
Azot w tytanie zwiększa jego twardość i zmniejsza plastyczność. W temperaturze wyższej od 800°C tytan reaguje z azotem:



Wodór w tytanie i jego stopach mocno obniża udarność i plastyczność. Wodór reaguje z tytanem według reakcji:

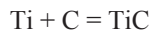


Diwoderek tytanu TiH_2 zwiększa kruchość tytanu. W wysokiej temperaturze wodór rozpuszczony w tytanie może wiązać tlen według reakcji:



W wyniku reakcji w metalu spoiny tworzą się pory. Jedną z przyczyn ich powstawania jest zmiana rozpuszczalności wodoru w tytanie.

Węgiel w tytanie i jego stopach jest szkodliwą domieszką i występuje w roztworze stałym jako węglik tytanu TiC tworzący się według reakcji:



Węglik tytanu ma wysoką twardość i powoduje kruchość spoiny.

Umocnienie tytanu wywołują nawet setne części procenta węgla i innych zanieczyszczeń, tytan o dobrej spawalności powinien mieć twardość mniejszą od 200 HB.

Większe stężenia zanieczyszczeń są jedną z przyczyn powstania w złączach spawanych pęknięć zimnych. Pęknięcia zimne w złączach tytanu powstają w wyniku utraty plastyczności różnych obszarów złącza, czego przyczyną również są gazy, jako szkodliwe domieszki w roztworze stałym. Pęknięcia zimne w spawanych złączach tytanu, powstające bezpośrednio

po spawaniu albo jako pęknięcia zwłoczne, powstają w wyniku wydzielania się wodoru z roz-
tworu stałego i tworzenia wodorków tytanu, co prowadzi do znacznego wzrostu kruchości
materiału i powstawania wysokich naprężeń wewnętrznych.

Warunkiem wysokiej jakości złączy spawanych jest stosowanie materiału spawanego
i spoiwa o wysokiej czystości oraz bardzo dobrej osłony gazowej pola spawania.

5. Autorskie rozwiązania gwoździ śródszpikowych do stabilizacji kości udowej

5.1. Gwoździe śródszpikowe z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej

W poprzednich rozdziałach 1-4 zaprezentowano ogólny stan dotychczasowej wiedzy dotyczącej rozwiązań konstrukcyjnych, technologicznych i materiałowych implantów śródszpikowych stosowanych w osteosyntezie kości długich. Wiedzę tę uzupełniono o ogólne informacje dotyczące podstawowych materiałów inżynierskich stosowanych w implantologii, jak również dotyczące spajania tych materiałów. Wskazano również na możliwości zastosowania tych materiałów na gwoździe śródszpikowe.

W niniejszym rozdziale przedstawiono natomiast wyniki własnych autorskich prac nad oryginalnymi rozwiązaniami konstrukcyjnymi wraz z doбором odpowiednich materiałów inżynierskich na gwoździe śródszpikowe do zastosowania w osteosyntezie kości udowej oraz zaleceniami technologicznymi.

Prezentowane niżej przykłady konstrukcji gwoździ śródszpikowych, stanowią propozycje Autorów niniejszej książki, sposobu ryglowania implantu wewnątrz kanału śródszpikowego dla wybranej kości, cech pacjenta oraz typu złamania.

Kość udowa jest najczęściej operowaną kością z wykorzystaniem metody gwoździowania śródszpikowego, wobec tego większość innowacji technologicznych w implantowaniu śródszpikowym skupia się właśnie w obszarze tej kości [17]. Z tego powodu wytypowano ją do dalszych rozważań. Potencjalnym użytkownikiem tych implantów jest osoba o wzroście około 170-180 cm, masie ciała 70-80 kg i w wieku 20-40 lat. Wymieniony wzrost pacjenta, jest wysokością przeciętnego Europejczyka, do której dobrano odpowiednią dla niej masę ciała. Natomiast podany wiek mieści się w okresie życia człowieka, w którym własności tkanki kostnej i innych są zadawalające.

Dla analizowanych konstrukcji implantów wybrano złamanie trzonu kości udowej. O wyborze zdecydowało częstsze występowanie przypadków tego typu urazu w praktyce klinicznej, w porównaniu do chociażby złamania głowy kości udowej. Wpłynęła na to również predyspozycja tego typu złamania do zastosowania/stworzenia nowych technik ryglowania.

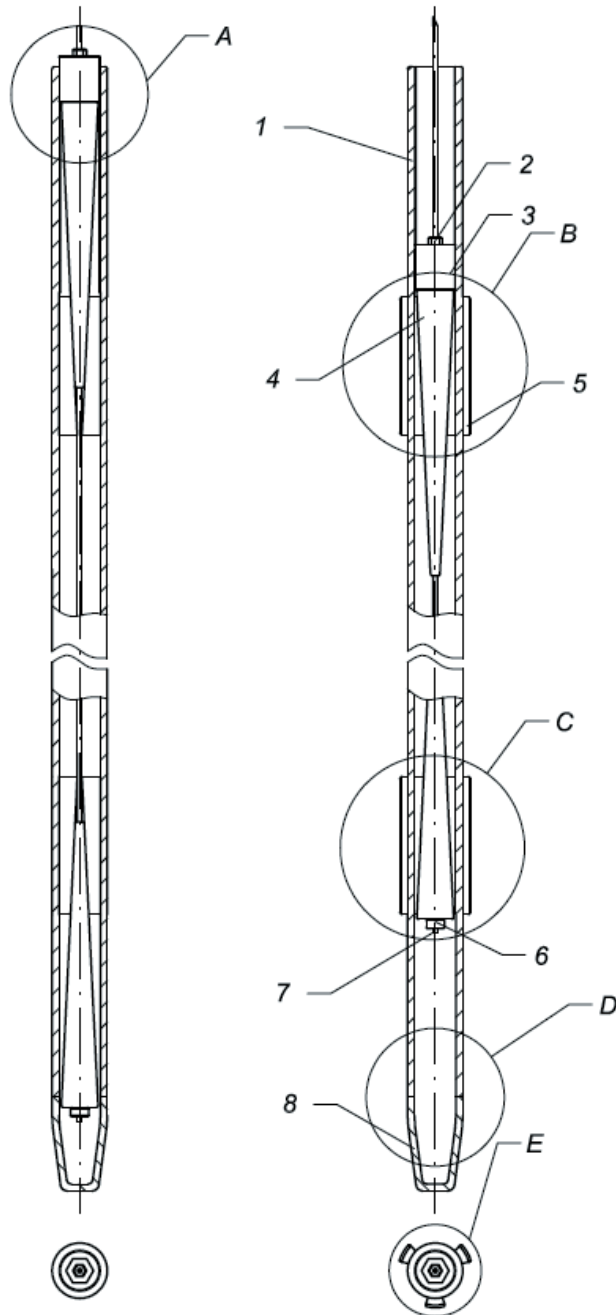
W konstrukcji implantu śródszpikowego do osteosyntezy kości udowej z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej (rys. 5.1-5.4) nie zastosowano dodatkowych śrub ryglujących gwoźdźcia śródszpikowego, które niepotrzebnie osłabiałyby strukturę uszkodzonej już kości. Osiągnięto to dzięki kotwiczeniu śródszpikowemu nieinwazyjnie stabilizującemu układ.

Stabilizacja złamanej kości następuje wskutek nacisku wywieranego na ścianki kanału kości od wewnątrz przez trzy wysuwające się od osi kanału żebra w części implantu proksymalnej i dystalnej. Zablockowanie implantu w obu jego końcach zapewnia skuteczną stabilizację zarówno w przypadku złamań niestabilnych rotacyjnie, jak i tych o dużym niebezpieczeństwie przemieszczeń poosiowych odłamów. Konstrukcja zapewnia dużą dokładność ryglowania dzięki oddzielnej regulacji docisku żeber do ścianek w części proksymalnej i dystalnej. Zastosowane rozwiązanie może również ograniczyć możliwe problemy w kotwiczeniu, wywołane nierównościami kanału szpikowego.

