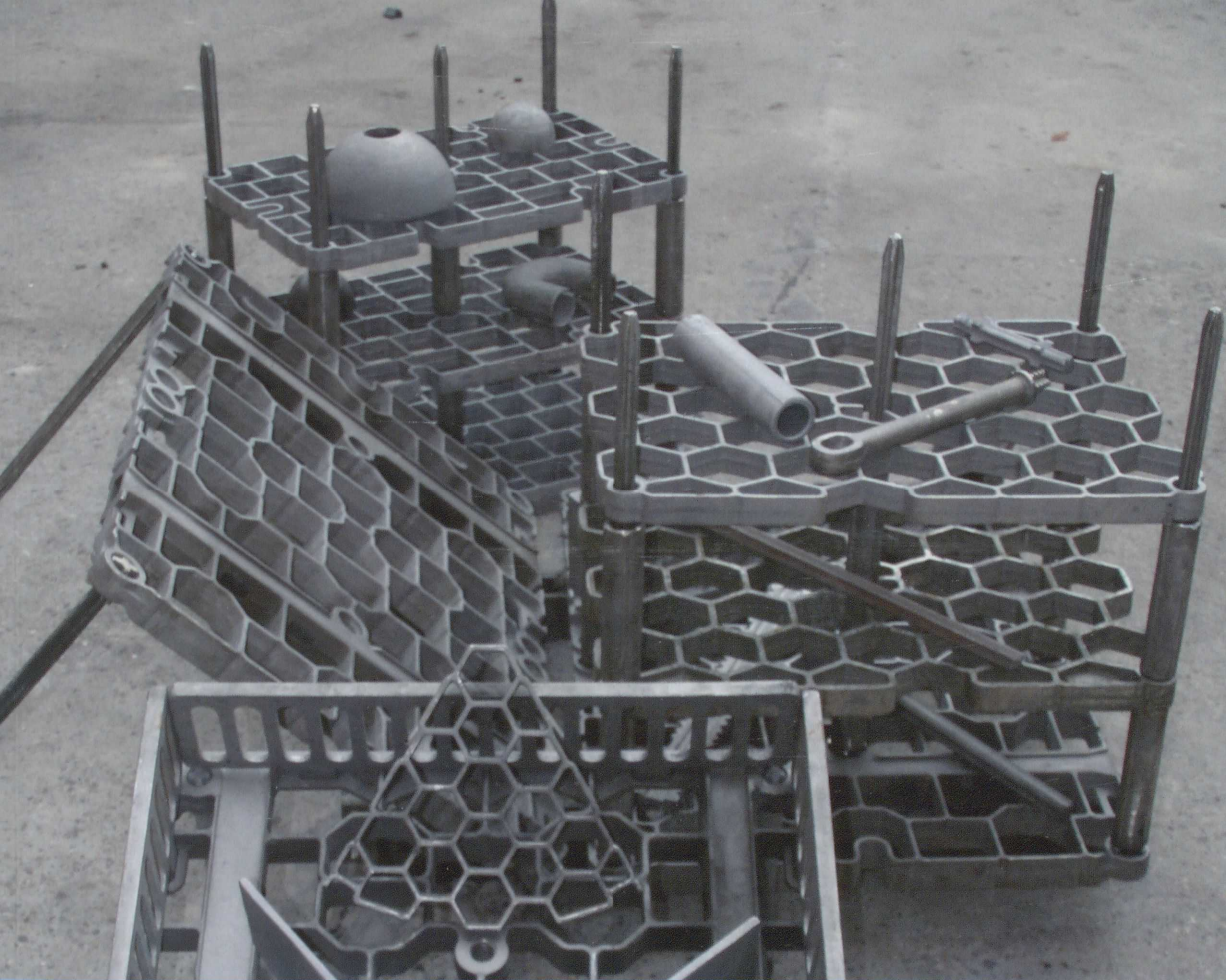
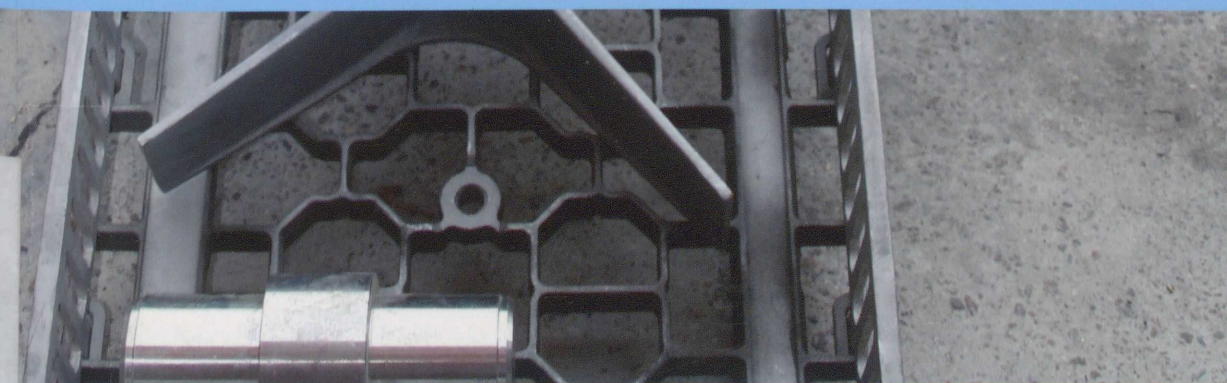




Bogdan Piekarski

Odlewy ze stopów żarowytrzymałych w piecach do obróbki cieplnej



Szczecin 2012

bw.

25289

Auf.

Zachodniopomorski Uniwersytet Technologiczny w Szczecinie

SPIS TREŚCI

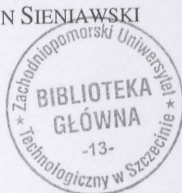
110449

Bogdan Piekarski

**Odlewy ze stopów żarowytrzymałych
w piecach do obróbki cieplnej**

Szczecin 2012

Recenzenci
JAN GŁOWNIA
JAN SIENIAWSKI



CZ. 55289

Opracowanie redakcyjne
Anna Mariańska

Na okładce zdjęcie odlewów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej
wykonane przez Andrzeja Drotlewa

WYDANO ZA ZGODĄ
REKTORA ZACHODNIOPOMORSKIEGO UNIWERSYTETU TECHNOLOGICZNEGO W SZCZECINIE

ISBN 978-83-7663-128-8

WYDAWNICTWO UCZELNIANE ZACHODNIOPOMORSKIEGO UNIWERSYTETU TECHNOLOGICZNEGO W SZCZECINIE
70-311 Szczecin, al. Piastów 50, tel. 91 449 47 60, e-mail: wydawnictwo@zut.edu.pl
Druk: PPH „Zapół” Dmochowski, Sobczyk, Sp.j., 71-062 Szczecin, al. Piastów 42, tel. 91 434 10 21
e-mail: zarzad@zapol.com.pl

D. 582/2012

SPIS TREŚCI

Wprowadzenie	5
1. Klasyfikacja elementów pieców do obróbki cieplnej wykonywanych ze stopów żarowytrzymałych oraz ogólne warunki ich eksploatacji	9
2. Elementy konstrukcyjne pieców	13
2.1. Elementy konstrukcyjne oddzielające	13
2.2. Elementy konstrukcyjne osłaniające	16
2.3. Elementy konstrukcyjne wewnętrznego układu transportowego	17
2.4. Elementy konstrukcyjne wzmacniające	21
2.5. Mieszadła (wirniki)	23
3. Oprzyrządowanie technologiczne pieców	25
3.1. Konstrukcja: paleta podstawowa i paleta pośrednia	26
3.2. Konstrukcja: paleta podstawowa i poprzeczki	34
3.3. Konstrukcja: paleta podstawowa i kosz	35
3.4. Oprzyrządowania technologiczne specjalne	37
4. Staliwo austenityczne stosowane w budowie pieców do obróbki cieplnej	41
4.1. Ogólna charakterystyka staliwa austenitycznego	42
4.2. Składniki fazowe mikrostruktury staliwa austenitycznego	46
4.3. Gatunki staliwa austenitycznego	59
4.4. Stopy odlewnicze na elementy pieców do obróbki cieplnej	65
5. Degradacja właściwości użytkowych odlewów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej podczas ich eksploatacji	73
5.1. Starzenie	73
5.2. Korozja wysokotemperaturowa	87
5.3. Zmęczenie cieplne	99
5.4. Inne czynniki przyspieszające degradację odlewów	115
6. Ogólne zasady projektowania odlewanych elementów pieców do obróbki cieplnej	121
Literatura	139
Streszczenie	147
Summary	148
Аннотация	149

WPROWADZENIE

Powszechność stosowania pieców do obróbki cieplnej we wszystkich gałęziach przemysłu oraz duża ich energochłonność powodują, że poprawa ich sprawności i niezawodności znajduje się ciągle w centrum zainteresowania wielu ośrodków naukowo-badawczych. Ponadto rezultaty prowadzonych badań mają istotny wpływ zarówno na koszty produkcji jak i środowisko naturalne [1].

Ogólne wymagania stawiane materiałom metalicznym do budowy pieców są zawarte w kryteriach materiałowych stosowanych do innych elementów maszyn i konstrukcji poddawanych oddziaływaniu wysokiej temperatury i agresywnego środowiska w trakcie pracy. Należą do nich [2]:

- zdolność przenoszenia obciążeń w warunkach eksploatacji przy możliwie małych wymiarach i masie konstrukcji,
- podatność na przetwarzanie (lejność, plastyczność, skrawalność, spawalność itd.),
- zapewnienie dużej trwałości i niezawodności elementów oraz podzespołów,
- możliwie mały koszt produkcji elementów.

Z praktyki przemysłowej wynika, że o niezawodności i trwałości pieców do obróbki cieplnej najczęściej decyduje trwałość elementów ich wyposażenia, m.in. rur promieniujących, płyt dennych, przenośników, palet, koszy. Koszt ich zakupu stanowi znaczną część kosztów eksploatacji pieca [3–7].

Elementy i podzespoły pieców pracujące w wysokiej temperaturze wykonuje się głównie z żarowytrzymałych, wysokostopowych chromowo-niklowych oraz niklowo-chromowych stopów żelaza, zarówno odlewniczych jak i przerobionych plastycznie [3–9]. Stosowane są również nadstopy niklu dla temperatury komory roboczej pieca $> 1000^{\circ}\text{C}$. Przyjęto, że temperatura 1250°C jest maksymalna dla pracy elementów wykonywanych z materiałów metalicznych [8, 9].

W podręcznikach dotyczących podstawy procesów obróbki cieplnej oraz budowy i eksploatacji urządzeń do ich realizacji zagadnienia materiałów żarowytrzymałych oraz ich wyposażenia technologicznego prezentowane są oddzielnie. Ponadto autorzy koncentrują się na przedstawieniu kilku przykładów typowych rozwiązań konstrukcji poszczególnych elementów wyposażenia pieców oraz podaniu składu chemicznego wybranych gatunków stopów [4, 6, 10].

W literaturze przedmiotu brak kompleksowych charakterystyk projektowania elementów oprzyrządowania technologicznego i elementów konstrukcji pieców do obróbki cieplnej. Wprowadzenie technologii odlewania do ich poprawnego konstruowania, ukształtowanie przekroju ścianek i ich połączeń wymaga poznania ogólnych zasad konstruowania odlewanych cienkościennych elementów maszyn i urządzeń [11–15], a w przypadku elementów spawanych – zagadnień technologii konstrukcji spawanych, np. [16].

W monografii *Stopy żaroodporne w budowie urządzeń technologicznych* (wydanej w 1973 r.) rozpoczęto dokumentowanie zasad doboru materiałów na elementy konstrukcyjne pieców do obróbki cieplnej w krajowej literaturze fachowej. Wyniki badań laboratoryjnych i przemysłowych stanowiły podstawę oceny trwałości wybranych materiałów oraz wytworzonych z nich elementów wyposażenia pieców w warunkach ich eksploatacji w procesach obróbki cieplnej najczęściej stosowanych w kraju [3]. Ustalono, że trwałość elementów wyposażenia pieców wykonanych z żarowytrzymałego staliwa chromowo-niklowego jest wielokrotnie większa od trwałości elementów z żaroodpornego staliwa wysokochromowego. Jednocześnie stwierdzono, że zastosowanie staliwa/stali o większej zawartości niklu ($> 18\%$) powoduje dalszy, znaczny wzrost trwałości elementów.

Powyższe wnioski mają obecnie już tylko znaczenie historyczne. Trzeba pamiętać, że w okresie, w którym prowadzono badania, wykorzystywanie niektórych dodatków stopowych (np. niklu) było ściśle reglamentowane w krajowym przemyśle metalurgicznym i maszynowym. Mimo to wartość naukowa opublikowanych wyników badań przyczyniła się do usunięcia tej bariery administracyjnej, a w konsekwencji doprowadziła do zastosowania wysokostopowych gatunków żarowytrzymałego staliwa/stali w budowie pieców do obróbki cieplnej.

W Europie do grupy wytwórców wyposażenia do pieców do obróbki cieplnej należą następujące przedsiębiorstwa: Lohmann, COURTH, CRONITE, NICRO, POSE-MARRE, IMP, F.A.I., TECHNOALLOY, AFE, NCK. W kraju w projektowaniu i wykonywaniu tego typu odlewanych konstrukcji, poza wytwórcami pieców, specjalizuje się głównie firma POLCAST.

Dynamiczny rozwój przemysłu w ostatnich kilku dziesięcioleciach doprowadził do zwiększenia stosowania nowych technologii odlewania oraz obróbki cieplnej i cieplno-chemicznej do wytwarzania bądź konstruowania warstw wierzchnich elementów maszyn i urządzeń. W monografii podjęto próbę kompleksowego przedstawienia kryteriów doboru materiałów żarowytrzymałych na elementy konstrukcyjne pieców i ich oprzyrządowania technologicznego, ze szczególnym podkreśleniem technologii odlewania. Wprowadzone ograniczenia są spowodowane powszechnym stosowaniem odlewanych elementów pieców do obróbki cieplnej [5, 6], a także wynikami badań własnych nad nowymi rozwiązaniami materiałowymi, konstrukcyjnymi i technologicznymi [7, 17–26].

Metalowe elementy wyposażenia pieców ulegają ciągłej degradacji podczas ich eksploatacji w wyniku oddziaływania procesów starzenia, korozji wysokotemperaturowej oraz zmęczenia cieplnego [3–7]. Konstruktor, technologa oraz użytkownika maszyn i urządzeń w praktyce przemysłowej interesuje zwykle tylko jeden parametr eksploatacji poszczególnych ich podzespołów – czas bezpiecznej i sprawnej pracy, czyli trwałość [27].

Trwałość elementów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej – czas niezawodnej pracy – zależy od liczby procesów technologicznych obróbki cieplnej prowadzących do utraty zdolności pełnienia wymaganych funkcji. Należy uwzględnić podstawowe warunki procesu obróbki cieplnej: czas operacji i zabiegów, maksymalną temperaturę i przebieg jej zmian oraz atmosferę technologiczną. Mają one istotny wpływ na kinetykę procesów degradacji mikrostruktury elementów. Taki sposób oceny trwałości jest możliwy tylko dla stabilnej produkcji wielkoseryjnej bądź masowej. Dla innej produkcji warunki pracy poszczególnych elementów

wyposażenia pieca ulegają częstym zmianom wskutek odmiennych warunków prowadzonej obróbki cieplnej i różnego wsadu – masy i kształtu elementów obrabianych cieplnie. Utrudnia to planowanie harmonogramu zastępowania zużywających się elementów nowymi w trakcie produkcji małoseryjnej lub jednostkowej. Jednocześnie należy podkreślić, że ocena trwałości elementów, której celem jest zapobieganie awariom pieca, staje się praktycznie niemożliwa bez prowadzenia dokładnej dokumentacji procesu produkcyjnego niezależnie od jego rodzaju.

Podstawowe kryteria utraty zdolności do pełnienia funkcji technologicznej przez elementy wyposażenia pieca są następujące [7]:

- zarodkowanie i propagacja pęknięć na wskroś ścianki odlewu,
- zmiany wartości dopuszczalnych rozmiarów odlewanych elementów.

Trudności użytkownika z oceną trwałości odlewów wskazują na zawodność palet pracujących w piecach przepychowych do nawęglania. Są one poddawane chłodzeniu w oleju 75 razy w ciągu miesiąca. Trwałość palety wynosi około dziewięciu miesięcy, przy czym prawie 30% odlewów wycofuje się z eksploatacji już w ciągu pierwszych sześciu miesięcy [4].

Zapewnienie odlewanych elementom wyposażenia pieców odpowiednich właściwości użytkowych przez długi czas eksploatacji wymaga od konstruktora analizy wielu czynników mających wpływ na ich trwałość (tab. 1).

Tabela 1. Czynniki wpływające na trwałość odlewanych elementów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej [7]

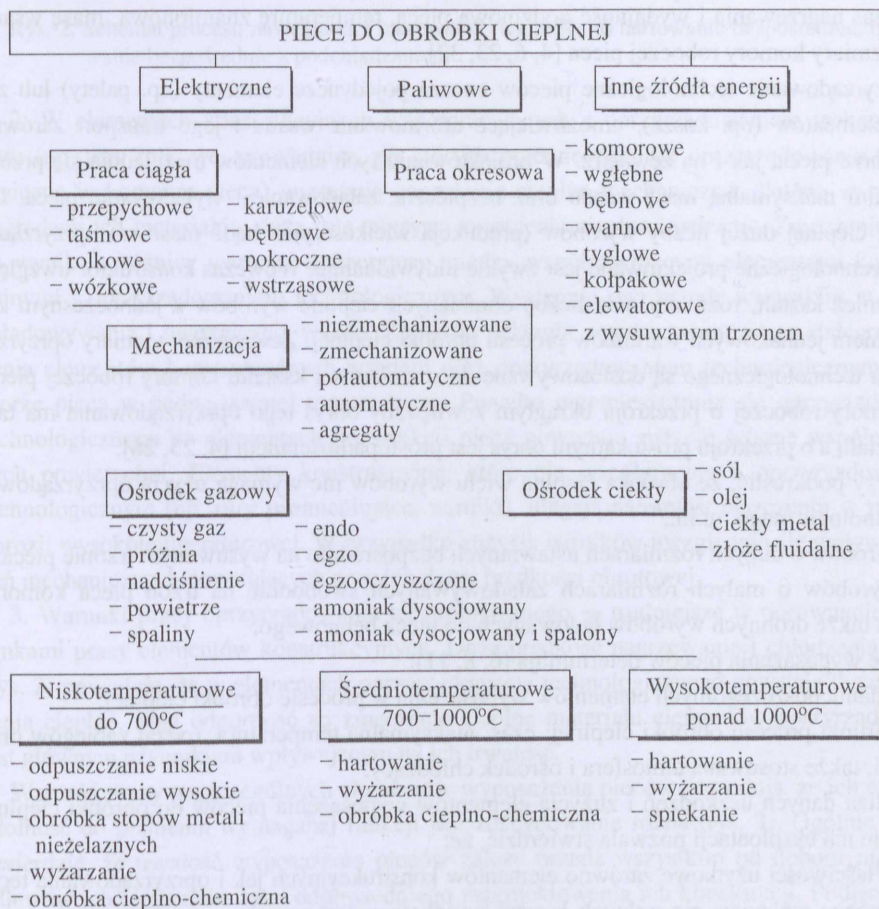
A. Czynniki wykonywania odlewów				B. Czynniki eksploatacji odlewów	
A.1.	materiałowe	1.	dobór składu chemicznego	B.1.	właściwa eksploatacja i konserwacja pieca oraz wyposażenia
		2.	dobór warstw i powłok ochronnych		
A.2.	konstrukcyjno-technologiczne	odpowiednie zaprojektowanie i wykonanie		B.2.	modyfikowanie składu chemicznego materiału i konstrukcji odlewu

Monografia jest przeznaczona dla inżynierów praktyków – głównie projektantów i użytkowników pieców do obróbki cieplnej. Przedstawiono w niej analizy czynników determinujących trwałość odlewanych metalowego wyposażenia pieców do obróbki cieplnej, a także zjawiska i procesy degradacji mikrostruktury staliwa żarowytrzymałego oraz właściwości użytkowych odlewanych elementów konstrukcyjnych i oprzyrządowania technologicznego pieców przemysłowych. Książka może być również użyteczna dla pracowników jednostek naukowo-badawczych, doktorantów oraz studentów wyższych lat studiów technicznych zajmujących się zagadnieniami trwałości elementów maszyn i urządzeń stosowanych do pracy w wysokiej temperaturze.