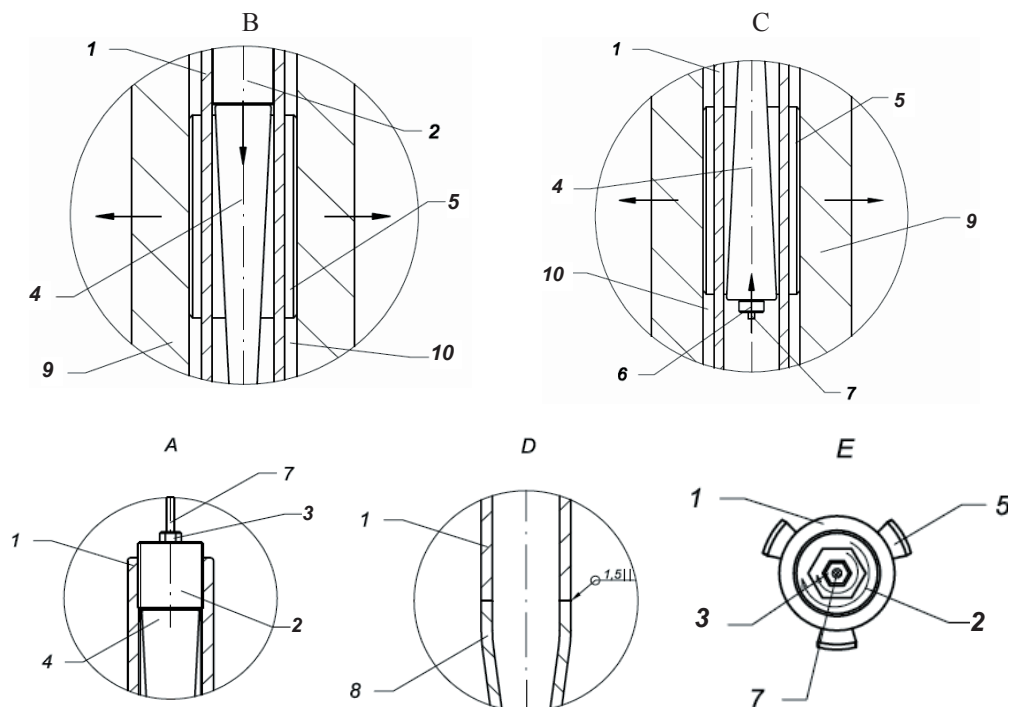
Gwoździe planuje się wykonywać ze stopu tytanu Ti6Al7Nb, który wybrano, gdyż w przeciwieństwie do tradycyjnego stopu Ti6Al4V nie zawiera wanadu, a więc pierwiastka o własnościach cytotoksycznych, który inicjuje zaburzenia neurogenne. Zamiast wanadu do stopu Ti6Al7Nb wprowadzono niob i tantal, które wraz ze swoimi tlenkami (Nb_2O_3 i Ta_2O_5) są obojętne dla organizmu ludzkiego. Z uwagi na większe powinowactwo niobu i tantalu do tlenu, niż aluminium, łatwiej podczas pasywacji powstają ich tlenki, tworząc zwartą i zaporową strukturę warstwy wierzchniej, bardziej odporną na korozję w środowisku tkanek i płynów ustrojowych, co zmniejsza liczbę powikłań odczynowych. Pod względem własności mechanicznych korzystniejszym wyborem byłby stop Ti6Al4V [11, 51].

Na żebra i wyporniki stożkowe dobranym materiałem jest polietylen o wysokiej gęstości PE-HD (*polyethylene high-density*). Zastosowanie tego materiału cechującego się wysoką odpornością chemiczną i dobrymi własnościami mechanicznymi i trybologicznymi, pozwala na ograniczenie masy żeber i wyporników stożkowych, które w układzie implantu są elementami dość znacznymi gabarytowo.

Inną innowacją tej konstrukcji jest zastosowanie procesu spawalniczego do łączenia. Dla uproszczenia procesu technologicznego gwoźdźcia jego górna i dolna część są spajane. Najwyższą dokładność wykonania złączy, biokompatybilność oraz minimalne zmiany



Rysunek 5.1. Przekrój gwoźdźa z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości: 1 – gwoździec, 2 – nakrętka, 3 – śruba, 4 – wypornik stożkowy, 5 – zeberko, 6 – nakrętka oporowa, 7 – pręt gwintowany, 8 – końcówka gwoźdźa [32]

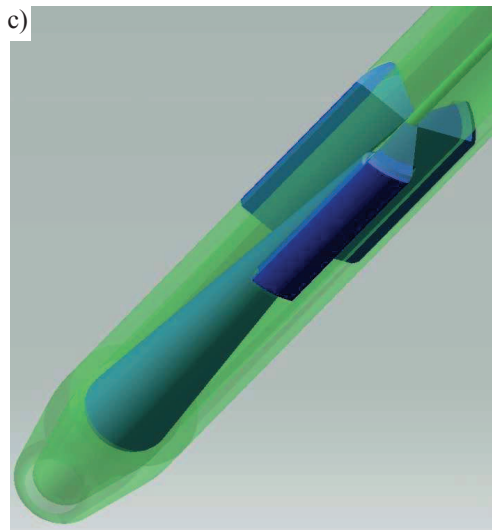
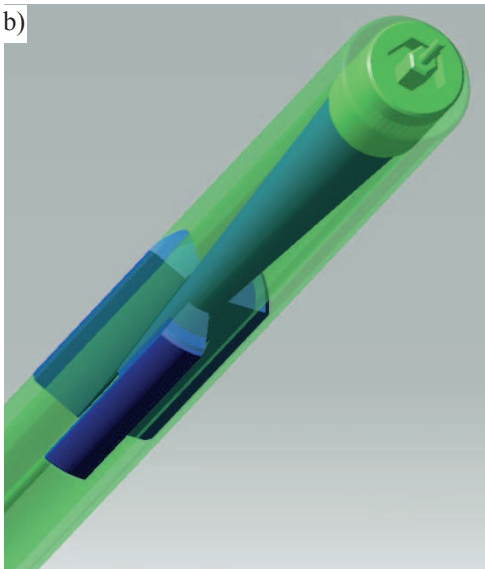


Rysunek 5.2. Szczegóły konstrukcji gwoźdźcia śródszpikowego z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia w części proksymalnej i dystalnej w kości przedstawionego na rys. 5.1: 1 – gwoździec, 2 – śruba, 3 – nakrętka, 4 – wypornik stożkowy, 5 – żeberko, 6 – nakrętka oporowa, 7 – pręt gwintowany, 8 – końcówka gwoźdźcia, 9 – kość, 10 – kanał szpikowy [32]

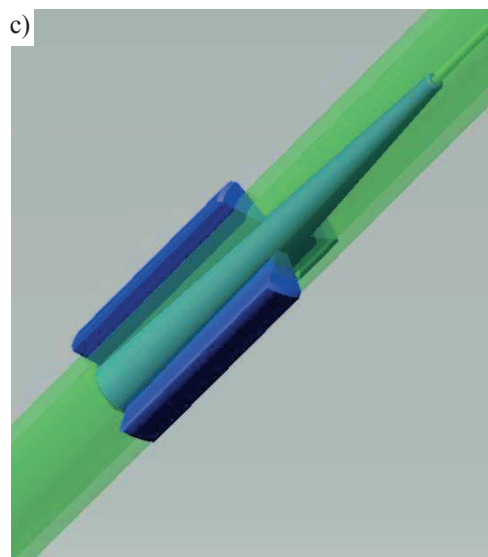
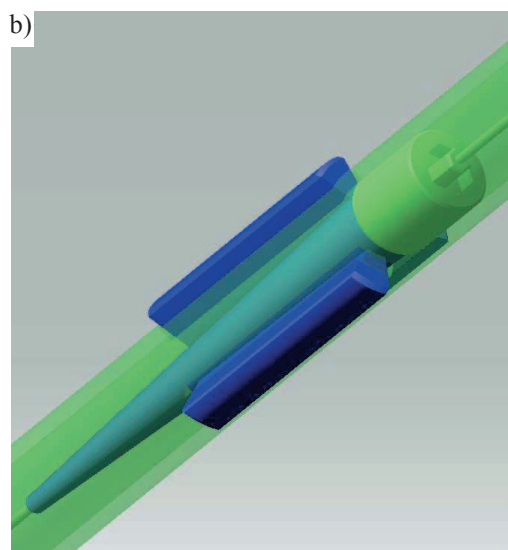
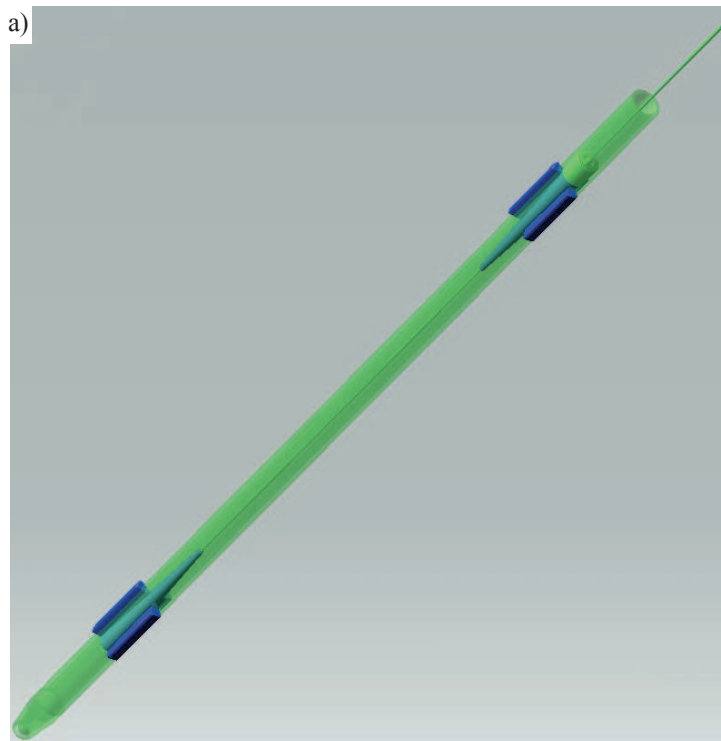
struktury w stosunku do materiału rodzimego umożliwia zastosowanie spawania elektrobowego lub laserowego względnie zgrzewanie lub lutowanie próżniowego złącza [42].

Walorami spawania laserowego w analizowanym rozwiązaniu gwoźdźcia są [42]:

- spawalność stopu tytanu Ti6Al7Nb,
- małe wymiary pola spawania,
- możliwość uzyskania bardzo wąskich spoin przy ograniczonej strefie wpływu ciepła w złączy spawanym,
- dokładność wymiarów złącza,
- nieznaczne odkształcenia elementów spawanych,
- brak materiału dodatkowego,
- wysoka czystość spawania.



Rysunek 5.3. Wizualizacja: a) gwoźdźcia śródszpikowego z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości w stanie spoczynku, b) część proksymalna, c) część dystalna



Rysunek 5.4. Wizualizacja: a) gwoźdź śródszpikowy śródszpikowy z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości w stanie pracy, b) część proksymalna, c) część dystalna

Do głównych cech gwoźdźcia śródszpikowego z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości należą:

- materiał implantu: Ti6Al7Nb, Polietylen HD (PE-HD),
- długość implantu: 420 mm,
- średnica implantu: 12 mm,
- końcowa średnica implantu, po wysunięciu się żeber: 16 mm,

a do głównych cech pacjenta:

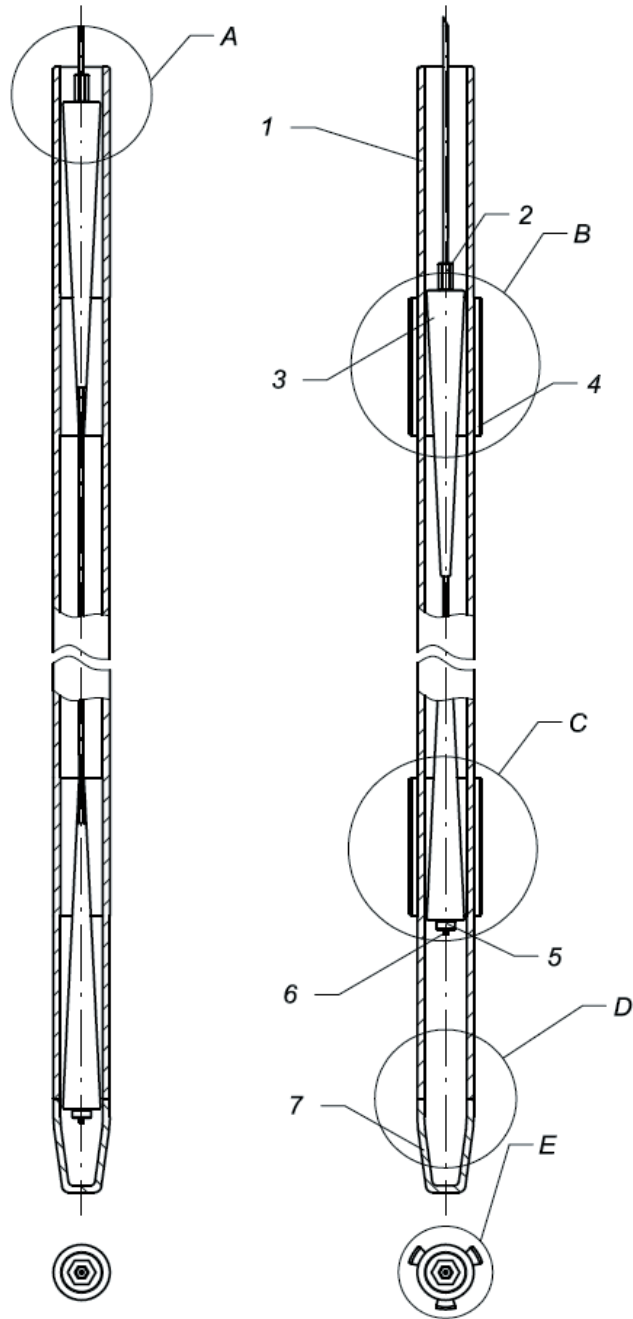
- złamana kość: kość udowa (złamanie trzonu),
- wzrost pacjenta: 170-180 cm,
- masa ciała pacjenta: 70-80 kg,
- wiek pacjenta: 20-40 lat.

Podstawowymi zaletami przyjętego rozwiązania konstrukcji gwoźdźcia śródszpikowego, są:

- brak dodatkowego uszkodzania struktury kości, poprzez rozwiercanie i wprowadzenie elementów ryglujących,
- dobra stabilizacja układu, w odcinku proksymalnym jak i dystalnym,
- mała powierzchnia styku implant-kość, która gwarantuje dobrą odbudowę ukrwienia,
- dokładne zakotwiczenie gwoźdźcia w kości, z osobną regulacją docisku żeber górnych i dolnych,
- dobra biokompatybilność użytych materiałów,
- lekka konstrukcja,
- łatwość wprowadzenia implantu do kanału szpikowego (rozwiercony kanał ma średnicę 16 mm, natomiast gwoździec w stanie odpoczynku ma średnicę 12 mm),
- łatwe i nieinwazyjne wyciągnięcie implantu z kanału szpikowego (żeberka chowają się do środka, tak jak w stanie odpoczynku), nie naruszając dodatkowo kości.

5.2. Gwoździec śródszpikowy ze wspólnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości

Kolejną konstrukcją to również gwoździec śródszpikowy służący do leczenia złamań i zaburzeń wzrostu kości udowej. Zasadniczo, implant jest bardzo podobny do poprzednio przedstawionego przykładu gwoźdźcia śródszpikowego z oddzielnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości. Odmiennością rozwiązania gwoźdźcia śródszpikowego ze wspólnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości (rys. 5.5-5.8)