Autor dziękuje profesorom ZUT: Jerzemu Kubickiemu i Pawłowi Gutowskiemu, oraz doktorom: Małgorzacie Garbiak, Renacie Chylińskiej, Andrzejowi Drotlewowi i Periklisowi Christodoulou, za wsparcie z zakresu wiedzy, umiejętności i doświadczenia, które było pomocne w trakcie pisania monografii.

1. KLASYFIKACJA ELEMENTÓW PIECÓW DO OBRÓBKII CIEPLNEJ WYKONYWANYCH ZE STOPÓW ŻAROWYTRZYMAŁYCH ORAZ OGÓLNE WARUNKI ICH EKSPLOATACJI

Piece do obróbki cieplnej są powszechnie stosowane zarówno w metalurgii jak i budowie maszyn i urządzeń. W ich klasyfikacji najczęściej uwzględnia się rodzaj energii grzewczej, konstrukcję wyrażającą się przeznaczeniem – praca ciągła i okresowa, ośrodek grzejny, oraz maksymalną temperaturą ich pracy (rys. 1).



Rys. 1. Schemat klasyfikacji pieców do obróbki cieplnej [4, 32]

Dla zachowania spójności w charakteryzacji budowy pieców do obróbki cieplnej zwykle wskazane jest uszczegółowienie ich wyposażenia. Jest to często utrudnione, ponieważ w wie-

lu rodzajach pieców stosuje się podobne rozwiązania konstrukcyjne poszczególnych elementów wyposażenia pełniących te same funkcje. Wprowadzono zatem podział wyposażenia pieców na [7, 24]:

- elementy konstrukcyjne pieców,
- oprzyrządowania technologiczne pieców.

Elementy konstrukcyjne pieców są zamontowane na stałe w komorze roboczej pieca. Ich kształt wynika z pełnionych zadań, m.in. z:

- wymuszania obiegu atmosfery,
- utrzymywania przyjętego rozkładu wartości temperatury w komorze pieca,
- przemieszczania wsadu,
- ochrony ceramicznej wymurówki komory pieca.

Wymiary elementów konstrukcyjnych, przyjmowane już w fazie projektowania, uwzględniają czas nagrzewania i wydajność godzinową pieca, temperaturę znamionową, masę wsadu oraz rozmiary komory roboczej pieca [4, 6, 23, 32].

Oprzyrządowanie technologiczne pieców tworzą pojedyncze elementy (np. palety) lub zestawy elementów (np. kosze), umożliwiające uformowanie wsadu i jego transport zarówno w komorze pieca, jak i na zewnątrz. W projektowaniu tych elementów uwzględnia się przede wszystkim maksymalną masę wsadu oraz bezpieczne załadowanie i wyładowanie pieca. Do obróbki cieplnej dużej liczby wyrobów (produkcja wielkoseryjna bądź masowa) oprzyrządowanie technologiczne projektowane jest zwykle indywidualnie. Wówczas konstruktor uwzględnia również kształt, rozmiary oraz liczbę obrabianych cieplnie wyrobów z jednoczesnym zapewnieniem jednakowych warunków procesu obróbki cieplnej. Zewnętrzne wymiary oprzyrządowania technologicznego są dostosowywane do rozmiarów i kształtu komory roboczej pieca. Dla komory roboczej o przekroju okrągłym zewnętrzny obrys tego oprzyrządowania ma taki sam kształt, a o przekroju prostokątnym obrys jest prostopadłościanem [4, 25, 26].

Należy podkreślić, że obróbka cieplna wielu wyrobów nie wymaga użycia oprzyrządowania technologicznego, m.in.:

- wyrobów o dużych rozmiarach ustawianych bezpośrednio na wysuwanym trzonie pieca,
- wyrobów o małych rozmiarach załadowywanych swobodnie na trzon pieca komorowego, a także drobnych wyrobów ładowanych do pieca bębnowego.

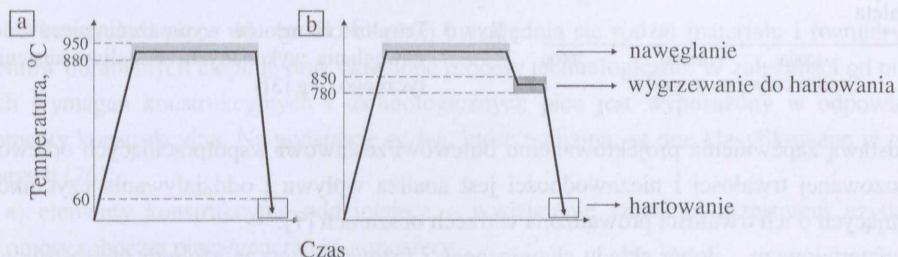
Pracę wyposażenia pieców determinują [6, 8, 11]:

- zadania poszczególnych elementów wyposażenia w procesie obróbki cieplnej,
- warunki procesu obróbki cieplnej: czas, maksymalna temperatura, rodzaj zabiegów oraz operacji, także stosowana atmosfera i ośrodek chłodzący.

Analiza danych uszkodzeń i zużycia elementów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej w trakcie ich eksploatacji pozwala stwierdzić, że:

1. Właściwości użytkowe zarówno elementów konstrukcyjnych jak i oprzyrządowania technologicznego zmieniają się wskutek korozji wysokotemperaturowej, szczególnie w procesach obróbki cieplnej z zastosowaniem atmosfery regulowanej (np. atmosfery nawęglającej – rys. 2) lub atmosfery powietrza. Oddziaływanie wysokiej temperatury i atmosfery na elementy konstrukcyjne jest ciągłe, ponieważ stale znajdują się w komorze roboczej, natomiast na oprzy-

rządzowanie technologiczne środowisko oddziałuje cyklicznie, zgodnie z przebiegiem procesu obróbki cieplnej (rys. 2). Stwierdzono, że ciągły bądź nieciągły charakter oddziaływania atmosfery nie ma istotnego wpływu na trwałość zarówno elementów konstrukcyjnych jak i oprzyrządowania technologicznego. Wpływ ma natomiast czas ich przebywania w tym środowisku.

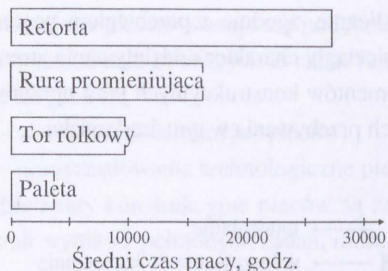


Rys. 2. Schemat procesu nawęglania i hartowania (wg [33]): a) hartowanie bezpośrednie, b) hartowanie bezpośrednie z podchładzaniem

2. W elementach konstrukcyjnych współpracujących z oprzyrządowaniem technologicznym (np. tory rolkowe, prowadnice, po których przemieszcza się oprzyrządowanie technologiczne w komorze pieca) występują naprężenia cieplno-mechaniczne, dlatego w procesie degradacji ich materiałów dużą rolę odgrywa zmęczenie cieplne i pełzanie. Zmęczenie cieplne wynika z różnicy wartości temperatury między współpracującymi elementami konstrukcyjnymi i oprzyrządowaniem technologicznym. Występuje ono przede wszystkim w trakcie załadowywania i nagrzewania wsadu. Zjawisko pełzania wynika natomiast ze stałego obciążenia elementów konstrukcyjnych wsadem oraz oprzyrządowaniem technologicznym w komorze pieca w podwyższonej temperaturze. Ponadto przemieszczanie się oprzyrządowania technologicznego po elementach konstrukcji pieca powoduje zużycie ściernie współpracujących powierzchni. Elementy konstrukcyjne, które nie współpracują z oprzyrządowaniem technologicznym (np. rury promieniujące, wirniki), ulegają natomiast niszczeniu w procesie korozji wysokotemperaturowej. W przypadku zużycia wirników uwzględnia się wpływ obciążeń mechanicznych powstających przy ich dużej prędkości obrotowej.

3. Warunki pracy oprzyrządowania technologicznego są trudniejsze w porównaniu z warunkami pracy elementów konstrukcyjnych. Duża prędkość nagrzewania i chłodzenia wsadu (rys. 2) powoduje, że w elementach oprzyrządowania technologicznego powstają duże naprężenia cieplne. Stąd odporność na zmęczenie cieplne materiału elementów oprzyrządowania jest głównym czynnikiem wpływającym na ich trwałość.