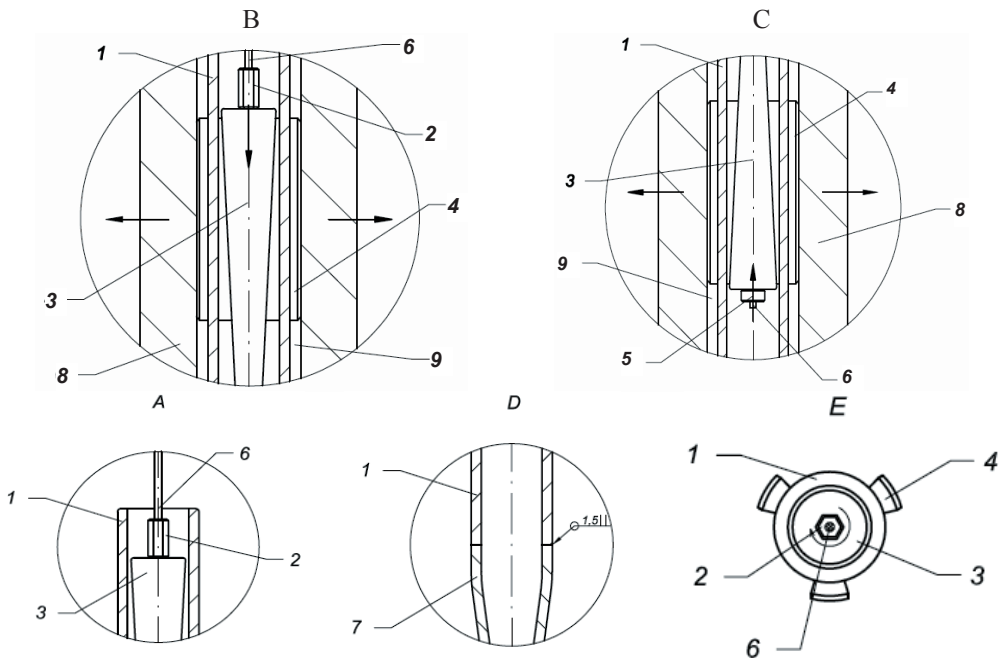
Rysunek 5.5. Przekrój gwoźdźcia śródszpikowego ze wspólnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości: 1 – gwoździec, 2 – nakrętka, 3 – wypornik stożkowy, 4 – zeberko, 5 – nakrętka oporowa, 6 – pręt gwintowany, 7 – końcówka gwoźdźcia [32]

jest brak osobnej regulacji docisku żeber górnych i dolnych, która jest pewnym uproszczeniem mechanizmu ryglowania dla danego gwoźdźca. Taka niewielka zmiana w konstrukcji powoduje zmniejszenie się, o pewną małą wartość, całkowitej masy tego implantu.

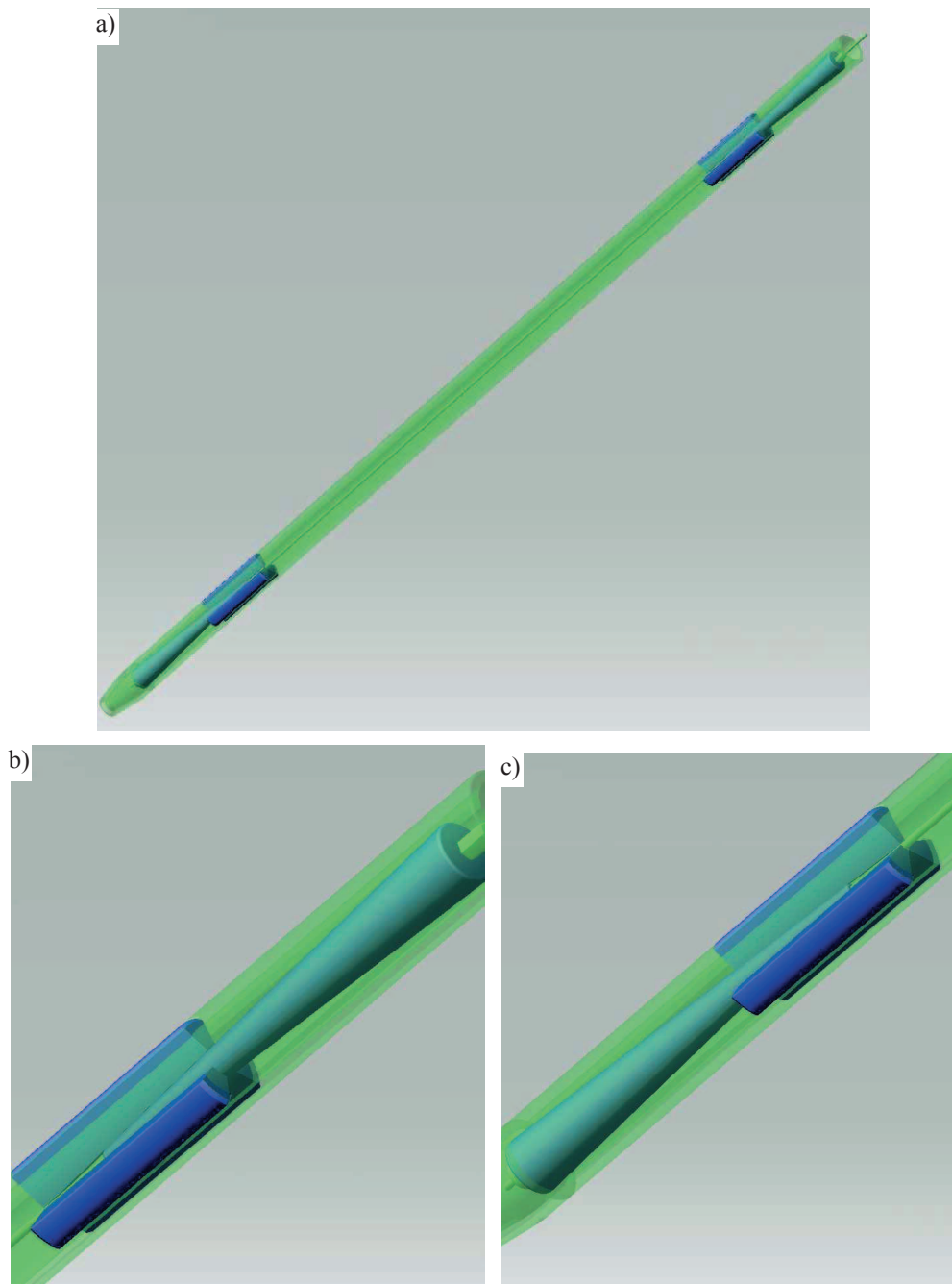
Główne cechy gwoźdźca śródszpikowego ze wspólnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości są następujące:

- materiał implantu: Ti6Al7Nb, Polietylen HD (PE-HD),
 - długość implantu: 420 mm,
 - średnica implantu: 12 mm,
 - końcowa średnica implantu, po wysunięciu się żeber: 16 mm,
- a główne cechy pacjenta to:

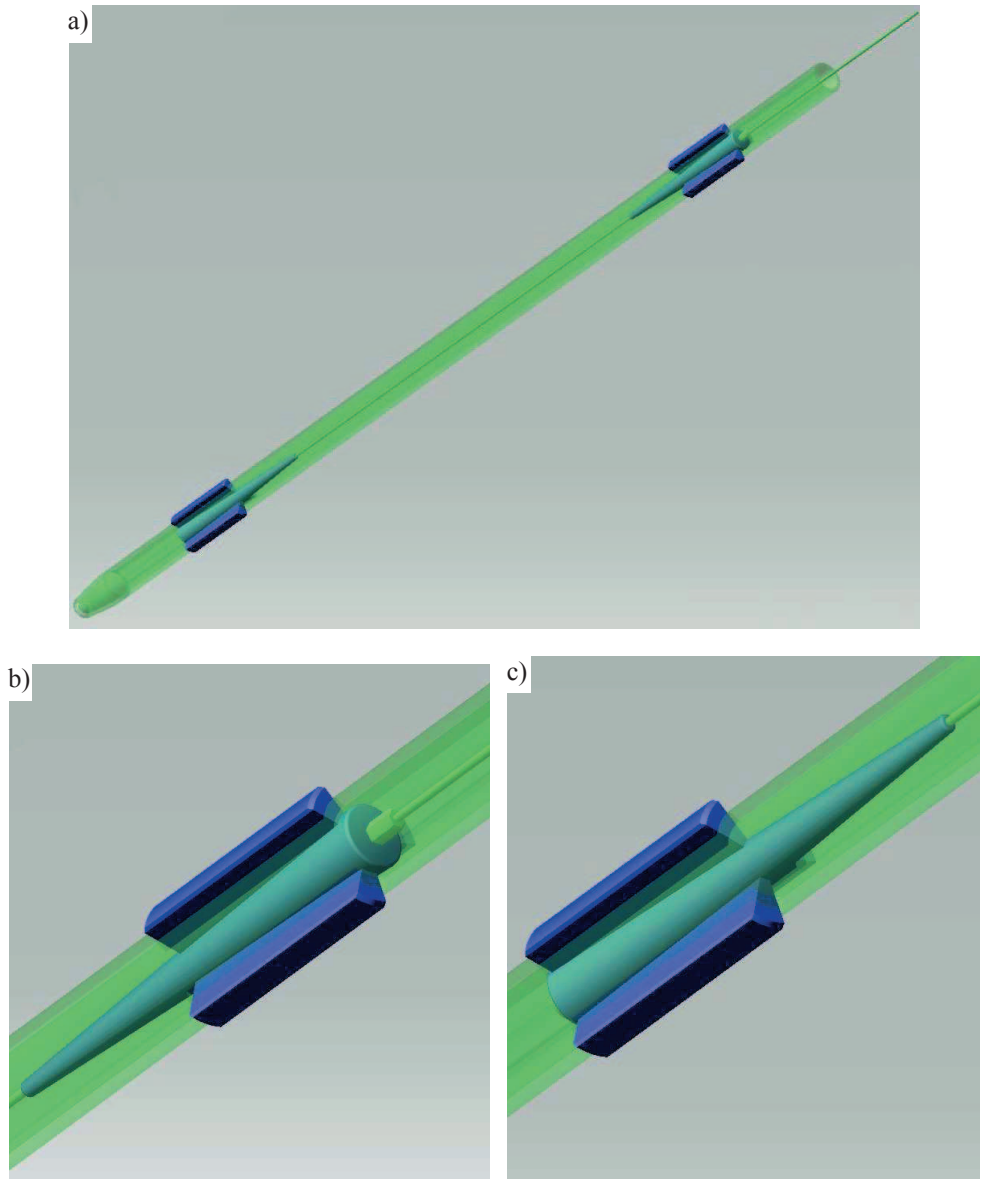
- złamana kość: kość udowa (złamanie trzonu),
- wzrost pacjenta: 170-180 cm,
- masa ciała pacjenta: 70-80 kg,
- wiek pacjenta: 20-40 lat.



Rysunek 5.6. Szczegóły konstrukcji gwoźdźca śródszpikowego ze wspólnym pozycjonowaniem kotwiczenia w części proksymalnej i dystalnej w kości przedstawionego na rys. 5.5: 1 – gwoździec, 2 – nakrętka, 3 – wypornik stożkowy, 4 – żeberko, 5 – nakrętka oporowa, 6 – pręt gwintowany, 7 – końcówka gwoźdźca, 8 – kość, 9 – kanał szpikowy [32]



Rysunek 5.7. Wizualizacja: a) gwoźdźcia śródspikowego ze wspólnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości w stanie spoczynku, b) część proksymalna, c) część dystalna



Rysunek 5.8. Wizualizacja: a) gwoźdźcia śródszpikowego ze wspólnym pozycjonowaniem kotwiczenia części proksymalnej i dystalnej w kości w stanie pracy, b) część proksymalna, c) część dystalna

Podstawowymi zaletami przyjętego rozwiązania gwoźdźcia śródszpikowego są:

- brak dodatkowego uszkodzania struktury kości, poprzez rozwieranie i wprowadzenie gwoździ ryglujących,

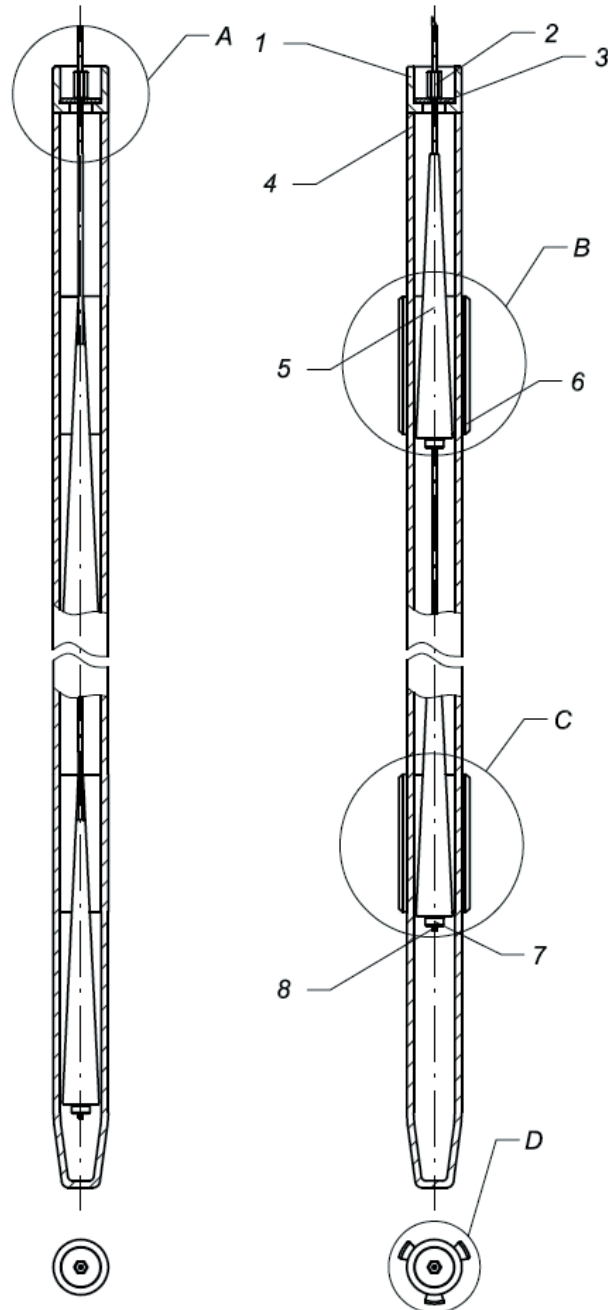
- dobra stabilizacja układu w odcinku proksymalnym jak i dystalnym,
- mała powierzchnia styku implant-kość, która gwarantuje dobrą odbudowę ukrwienia,
- precyzyjne zakotwiczenie gwoźdźcia w kości, lecz bez osobnej regulacji docisku żeber górnych i dolnych,
- dobra biokompatybilność użytych materiałów,
- lekka konstrukcja,
- łatwość wprowadzenia implantu do kanału szpikowego (rozwiercony kanał ma średnicę 16 mm, natomiast gwoździeń w stanie odpoczynku ma średnicę 12 mm),
- łatwe i nieinwazyjne wyciągnięcie implantu z kanału szpikowego (żeberka chowają się do środka, tak jak w stanie odpoczynku), nie naruszając dodatkowo kości.

5.3. Gwoździe śródszpikowe z jednoczesnym przemieszczaniem się żeber w części proksymalnej i dystalnej w kości

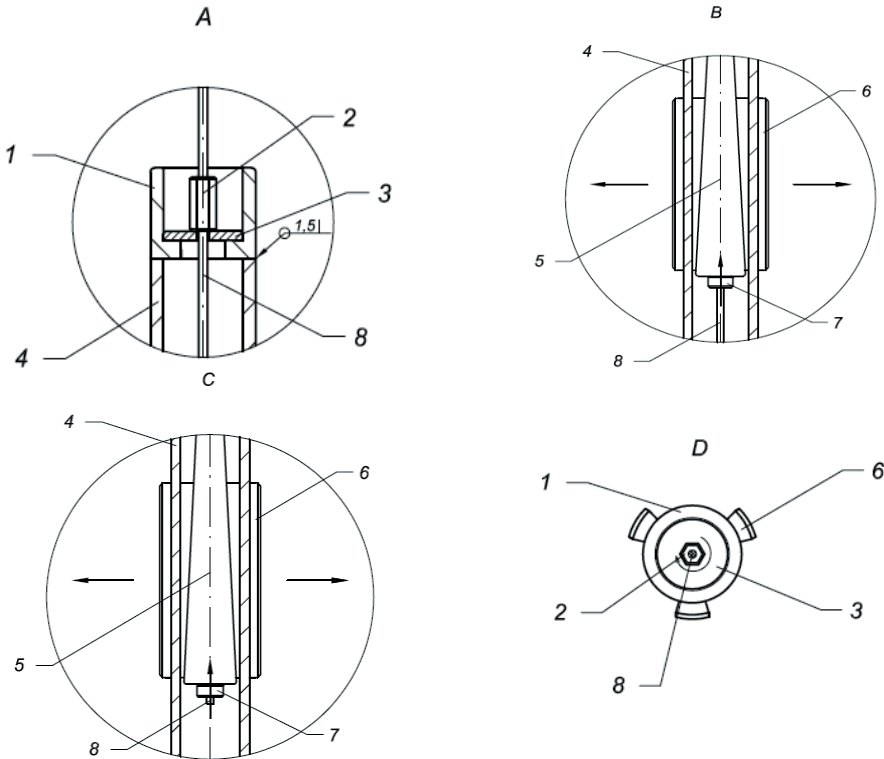
Konstrukcja gwoźdźcia śródszpikowego z jednoczesnym przemieszczaniem się żeber w części proksymalnej i dystalnej w kości zapewnia stabilizację złamanej kości analogicznie, jak w rozwiązaniach prezentowanych w rozdziałach 5.1 i 5.2, wskutek poprzecznego do osi gwoźdźcia wysuwania się trzech żeber. Jednak w tym przypadku oba mechanizmy zakotwiczenia (zastosowane wyporniki), w obszarze proksymalnym jak i dystalnym, przemieszczają się jednocześnie w tym samym zwrocie (rys. 5.9, 5.10).