Warunki pracy poszczególnych elementów wyposażenia pieców powodują, że ich czasowa zdolność do pełnienia wymaganej funkcji jest zdecydowanie różna (rys. 3). Ogólnie można stwierdzić, że trwałość wyposażenia pieców zależy przede wszystkim od doboru materiału odlewów ich elementów oraz odpowiedniego zaprojektowania ich konstrukcji. Podjęcie właściwych decyzji w procesie konstruowania elementów oprzyrządowania wymaga zdecydowanie większej wiedzy i doświadczenia. Z praktyki przemysłowej znane są przypadki zużycia oprzyrządowania technologicznego już po kilku procesach obróbki cieplnej, najczęściej wskutek degradacji ich konstrukcji pod wpływem zmiany wartości temperatury pracy [23].



Rys. 3. Trwałość elementów wyposażenia pieców do nawęglania wykonanych ze staliwa austenitycznego (wg [3])

Podstawą zapewnienia projektowanemu odlewowi/zestawowi współpracujących odlewów prognozowanej trwałości i niezawodności jest analiza wpływu i oddziaływania czynników decydujących o ich trwałości prowadzona w trzech obszarach [7]:

a) materiałowym – dobór składu chemicznego i fazowego oraz morfologii mikrostruktury materiału odlewu spełniającego wymagane właściwości żarowytrzymałe w trakcie jego eksploatacji;

b) konstrukcyjnym – uwzględniającym w procesie projektowania konstrukcji zarówno warunki pracy (zmianę wartości temperatury pracy w szerokim zakresie) oraz przewidywany asortyment wsadu (rozmiary, kształt, masę);

c) odlewniczym – zastosowanie rozwiązań technologicznych w procesie wytwarzania odlewów gwarantujących:

- dużą czystość metalurgiczną ciekłego metalu w trakcie wytopu i zapełniania formy,
- ograniczenie bądź wyeliminowanie wad zewnętrznych i wewnętrznych w odlewach.

2. ELEMENTY KONSTRUKCYJNE PIECÓW

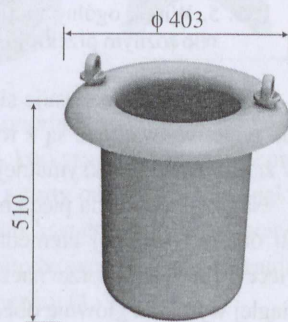
W konstrukcji pieca do obróbki cieplnej uwzględnia się rodzaj materiału i rozmiary elementów obrabianych cieplnie oraz określone procesy technologiczne. W zależności od przyjętych wymagań konstrukcyjnych i technologicznych piec jest wyposażony w odpowiednie elementy konstrukcyjne. Na podstawie zadań, które realizują, są one klasyfikowane w pięciu grupach [26]:

- a) elementy konstrukcyjne oddzielające – wydzielenie szczelnej przestrzeni użytkowej z komory roboczej pieca/generatora atmosfery;
- b) elementy konstrukcyjne osłaniające – oddzielenie elektrycznych elementów grzejnych bądź spalin od pozostałej części komory roboczej pieca;
- c) elementy konstrukcyjne wewnętrznego układu transportowego – przemieszczanie wsadu w komorze roboczej pieca;
- d) elementy konstrukcyjne wzmacniające – zabezpieczanie ceramicznej wymurówki pieca przed uszkodzeniem w trakcie załadowywania i wyładowywania wsadu;
- e) mieszadła (wirniki) – wyrównanie pola temperatury lub/i wymuszenie równomiernego, intensywnego przepływu atmosfery w przestrzeni użytkowej komory roboczej.

2.1. Elementy konstrukcyjne oddzielające

Tygle (rys. 4), muflę (rys. 5 i 6) i retorty (rys. 7 i 8) tworzą grupę elementów oddzielających pieca. Najczęściej wytwarzane są metodą odlewania w przypadku ich małych rozmiarów i masy (do 100 kg). Elementy o większych rozmiarach wykonuje się z blachy stalowej.

Rys. 4. Tygiel pieca solnego PET-22/45. Grubość ścianki – 25 mm, wkręcane ucha ułatwiają transport [23]; materiał tygla – staliwo GX40CrSi24 lub GX40NiCrNiSi27-4; firma SECO/WARWICK ThermAL S.A.



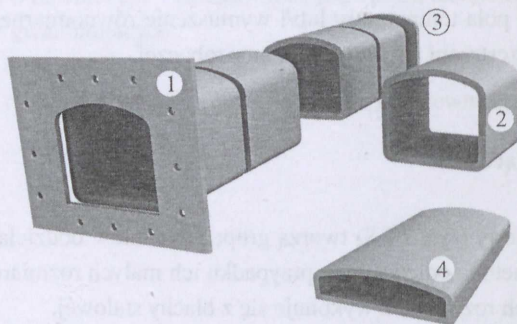
Tygle metalowe stosowane w piecach kapielowych są nagrzewane elektrycznie lub gazowo – maksymalna temperatura pracy to 1000°C. Tygle wypełniane są roztopioną solą lub ciekłym metalem (najczęściej ołowiem) [4, 32]. Odlewane tygle mają zwykle pojemność do

200 dm³ i kształt walca (rys. 4), prostopadłościanu lub sześciangu [4, 32, 37]. Ponadto mają jednorodną grubość ścianki na całym przekroju oraz kołnierz w górnej ich części (rys. 4), który jest niezbędny do zamocowania tygla w obudowie/wymurówce pieca. Odlewane tygły pracujące w temperaturze < 500°C wykonuje się ze staliwa węglowego lub staliwa stopowego odpornego na korozję. Do wyższej temperatury zaleca się tygły ze staliwa żaroodpornego lub żarowytrzymałego [4, 32].

Mufle i retorty (rys. 5–7) pełnią w piecach do obróbki cieplnej jednocześnie kilka funkcji, m.in.:

- oddzielają atmosferę gazową w ich wnętrzu od atmosfery zewnętrznej,
- umożliwiają ujednorodnienie rozkładu wartości temperatury w komorze użytkowej pieca,
- ułatwiają cyrkulację gazowej atmosfery roboczej.

Mufla składa się z jednego bądź kilku segmentów (rys. 5) spawanych, najczęściej o przekroju kwadratowym bądź prostokątnym. Długość wielosegmentowych mufli wynosi do kilkunastu metrów [37]. Mufle pieców przelotowych są z obu stron zakończone płytami (rys. 5), niezbędnymi do montażu mufli w obudowie pieca. W piecach nieprzelotowych jeden koniec mufli zamyka dodatkowa płyta (rys. 5). Stosowane są także mufle o wewnętrznych ściankach falistych w celu zwiększenia powierzchni przewodzącej ciepło oraz kompensowania zmiany ich wymiarów wywołanych zmianą wartości temperatury pracy [37].

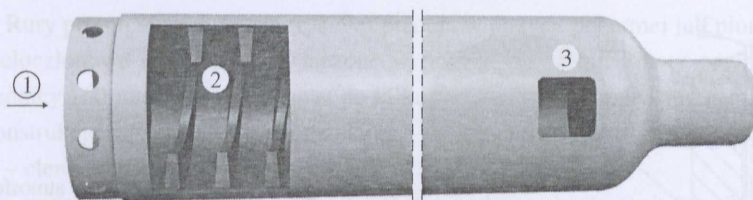


Rys. 5. Widok ogólny mufli składanej z segmentów [23]: 1 – płyta montażowa, 2, 4 – segmenty o różnym przekroju, 3 – płyta zamykająca

Mufle metalowe stosuje się w piecach do pracy w niskiej i wysokiej temperaturze. Podobnie jak tygły, wytwarzane są z różnych gatunków staliwa/stali węglowej, nisko- i wysokostopowej w zależności od maksymalnej temperatury ich pracy [4, 32, 37].

Na przykład mufla pieca bębnowego (rys. 6) w kształcie koła jest rozwiązaniem stosowanym do obróbki cieplnej elementów drobnych, m.in.: blachowkrętów, nakrętek, sworzni [4, 32]. Piece bębnowe są przeznaczone do pracy ciągłej lub okresowej. Konstrukcję mufli do pracy ciągłej wyróżnia głównie obecność okna wyładowczego (rys. 6).

Mufle odlewane są wytwarzane w całości lub w poszczególnych częściach. Bęben ma średnicę od 400 mm do 600 mm i długość od 1500 mm do 3000 mm [4, 32, 37]. W piecach do pracy ciągłej ruch obrotowy bębna powoduje przemieszczanie się wsadu od strony załadunkowej do wyładowczej wzdłuż podajnika śrubowego (rys. 6).

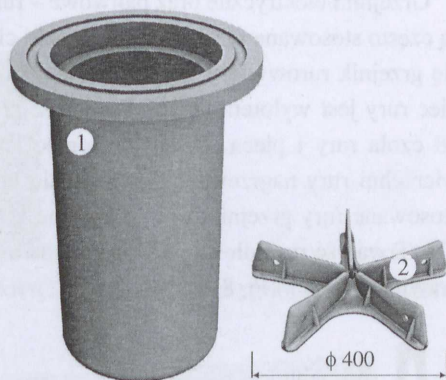


Rys. 6. Mufla pieca bębnowego do pracy ciągłej – odlew monolityczny (wg [4, 37]): 1 – załadowywanie wsadu, 2 – podajnik śrubowy, 3 – okno wyładowcze

Retorty (rys. 7) mają kształt walca i cechują się jednorodną grubością ścianki – od 5 mm do 20 mm. Są stosowane do pracy w temperaturze średniej w [4, 32]:

- piecu węglowym (temperatura pracy 700–1000°C),
- piecu generatorów endotermicznego i egzotermiczno-endotermicznego (temperatura pracy 700–1000°C), także w dysocjatorach amoniaku (temperatura pracy 1000–1200°C).