W tym rozwiązaniu zostało użyte dodatkowo spawanie górnej części implantu, dokładniej tulei z kołnierzem do podstawy struktury gwoźdźcia (rury), na której nakrętka oraz pierścien mogą się opierać aby wykonywać swą pracę. Wszystkie inne cechy konstrukcyjne, np: wymiary jak i materiałowe pozostają takie same, jak w rozwiązaniach prezentowanych w rozdziałach 5.1 i 5.2.

Gwoździeń śródszpikowy z jednoczesnym przemieszczaniem się żeber w części proksymalnej i dystalnej w kości do leczenia złamań kości długich [60] (rys. 5.11), zawiera korpus w postaci rury zakończonej w dolnej części odpowiednio ukształtowaną końcówką, wyposażoną w otwory oraz umieszczony wewnątrz rury rozpierak oraz ma dwa moduły kotwiące, przy czym co najmniej jeden z nich to wewnętrzny, śródszpikowy moduł kotwiący A. Składa się on, z co najmniej trzech żeber (3) usytuowanych w otworach (2) w ściankach rury (1),



Rysunek 5.9. Przekrój gwoźdźcia śródszpikowego z jednoczesnym przemieszczaniem się żeber w części proksymalnej i dystalnej w kości: 1 – tuleja z kołnierzem, 2 – nakrętka, 3 – pierścień, 4 – rura, 5 – wypornik stożkowy, 6 – żeberko, 7 – nakrętka oporowa, 8 – pręt gwintowany [60]



Rysunek 5.10. Szczegóły konstrukcji gwoźdza śródszpikowego z jednoczesnym przemieszczaniem się żeber w części proksymalnej i dystalnej w kości przedstawionej na rys. 5.9: 1 – tuleja z kołnierzem, 2 – nakrętka, 3 – pierścień, 4 – rura, 5 – wypornik stożkowy, 6 – żeberko, 7 – nakrętka oporowa, 8 – pręt gwintowany [60]

w taki sposób, że żebra (3) wystają do wewnątrz rury (1) i stykają się z rozpierakiem w postaci wypornika stożkowego (4). Wypornik stożkowy (4) ma przelotowy otwór, przez który przechodzi pręt gwintowany (5), na którym w dolnej części, pod wypornikiem stożkowym (4), umieszczona jest nakrętka oporowa (9), zabezpieczająca wypornik (4) przed zsunieniem się z pręta (5). Górna część rury (1) połączona jest trwale, korzystnie poprzez spawanie, z tuleją z kołnierzem (8), w której znajduje się pierścień (7), na którym osadzona jest nakrętka (6), nakręcona na pręt gwintowany (5). W wyniku obrotu nakrętki (6) pręt gwintowany (5) przesuwany jest z wypornikiem stożkowym (4) wzdłuż osi rury (1) powodując poprzeczne wysunięcie żeber (3) na zewnątrz rury (1) i w efekcie ryglowanie gwoźdza śródszpikowego w kanale szpikowym od wewnątrz. Korzystnie jest jeżeli gwoździe ma dwa takie moduły kotwiące A, gdyż wówczas ryglowanie gwoźdza w kanale następuje w dwóch obszarach – w obszarze proksymalnym oraz dystalnym.

Korzystnym jest aby gwóźdź śródszpikowy wykonać ze stopu tytanu, natomiast żeberka (3) i wyporniki stożkowe (4) wykonuje się z polietylenu (PE HD). Możliwe jest wykonanie gwoźdza w wersji, kiedy górny moduł kotwiący będzie wewnętrzny, śródszpikowy – opisany jak wyżej, zaś dolny moduł kotwiący może być w postaci otworów i śrub zewnętrznych lub innego mocowania znanego ze stanu techniki. Taka wersja gwoźdza nie jest jednak korzystna [93].

Opisany gwóźdź śródszpikowy umożliwia eliminację dodatkowych śrub ryglujących, które niepotrzebnie osłabiałyby i uszkadzały strukturę uszkodzonej kości poprzez wytworzenie otworów. Zastosowanie wewnętrznego zakotwiczenia gwoźdza przy pomocy żeber gwarantuje nieinwazyjną stabilizację całego układu. Zaletą rozwiązania jest także mała powierzchnia styku implant-kość, która gwarantuje dobrą odbudowę ukrwienia oraz precyzyjne zakotwiczenie gwoźdza w kości. Taki gwóźdź śródszpikowy można łatwo wprowadzić do kanału szpikowego, a także łatwo i nieinwazyjnie wyciągnąć implant z kanału szpikowego, gdyż żeberka chowają się do środka, tak jak w stanie odpoczynku, nie naruszając dodatkowo kości [60].

Do głównych cech gwoźdza śródszpikowego z jednoczesnym przemieszczaniem się żeber w części proksymalnej i dystalnej w kości należą:

- materiał implantu: Ti6Al7Nb, Polietylen HD (PE-HD),
- długość implantu: 420 mm,
- średnica implantu: 12 mm,
- końcowa średnica implantu, po wysunięciu się żeber: 16 mm,

a głównymi cechami pacjenta są:

- złamana kość: kość udowa (złamanie trzonu),
- wzrost pacjenta: 170-180 cm,
- masa ciała pacjenta: 70-80 kg,
- wiek pacjenta: 20-40 lat.

Podstawowymi zaletami przyjętego rozwiązania konstrukcji gwoźdza śródszpikowego są:

- brak dodatkowego uszkadzania struktury kości, poprzez rozwiercanie i wprowadzenie gwoździ ryglujących;
- dobra stabilizacja układu w odcinku proksymalnym, jak i dystalnym;
- mała powierzchnia styku implant-kość, która gwarantuje dobrą odbudowę ukrwienia;
- precyzyjne zakotwiczenie gwoźdza w kości, lecz bez osobnej regulacji docisku żeber górnych i dolnych;

- dobra biokompatybilność użytych materiałów;
- lekka konstrukcja;
- ułatwiony dostęp do miejsca regulacji zakotwiczenia (docisku żeber) oraz wygodniejsza manipulacja;
- łatwość wprowadzenia implantu do kanału szpikowego (rozwiercony kanał ma średnicę 16 mm, natomiast gwoździe w stanie odpoczynku ma średnicę 12 mm);
- łatwe i nieinwazyjne wyciągnięcie implantu z kanału szpikowego (żeberka chowają się do środka, tak jak w stanie odpoczynku), nie naruszając dodatkowo kości.

5.4. Ogólna charakterystyka możliwości aplikacyjnych innowacyjnych rozwiązań konstrukcyjnych gwoździ śródszpikowych

Możliwości usprawnienia gwoździowania śródszpikowego kości długich jako zabiegów ortopedycznych są nadal szerokie. Kierunki rozwoju konstrukcji implantów śródszpikowych kości długich zmierzają do ułatwienia zabiegu, którego trudność wynika głównie z długości implantu, powodującego problemy z jego pozycjonowaniem, wobec ograniczonych możliwości kontroli tego procesu oraz jego umocowania. Na podstawie wyników szerokiej analizy materiałowo-konstrukcyjnej implantów śródszpikowych kości długich, zaprezentowano autorskie rozwiązania konstrukcyjne gwoździ śródszpikowych. Jednym z innowacyjnych rozwiązań jest sposób ryglowania implantu wewnątrz kości, pozwalający na eliminację dodatkowych śrub ryglujących gwoździa śródszpikowego, osłabiających strukturę uszkodzonej kości. W ten sposób, rozwiązanie gwarantuje nieinwazyjną stabilizację całego układu. Inną innowacją jest propozycja łączenia elementów struktury gwoździa z wykorzystaniem technik mikrosparowania, co pozwala na łatwiejsze wyprodukowanie implantu o znacznej długości oraz ułatwia jego montaż.

Przedstawione implanty wyróżniają się wśród tradycyjnych gwoździ śródszpikowych nowatorskim sposobem ryglowania gwoździa w środku kanału szpikowego kości udowej. Rozwiązanie umożliwia precyzyjne zablokowanie implantu w żądanym miejscu, bez konieczności dodatkowego naruszania struktury złamanej kości, jak to zwykle ma miejsce przy użyciu tradycyjnych rygli.

Zaproponowane wewnętrzne (śródszpikowe) zakotwiczenie gwarantuje nieinwazyjną stabilizację całego układu. Mała powierzchnia styku implant-kość zapewnia dobrą odbudowę ukrwienia, mającą fundamentalne znaczenie w procesie zrostu kostnego. Brak rygli i zastoso-

wanie materiałów cechujących się dużą biotolerancją, w tym bezwanadowego stopu tytanu Ti6Al7Nb i tworzyw polimerowych, z których wykonano żebra i wyporniki stożkowe, decydują o małej masie implantu. Wymienione cechy materiałowo-konstrukcyjne nowo opracowanych gwoździ śródszpikowych dobrze rokują dla szerokiej aplikacji wymienionych rozwiązań w technice chirurgicznej.

Literatura

1. J. Adamczyk, Inżynieria materiałów metalowych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2004.
2. D.R. Askeland, The Science and Engineering of Materials, Van Nostrand Reinhold International, London, 1988.
3. G. Bajor, P. Starzak, W. Bijata, J. Bohosiewicz, Ocena materiałów zespalających służących do stabilizacji śródszpikowej złamań kości udowej u dzieci, *Przegląd Pediatryczny* 37/1 (2007) 110-113.
4. A. Balin, Mechaniczne i materiałowe uwarunkowania stabilności i trwałości endoprotezy stawu biodrowego – studium zagadnienia, *Inżynieria Materiałowa* 1 (1997) 28-31.
5. G. Bettelli, A. Guinti, A. Marinelli, M. Spina, C. Stagni, Fattori prognostici e mortalità nelle fratture del collo del femore dell’anziano, *Gli Ospedali Della Vita* 1 (2004) 1-8.
6. A.K. Bhat, S.K. Rao, K. Bhaskaranand, Mechanical failure in intramedullary interlocking nails, *Journal of Orthopaedic Surgery* 14/2 (2006) 138-141.
7. R. Bigazzi, B. Chiarelli, L. Sineo, Lineamenti di antropologia per le scienze motorie, Piccin, Padova, 2004.
8. F. Biggi, C. D’Antimo, S. Di Fabio, S. Trevisani, La biomeccanica dell’inchiodamento endomidollare bloccato (statico-dinamizzabile), *Lo Scalpello* 22 (2009) 140-143.
9. F. Biggi, S. Di Fabio, C. D’Antimo, S. Trevisani, Il trattamento delle fratture prossimali di omero con inchiodamento endomidollare, *Lo Scalpello* 23 (2009) 18-22.
10. M. Blicharski, Wstęp do inżynierii materiałowej, WNT, Warszawa, 2003.
11. S. Błażewicz, L. Stoch, Biocybernetyka i inżynieria biomedyczna 2000: Tom 4 Biomateriały, Akademicka Oficyna Wydawnicza Exit, Warszawa, 2003.
12. R.J. Brumback, W.W. Virkus, Intramedullary nailing of the femur: reamed versus nonreamed, *Journal of the American Academy of Orthopaedic Surgeons* 8/2 (2000) 83-90.
13. H.C. Campbell, Temperature Changes in Welding, *Welding Journal* 5 (1994) 73-74.
14. R.M. Capelli, V. Galmarini, G.P. Molinari, A. De Amicis, Il chiodo ad espansione “Fexion” nel trattamento chirurgico delle fratture diafisarie di omero e tibia, *La Chirurgia degli Organi di Movimento* 88 (2003) 57-64.
15. L.S. Castleman, S.M. Motzkin, F.P. Alicandri, V.L. Banavit, A.A. Johnson, Biocompatibility of Nitinol alloy as an implant material, *Journal of Biomedical Materials Research* 10 (1976) 695-731.
16. R. Castro, J.J. De Cadenet, Metalurgia spawania stali odpornych na korozję, WNT, Warszawa, 1972.
17. J.D. Clark, Fratture di femore: Complicazioni e trattamenti delle fratture diafisarie di femore, *Ferno Education* 28 October 2003 (2003) 1-7.
18. L. Colombier, J. Hochman, Stale odporne na korozję i żaroodporne, Śląsk, Katowice, 1964.
19. B. Czerny, A. Kamiński, J. Nowacki, R. Król, B. Kosiński, E. Dobrowolska-Zamojcin, P. Mrozikiewicz, A. Pawlik, Porównanie działania alendronianu sodu zastosowanego doustnie i miejscowo w plombie cementowej, *Problemy Terapii Monitorowanej* 20 (2009) 251-255.
20. L.A. Dobrzański, Materiały inżynierskie i projektowanie materiałowe. Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo, WNT, Wydanie II zmienione i uzupełnione, Warszawa, 2006.
21. L.A. Dobrzański, Metaloznawstwo opisowe stopów metali nieżelaznych, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2008.
22. L.A. Dobrzański, Metaloznawstwo opisowe stopów żelaza, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2007.
23. N.J. Dunne, J.F. Orr, Influence of mixing techniques on the physical properties of acrylic bone cement, *Biomaterials* 22 (2001) 1819-1826.
24. A. Dziak, A. Gusta, T. Żuk, Podstawy ortopedii, PZWL, Warszawa, 1983.
25. A. Dziak, D. Tylman, Traumatologia narządu ruchu t. I, PZWL, Warszawa, 1985.
26. A. Dziak, D. Tylman, Traumatologia narządu ruchu t. II, PZWL, Warszawa, 1987.
27. P.V. Frediani, D. Baù, A. Pascasio, L’inchiodamento endomidollare nell’infanzia, *Lo Scalpello* 22 (2009) 177-182.
28. J. Garcia, C. Quintana-Domeque, The evolution of adult height in Europe: A brief note, *Economics and Human Biology* 5 (2007) 340-349.
29. T.S. Gaździk, Gwoździowanie śródszpikowe, Wydawnictwo Medyczne α-medica press, Bielsko-Biała, 2000.