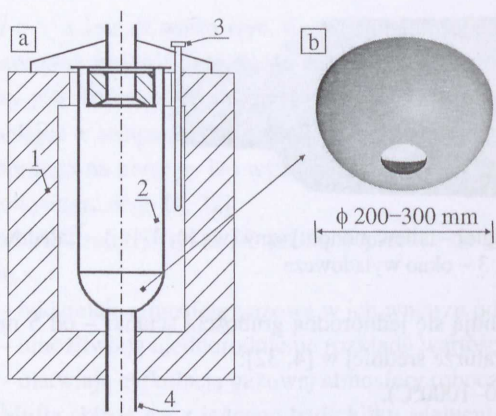
Retorty wykonuje się z różnych gatunków staliwa oraz austenitycznej stali żarowytrzymałej. Są nagrzewane elektrycznie lub gazowo [4, 32]. Retorty pieców węglowych mają szeroki zakres rozmiarów. Ich przestrzeń użytkowa wynosi od $\phi 270 \times 400$ mm do $\phi 1200 \times 2600$ mm i więcej [4, 32, 37]. Retorta zwykle jest oparta na kołnierzu na górnej wymurówce pieca lub stawiana na odlewanej podstawie (rys. 7) na dnie komory pieca.



Rys. 7. Retorta pieca węglowego (1) i jej podstawa (2) [23]

Retorty o mniejszych rozmiarach są wykonane jako odlewy. W retortach spawanych grubość ich ścianki jest od dwóch do trzech razy mniejsza, co wpływa korzystnie na ograniczenie zużycia energii cieplnej i obniża jej masę. Stwierdzono jednak, że retorty odlewane mają większą trwałość w porównaniu z wykonanymi z rur walcowanych lub kształtowanych z blachy. Jednocześnie stwierdzono, że zastosowanie metody odlewania odśrodkowego do wytwarzania retorty zamiast odlewu grawitacyjnego zwiększa ich trwałość i czas pracy [4, 32].

Retorty pieców generatora (rys. 8a) wykonuje się z rur o średnicy od 120 mm do 400 mm walcowanych lub odlewanych [6]. Dno retorty zamyka czasza odlewana o określonej średnicy (rys. 8b).

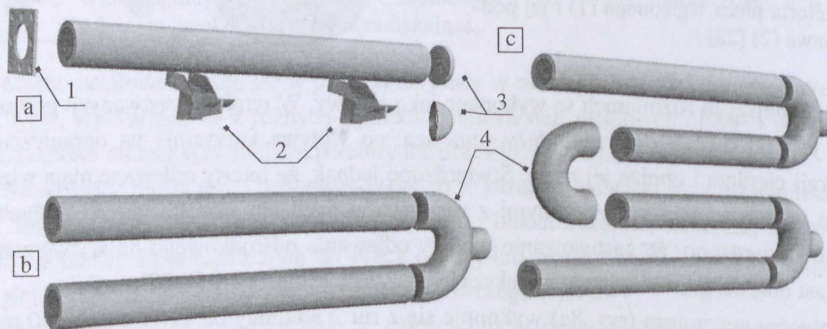


Rys. 8. Schemat pieca generatora atmosfery endotermicznej (a): 1 – obudowa pieca, 2 – retorta, 3 – termopara, 4 – przewód mieszanki gazowo-powietrznej; odlewana czasza o grubości ścianki od 12 mm do 20 mm (b) (stop niklu G-NiCr28W) stosowana w generatorach produkcji SECO/WARWICK ThermAL S.A. [23]

Trwałość odlewanych retort generatora jest większa niż retort wykonanych z blachy, podobnie jak retort w piecach wgłębnych [4, 32].

2.2. Elementy konstrukcyjne osłaniające

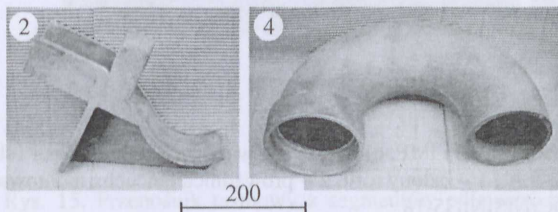
Grzejniki elektryczne oraz paliwowe – rura promieniująca jedno- i wielocłonowa (rys. 9) – są często stosowane w piecach do obróbki cieplnej [4, 32, 37]. Do prostych grzejników zalicza się grzejnik rurowy (rys. 9a). W rurach paliwowych wbudowano palnik, natomiast drugi koniec rury jest wylotem spalin. Rurę grzejników elektrycznych wypełnia grzałka, montowana od czoła rury i pieca. Drugi jej koniec jest zamknięty (rys. 9a). Temperatura robocza powierzchni rury nagrzewanej elektrycznie lub gazowo wynosi od 900°C do 1150°C. Obecnie stosowane rury grzejników są odlewane z żarowytrzymałego staliwa austenitycznego [4, 32, 37]. Trwałość rur odlewanych odśrodkowo jest większa w porównaniu z trwałością odlewów grawitacyjnych [4–6, 8, 9].



Rys. 9. Rury promieniujące: a) jednocłonowa, b i c) dwu- i czterocłonowa [23]; 1 – element zamocowania rury do obudowy komory roboczej, 2 – podpory rury, 3 – zamknięcie rury, 4 – kolanka łączące

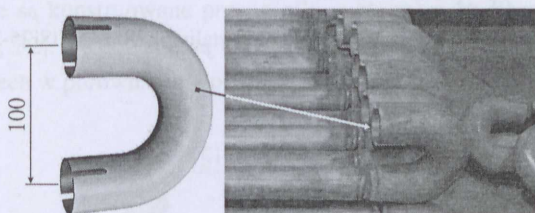
Rury promieniujące proste (rys. 9a) pracują w pozycji poziomej lub pionowej. Konstrukcje wielocłonowe (rys. 9b–c) są łączone w pozycji poziomej. Prosty odcinek rury o typowej średnicy 160 mm i długości nawet do kilku metrów tworzy jeden segment lub dwa segmenty. Konstrukcję rur grzejników uzupełniają:

- elementy łączące obudowę pieca (rys. 9a),
- podpory zapobiegające odkształceniu rur podczas eksploatacji (rys. 9 i 10),
- elementy zamykające przestrzeń wewnętrzną rury (rys. 9),
- kolanka łączące proste odcinki rur (rys. 9 i 10).



Rys. 10. Podpora rury promieniującej (2) i kolanko łączące (4) – rysunek 9 [23]; staliwo GX40Cr-NiSi35-17

Inny przykład odlewu kolanka stosowanego dla połączenia rur promieniujących pokazano na rysunku 11.

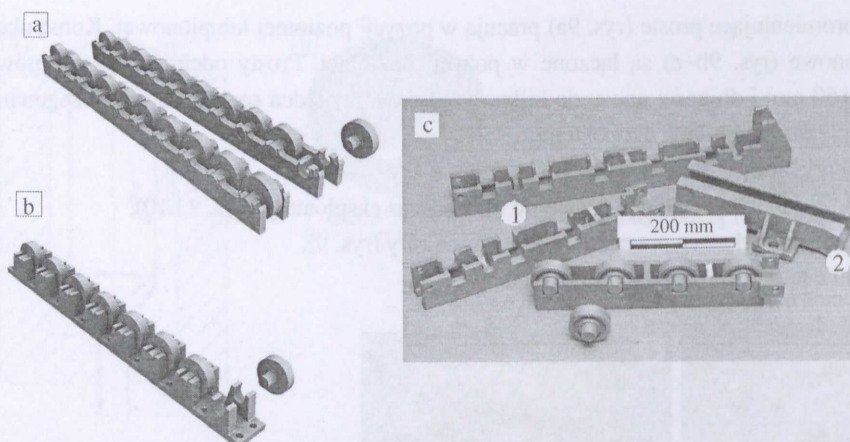


Rys. 11. Łącznik elementów grzejnych – SECO/WARWICK ThermaI S.A. [23]; staliwo GX50Ni-CrCoW35-25-15-5

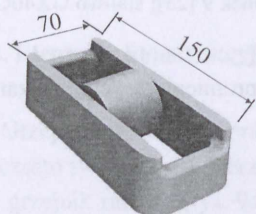
2.3. Elementy konstrukcyjne wewnętrznego układu transportowego

Tor rolkowy jest najczęściej stosowanym rozwiązaniem konstrukcyjnym umożliwiającym przemieszczanie wsadu wewnątrz pieca – zwykle pieca komorowego (rys. 12). Składa się z dwóch sekcji (rys. 12a) zamontowanych na trzonie pieca symetrycznie wzdłuż jego osi. Każdą sekcję można zbudować z kilku członów (rys. 12b–c) w zależności od długości komory pieca.

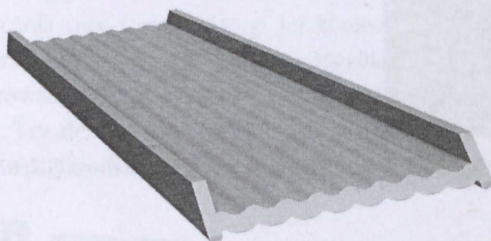
Oprócz członów wielorolkowych stosowane są człony jednorolkowe (rys. 13). Wymagana ich liczba jest montowana w dwóch rzędach na trzonie pieca symetrycznie wzdłuż jego osi wzdłużnej. Rolki takie używa się w piecach muflowych [4, 32, 37], w których transport wsadu odbywa się za pomocą rynny wstrząsowej (rys. 14) lub taśmy plecionej z drutu.