30. T.S. Gaździk, Zespołenia śródszpikowe, PZWL, Warszawa, 2006.
31. J. Grabarczyk, Warunki syntezy warstw węglowych na gwoździach śródszpikowych ze stali AISI 316L, *Inżynieria Materiałowa* 31/4(176) (2010) 981-983.
32. F. Gustavo, Konstrukcja gwoźdźcia śródszpikowego w stabilizacji złamań kości długich, praca magisterska, promotor: J. Nowacki, Zachodniopomorski Uniwersytet Technologiczny, Szczecin, 2010. <http://encyklopedia.pwn.pl/haslo/3952393/osteosynteza.html>
33. <http://lutronic.com>
34. http://pl.wikipedia.org/wiki/Ko%C5%9B%C4%87_%C5%82okciowa
35. http://pl.wikipedia.org/wiki/Ko%C5%9Bci_d%C5%82ugie
36. <http://portalwiedzy.onet.pl/2463,,,aloplastyka,haslo.html>
37. A. Impagliazzo, A. Lispi, L. Magistro, Inchiodamento endomidollare retrograde del femore, *Lo Scalpello* 22 (2009) 158-164.
38. K. Janicki (red.), *Domowy poradnik medyczny*, PZWL, Warszawa, 1991.
39. I. Kempf, K.S. Leung, *Practice of Intramedullary Locked Nails: Advanced Techniques and Special Applications*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2002.
40. I. Kempf, K.S. Leung, *Practice of Intramedullary Locked Nails: Scientific Basis and Standard Techniques*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2002.
41. A. Klimpel, *Spawanie zgrzewanie i cięcie metali*, WNT, Warszawa, 1999.
42. I. Kotela, J. Grabarczyk, M. Bednarenko, A. Kotela, Gwoźdź GAMMA pokryty warstwą węgla nanokrystalicznego w leczeniu złamań krętarzowych kości udowej u chorych w podeszłym wieku, *Kwartalnik Ortopedyczny* 3 (2011) 243-248.
43. J. Kubacki, T.S. Gaździk, Endoprotezoplastyka biodra – wybrane zagadnienia, *Inżynieria Biomateriałów* 2 (1998) 48-56.
44. M. Kuźmiński, J. Nowacki, D. Kotlarek, C. Zywert, Przepuszczalność brzeżna w czasowych wypełnieniach stomatologicznych, *Magazyn stomatologiczny* 4 (1998) 43-45.
45. E.P. Lautenschlager, G.W. Marshall, K.E. Marks, J. Schwartz, C.L. Nelson, Mechanical strength of acrylic bone cements impregnated with antibiotics, *Journal of Biomedical Materials Research* 10 (1976) 837-845
46. C. Lazzarone, L'inchiodamento endomidollare nell'anziano, *Lo Scalpello* 22 (2009) 183-188.
47. B. Leszczyński, R. Kamiński, C. Walczyński, A. Suwara, M. Wąsowski, W. Rylski, S. Pomianowski, Zastosowanie zespoła śródszpikowych w złamaniach wielopoziomowych i wieloodłamowych podudzia, © Borgis – *Postępy Nauk Medycznych* 2/2010 (2010) 114-118.
48. K.S. Leung, G. Taglang, *Practice of Intramedullary Locked Nails: New Developments in Techniques and Applications*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2006.
49. G. Longo, G.C. Salvo, L'inchiodamento tibiale, *Lo Scalpello* 22 (2009) 165-169.
50. T. Malkiewicz, *Metaloznawstwo stopów żelaza*, PWN, Warszawa-Kraków, 1978.
51. J. Marciniak, *Biomateriały w chirurgii kostnej*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 1992.
52. J. Marciniak, W. Chrzanowski, A. Krauze, *Gwoździowanie śródszpikowe w osteosyntezie*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 2006.
53. H. Mittelmeier, W. Mittelmeier, M.T.W. Grabowski, Nowy kompresyjno-ryglujący gwoźdź śródszpikowy do zespalania złamań kości długich, *Chirurgia Narządów Ruchu i Ortopedia Polska* 57/3 (1992) 45-47.
54. W.F. Mousa, M. Kobayashi, S. Shinzato, M. Kamimura, M. Neo, S. Yoshihara, T. Nakamura, Biological and mechanical properties of PMMA-based bioactive bone cements, *Biomaterials* 21 (2000) 2137-2146.
55. J. Nowacki, *Fosfor w warstwie wierzchniej*, Seria Monografie, Wydawnictwo Politechniki Łódzkiej, Łódź, 1996.
56. J. Nowacki, *Spiekane metale i kompozyty o osnowie metalicznej*, WNT, Warszawa, 2005.
57. J. Nowacki, *Stal dupleks i jej spawalność*, WNT, Warszawa, 2009.
58. J. Nowacki, M. Chudziński, P. Zmitrowicz, *Lutowanie w budowie maszyn*, WNT, Warszawa, 2007.
59. J. Nowacki, F. Gustavo, Konstrukcja gwoźdźcia śródszpikowego do leczenia złamań kości długich, zgłoszenie patentowe P.393933, 2011.
60. J. Nowacki, A. Sajek, Algunos aspectos de la unión de los biomateriale, *Proceedings of the 1st Congreso Internacional de Soldadura y Tecnologías de Unión - 17th Jornadas Técnicas*, Madrid, 2008, 391-396.

62. J. Nowacki, A. Sajek, Mechanical Analysis and Numerical Simulation of Modified Bone Cements in the Hip Joint Alloplasty, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 46/1 (2011) 57-64.
63. J. Nowacki, A. Sajek, Modified bone cement microstructure numeric simulation, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 43/2 (2010) 533-541.
64. J. Nowacki, A. Sajek, Numerical simulation of microstructure and internal stresses of the modified bone cement, *Inżynieria Materiałowa* 03/2010 (2010) 728-731.
65. J. Nowacki, A. Sajek, Wybrane aspekty spajania biomateriałów, *Przegląd Spawalnictwa* 11 (2009) 61-66.
66. M. Okoński, S. Piszczatowski, Biomechaniczne aspekty deformacji porażonego stawu biodrowego, *Materiały konferencyjne I Kongresu Mechaniki Polskiej*, Warszawa, 2007.
67. Y.-H. Park, Z.-H. Lee, The effect of nitrogen and heat treatment on microstructure and tensile properties of 25Cr-7Ni-1,5Mo-3W-xN duplex stainless steel casting, *Materials Science and Engineering A* 297 (2001) 78-84.
68. R. Pascarella, G. Bosco, M. Commessatti, S. Boriani, L'inchiodamento cefalomidollare del femore, *Lo Scalpello* 22 (2009) 144-150.
69. N. Passuti, F. Gouin, Antibiotic-loaded bone cement in orthopedic surgery, *Joint Bone Spine* 70 (2003) 169-174.
70. F. Pauwels, *Der Schenkelhalsbruch*, Stuttgart Enke, 1935.
71. B. Peirone, La fissazione ossea mediante chiodi endomidollari, *Faccoltà di Medicina Veterinaria, Università degli Studi di Torino*, 2006.
72. *Proceedings of the Biomaterials Consensus Conference AT the National Institute of Health*, 1982.
73. M. Reicher, A. Bochenek, *Anatomia człowieka, Tom I: Anatomia ogólna. Kości, stawy i więzadła. Mięśnie*, Wyd. 8, PZWL, Warszawa, 2008.
74. M. Rocca, M. Fini, T. Greggi, P. Parisini, A. Carpi, R. Giardino, Biomaterials in spinal fixation. An experimental animal study to improve the performance, *The International Journal of Artificial Organs* 23/12 (2000) 824-830.
75. C. Ruff, Variation in human body size and shape, *Annual Review of Anthropology* 31 (2002) 211-232.
76. A. Sajek, Wpływ domieszkania na właściwości mechaniczne cementów kostnych, praca doktorska, promotor: J. Nowacki, *Politechnika Szczecińska, Szczecin*, 2009.
77. A. Sajek, J. Nowacki, Zmiany struktury i właściwości mechanicznych domieszkanymi cementów kostnych, *Inżynieria Materiałowa* 6 (2003) 734-737.
78. R.D. Sinelnikov, *Atlas anatomii chelowieka*, Meditsina, Moskva, 1978.
79. J. Sokołowska-Pituchowa, *Anatomia człowieka: podręcznik dla studentów medycyny*, Wyd. 8, PZWL, Warszawa, 2006.
80. strony.awf.edu.pl/rehabilitacja/biofizyka/Biofizyka_04_2007.ppt
81. D.F. Williams (ed.), *Definitions in Biomaterials*, Elsevier, Amsterdam – Oxford – New York – Tokyo, 1987.
82. www.4poziom.net/slowniczek,o,osteosynnteza.html
83. www.echirurgia.pl/chirurgia_ortopedyczna/zlamanie_trzonu_kosci_udowej.htm
84. www.emedica.pl
85. www.encyklopedia.pwn.pl
86. www.google.pl/imgres?imgurl=http://www.mp.umk.pl/wp.content/uploads/udowa
87. www.hitmedica.com
88. www.ior.it
89. www.osteosynthesis.stryker.com
90. www.strykertrauma.com
91. www.synthes.com
92. www.trauma.stryker.com
93. www.ukladu.kostnego.choroby.biz/Z%5C%82amanie+ko%5C%9Bci+udowej
94. T. Żuk, A. Dziak, A. Gusta, *Podstawy ortopedii i traumatologii*, PZWL, Warszawa, 1980.

ISSN 2083-5191

ISBN 978-83-63553-07-4

EAN 9788363553074