Rys. 12. Tory rolkowe: a, b) prospekt firmy AFE i IMP, c) stosowane w piecach typu PeKat 1 lub 2 SECO/WARWICK Thermal S.A.; 1 – człony toru, 2 – prowadnica łańcucha montowana między torami; staliwo GX40CrNiSiNb35-18



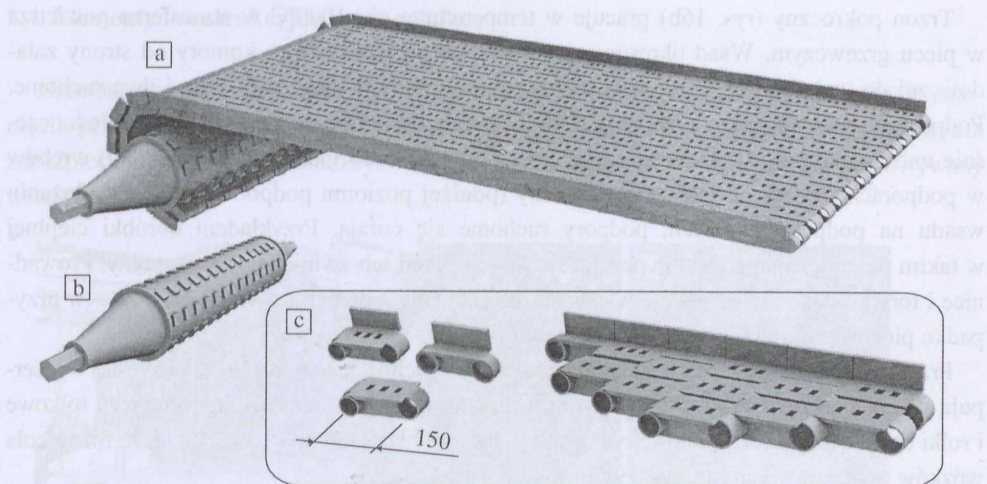
Rys. 13. Rolka umieszczona w obejmie [23]; staliwo GX40CrNiSi25-20



Rys. 14. Płyta wstrząsowa pieca muflowego [23]; staliwo GX40CrNiSi25-20

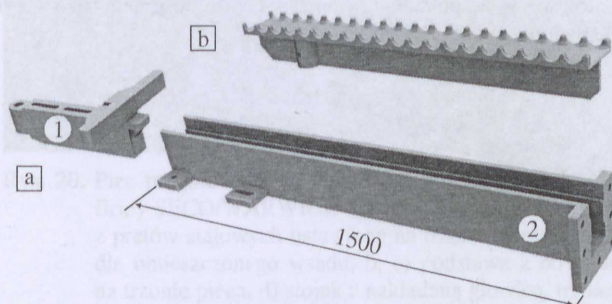
Płyta wstrząsowa (rys. 14) oparta na rolkach wykonuje ruch posuwisto-zwrotny. Dobór odpowiedniej wartości prędkości posuwu płyty zapewnia obrabianym cieplnie elementom stopniowe przemieszczanie się przez całą długość komory pieca – od strony załadowniczej do wyładowczej [4, 32]. Konstrukcja typowej płyty wstrząsowej jest spawana z kilku segmentów. Jej falista powierzchnia (rys. 14) ułatwia równomierne rozłożenie i przesuwanie się wsadu podczas obróbki cieplnej. Płyty i taśmy transportujące w piecach muflowych stosowane są do obróbki cieplnej elementów o małych rozmiarach, np. śrub, zaworów silników [4].

W piecach do pracy w średniej i wysokiej temperaturze (700–1050°C) używane są dwa rodzaje taśmy transportowej: pleciona z drutu stalowego Cr–Ni oraz Ni–Cr [4, 32] oraz złożona z segmentów odlewanych (rys. 15).



Rys. 15. Przenośnik taśmowy z segmentów odlanych – prospekt firmy COURTH: a) widok ogólny, b) bęben napędowy, c) segmenty taśmy; staliwo GX40CrNiSi35-17 lub GX40CrNiNbSi38-19

Segmenty przenośnika mają podobny kształt. Tworzące krawędź taśmy dodatkowo uzupełniają progi zabezpieczające elementy obrabiane cieplnie przed wypadaniem z przenośnika (rys. 15c). Taśmę napędza bęben (rys. 15b) montowany od strony wyładowczej pieca. Obecnie są konstruowane przenośniki o długości do 30 m i szerokości od 300 mm do 2000 mm [4, 32]. Stosowane są także mniej złożone konstrukcje układu transportu wsadu wewnątrz pieca w porównaniu z przenośnikami taśmowymi (rys. 16).

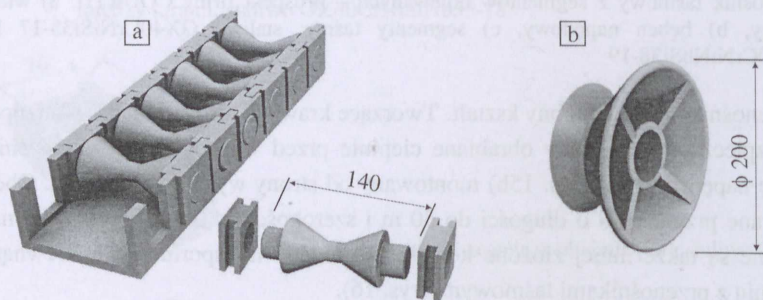


Rys. 16. Elementy transportujące wsad w komorze pieców SECO/WARWICK ThermAL S.A. [23]: a) przepychacz (1) i prowadnica (2), b) trzon pokroczny – podpora wsadu; staliwo GX40CrNiSi25-20

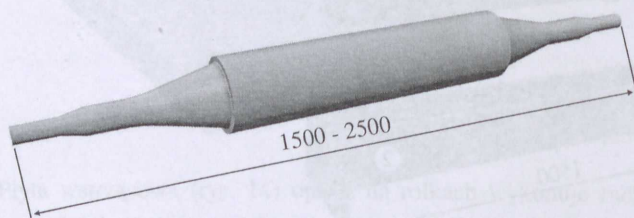
Popychacz współpracujący z prowadnicą (rys. 16a) jest montowany na trzonie pieca komorowego pomiędzy ceramicznymi szynami ślizgowymi, na których są umieszczone paleta i/lub kosz z wsadem. Popychacz po zakończeniu części procesu obróbki cieplnej w komorze pieca wypycha paletę i/lub kosz z komory do przedsionka hartowniczego i wraca do pozycji wyjściowej. Temperatura pracy prowadnicy i popychacza wynosi $< 1050^{\circ}\text{C}$.

Trzon pokroczny (rys. 16b) pracuje w temperaturze ok. 1000°C w atmosferze powietrza w piecu grzewczym. Wsad okresowo przesuwany po trzonie jego komory od strony załadowniczej do wyładowniczej. Trzon ten tworzą cztery rzędy podpór: dwa stałe i dwa ruchome. Podpory ruchome poruszają się wzdłuż trajektorii będącej obwodem zamkniętym. Jednocześnie unoszą cały wsad, przemieszczając go na odległość wartości podziałki (skoku) wrębów w podporach. Następnie jest on opuszczany (poniżej poziomu podpór stałych). Po ułożeniu wsadu na podporach stałych, podpory ruchome się cofają. Przykładem obróbki cieplnej w takim piecu jest nagrzewanie prętów stalowych przed ich zwinieniem w sprężyny. Prowadnice i tory kroczące są odlewane w całości lub składane z dwóch i więcej odlewów – w przypadku pieców o długich komorach roboczych.

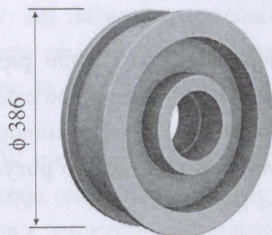
Przedstawione konstrukcje elementów zapewniających transport wsadu w piecu nie wyczerpują wszystkich rozwiązań konstrukcyjnych. Innymi rozwiązaniami są odlewane tory rolkowe i rolki do transportu rur i prętów (rys. 17a, b), arkuszy blach lub płyt (rys. 18), także różne koła wózków transportowych (np. rys. 19).



Rys. 17. Rolki transportowe montowane w zespołach – firma F.A.I. (a), lub pojedynczo – firma SECO/WARWICK S.A. Świebodzin (b) [23]



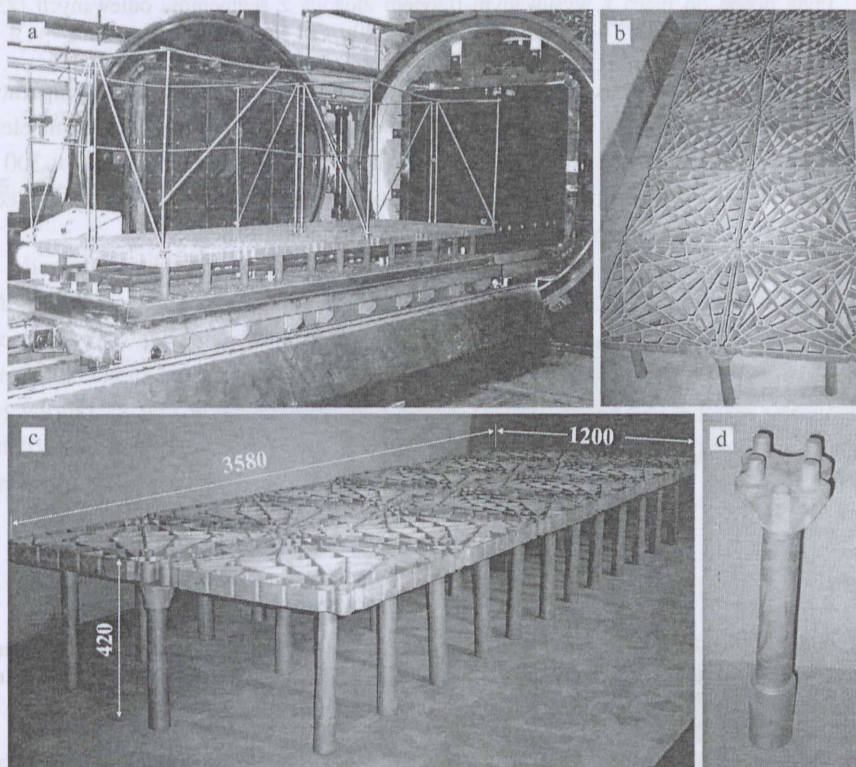
Rys. 18. Rolka do przemieszczania arkuszy płyt/blachy w komorze pieca przelotowego firmy POSE-MARRE [23]



Rys. 19. Koło wózka transportowego w piecu przelotowym do obróbki cieplnej wyrobów ze stopów aluminium – firma SECO/WARWICK S.A. Świebodzin [23]; stalowo GX40CrSi13

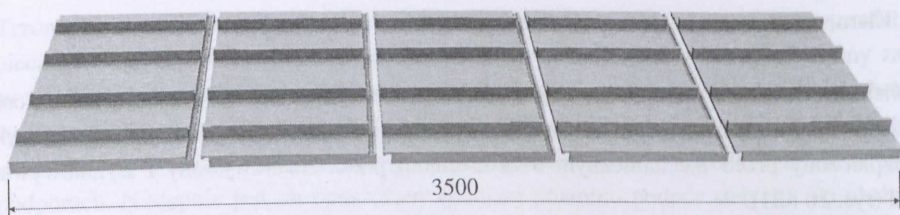
2.4. Elementy konstrukcyjne wzmacniające

Niektóre fragmenty lub całe powierzchnie ceramicznej wymurówki pieca wymagają osłonięcia przed ich uszkodzaniem w trakcie eksploatacji. Ceramiczny trzon pieca jest zwykle zabezpieczony przed mechanicznym uszkodzeniem przez załadowywany i wyładowywany wsad (rys. 20 i 21).



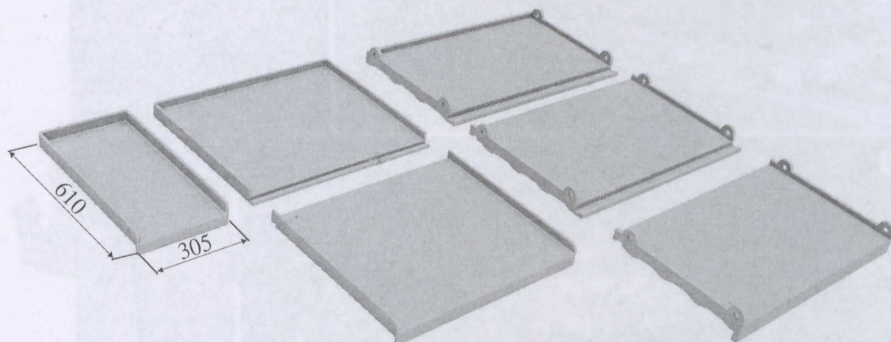
Rys. 20. Piec próżniowy VWC 121036 z wysuwaniem trzonu do wyżarzania proszków metalu firmy SECO/WARWICK S.A. Świebodzin [23]: a) widok ogólny – konstrukcja spawana z prętów stalowych ustawiona na trzonie określającej przestrzeń zajmowaną przez pojemniki dla umieszczonego wsadu, b, c) podstawa z odlewanych palet i stojaków – ustawiona na trzonie pieca, d) stojak z nakładaną głowicą, trzpienie głowicy łączą palety; stop niklu G-NiCr28W

Elementy wzmacniające w przypadku trzonu pieca wyposażonego w system grzania elektrycznego na podłożu ceramicznym (rys. 20) muszą zapewnić stabilne utrzymywanie nad grzałkami wsadu o dużej masie. Jednocześnie nie mogą tworzyć bariery dla obiegu ciepła w tym obszarze. Aby spełnić to wymaganie, najczęściej wykonuje się podstawę złożoną z ażurowych palet i stojaków (rys. 20b–d). W nieogrzewanym trzonie pieca elementy wzmacniające tylko zabezpieczają ceramiczną wymurówkę przed uszkodzeniem, np. jedno- lub wielosegmentowa płyta denna (rys. 21) o grubości 20–30 mm, uzupełniona podłużnymi żebrami ułatwiającymi przemieszczanie wsadu.



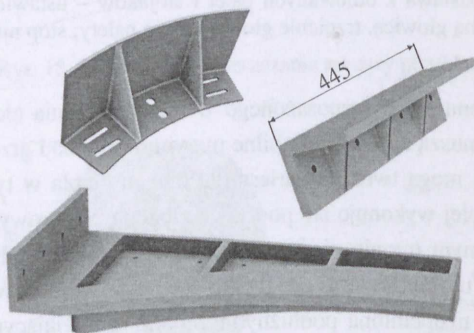
Rys. 21. Płyta denne do pieca z wysuwającym trzonem złożona z segmentów odlewanych [23]; staliwo G-X40CrNiSi27-4 lub G-X40CrNiSi25-20

Płyty denne są również powszechnie stosowane w piecach komorowych średniotemperaturowych i wówczas zabezpieczają ceramiczny trzon pieca z umieszczonymi grzałkami elektrycznymi. Płyty są jednolite bądź wielosegmentowe (rys. 22) o wymiarach od $600 \times 300 \times 30$ mm do $3000 \times 1000 \times 50$ mm i masie od 20 kg do 600 kg. Wsad jest układany w piecu bezpośrednio na płytach lub z użyciem oprzyrządowania technologicznego.



Rys. 22. Jedno- i wielosegmentowe płyty denne stosowane w piecach komorowych – firma SECO/WARWICK ThermAL S.A. [23]; staliwo GX40CrSi24, G-X40CrNiSi27-4 lub GX40CrNiSi25-20

Wybrane fragmenty wymurówki ceramicznej zabezpieczają także odlewy o innym kształcie niż płyty denne (rys. 23 i 24). Wykonane są także w całości lub w segmentach, a masa pojedynczych elementów wynosi od 20 kg do 150 kg [23].

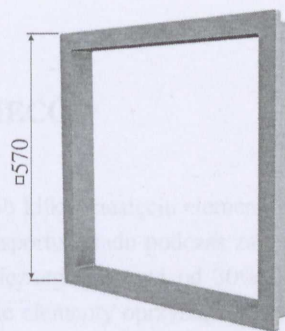


Rys. 23. Elementy wzmacniające wymurówkę ceramiczną w piecach karuzelowych firmy SECO/WARWICK ThermAL S.A. i SECO/WARWICK S.A. Świebodzin [23]; staliwo GX40CrSi17 i GX40CrNiSi25-20

3. OPRZYZRZĄDOWANIE TECHNOLOGICZNE PIECÓW

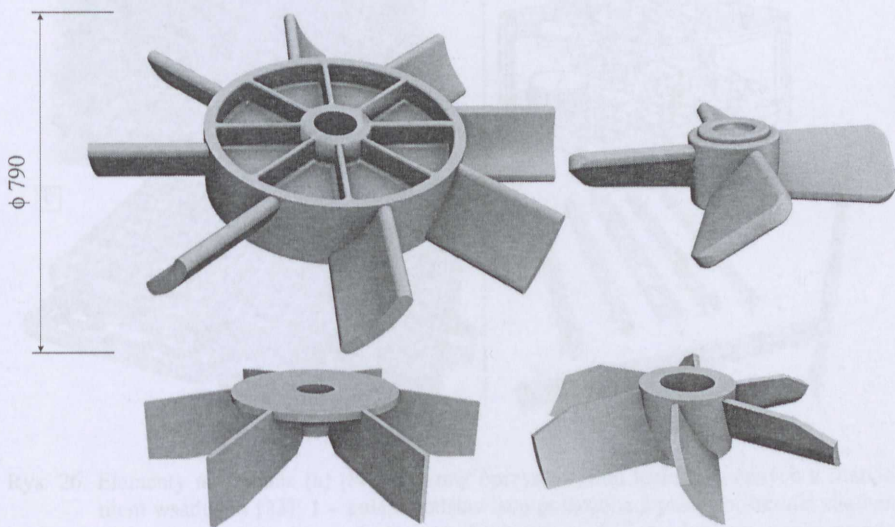
Opisywanie technologiczne jest związane z tym, że z kilku lub kilkunastu elementów technologicznych, które tworzą piec, należy wyodrębnić i opisać poszczególne części, które są najważniejsze dla jego działania. W tym celu należy wyodrębnić i opisać poszczególne części, które są najważniejsze dla jego działania.

Rys. 24. Rama wzmacniająca otwór okna załadowczo-wyładowczego pieca komorowego [23]; staliwo GX40CrSi17



2.5. Mieszadła (wirniki)

Mieszadła (wirniki – rys. 25) stosuje się w większości komór roboczych pieców do obróbki cieplnej. Ich zadaniem jest wymuszanie obiegu atmosfery i jednocześnie przyspieszenie procesu wyrównywania wartości temperatury w przestrzeni roboczej pieca oraz ujednoludnienie składu chemicznego atmosfery. W zależności od procesu technologicznego obróbki cieplnej wirniki są wykonywane z różnych gatunków żeliwa i staliwa [23]. Stosuje się żeliwo i staliwo niestopowe, także nisko-, średnio- i wysokostopowe. Używa się również stali węglowej oraz nisko-, średnio- i wysokostopowej [23].



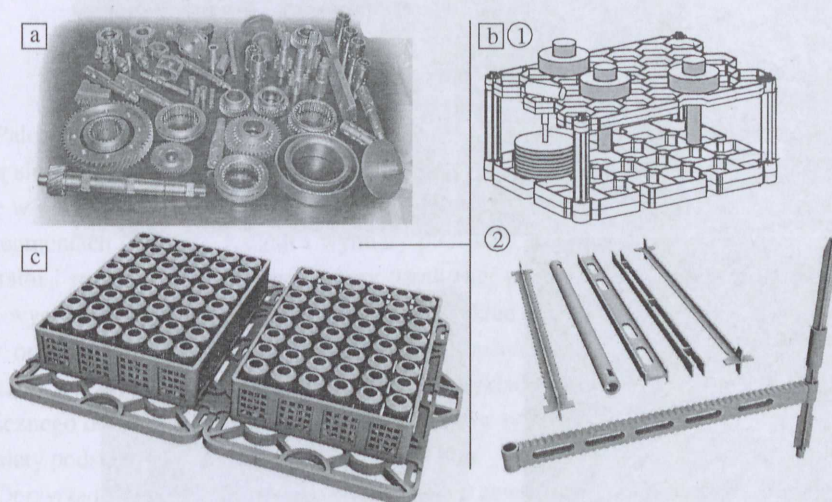
Rys. 25. Wirniki firm: SECO/WARWICK Thermal S.A., SECO/WARWICK S.A. Świebodzin, RIVA oraz REMIX [23]; staliwo GX40CrNiSi25-20, GX40CrNiSi35-17 i GX40CrNb-Si38-19

3. OPRZYRZĄDOWANIE TECHNOLOGICZNE PIECÓW

Oprządkowanie technologiczne jest złożone zwykle z kilku lub kilkadziesiąt elementów o różnym kształcie i rozmiarach. Stosowane jest do ułożenia i transportu wsadu podczas zabiegów obróbki cieplnej. Na ogół masa oprządkowania technologicznego stanowi od 30% do 50% masy wsadu ładowanego do pieca [4–6, 23, 37]. Jednocześnie elementy oprządkowania ulegają szybszemu zużyciu w porównaniu z elementami konstrukcyjnymi pieca (rys. 3). Podstawową zasadą wytwórców oprządkowania jest minimalna masa, maksymalna wytrzymałość i ładowność, która podkreśla ich znaczenie i udział w kosztach eksploatacji pieców do obróbki cieplnej.

Typowe oprządkowanie technologiczne, powszechnie stosowane w seryjnej i masowej obróbce cieplnej elementów o małych rozmiarach (rys. 26a), składa się z palety podstawowej (nośnej), na której się ustawia:

- konstrukcję złożoną ze słupków i palety pośredniej lub słupków i poprzeczek (rys. 26b), bądź
- kosz lub kosze (rys. 26c).



Rys. 26. Elementy nawęglane (a) [86], schemat oprządkowań technologicznych z rozmieszczeniem wsadu (b) [23]: 1 – paleta podstawowa połączona z paletą pośrednią słupkami, 2 – poprzeczki montowane nad paletą podstawową z użyciem słupków, paleta podstawowa z koszami (c) [24]

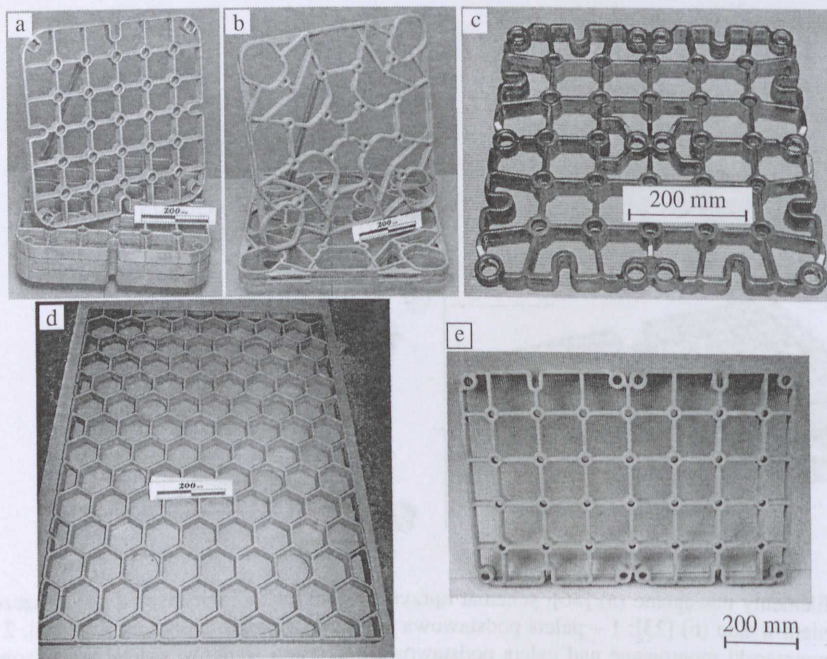
Elementy o większej masie i rozmiarach są układane na palecie podstawowej bądź ustawione/zawieszone za pomocą przyrządów specjalnych. Stosuje się również niekonwencjonalne rozwiązania całych konstrukcji oprządkowania.

Z dotychczasowej praktyki inżynierskiej w projektowaniu oprzyrządowań technologicznych z użyciem palety podstawowej wynikają trzy sposoby postępowania. W zależności od wielkości produkcji, liczby i kształtu elementów obrabianych cieplnie oraz typu pieca użytkownik może podejmować następujące decyzje:

- a) stosuje się paletę podstawową typowego pieca do obróbki cieplnej, będącą na wyposażeniu pieca, następnie samodzielnie uzupełnia ją o dalsze elementy oprzyrządowania technologicznego w zależności od potrzeb produkcji;
- b) wykonuje się i stosuje oprzyrządowanie własnej konstrukcji w typowym piecu do obróbki cieplnej;
- c) planuje się i zamawia dla założonego kształtu i rozmiarów oprzyrządowania piec o nietypowej konstrukcji.

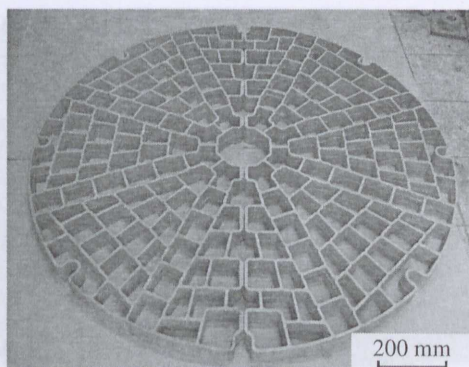
3.1. Konstrukcja: paleta podstawowa i paleta pośrednia

Palety podstawowe (rys. 27–29) i pośrednie (rys. 30) są ażurowymi, cienkościennymi konstrukcjami o masie od 8 kg do 90 kg, zwykle odlewanyymi.

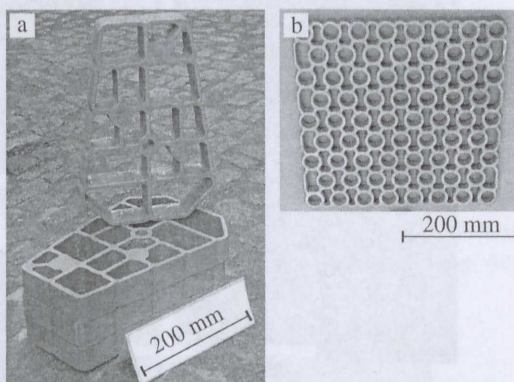


Rys. 27. Palet podstawowe o wymiarach 558 × 558 × 38 mm i 640 × 640 × 30 mm – piec przepychowy (a i b), 600 × 600 × 45 mm – piec próżniowy (c), 1220 × 890 × 50 mm i 900 × 600 × 45 mm – piec komorowy (d i e); staliwo GX40CrNiSi35-17 (a, b, d, e) i stop niklu G-NiCr28W (c) [23]

Rys. 28. Paleta podstawowa o wymiarach $\phi 1450 \times 50$ mm (piec węglbny), złożona z dwóch segmentów [23]; staliwo GX40CrNiSi35-17



Rys. 29. Palety podstawowe o małych rozmiarach do pieca karuzelowego (a) i próżniowego (b) [23]; staliwo GX40CrNiSi35-17

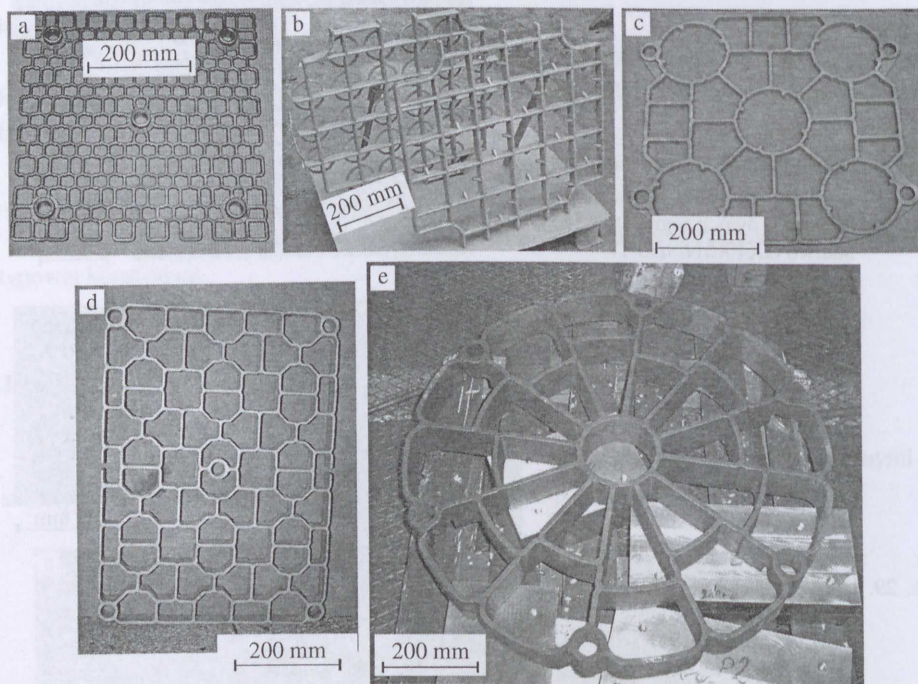


Palety mają kształt kwadratu, prostokąta lub koła. Palety podstawowe zwykle charakteryzują się większą sztywnością i masą w porównaniu z paletami pośrednimi ze względu na ich rolę w oprzyrządowaniu technologicznym. Większe palety podstawowe są odlewane również w segmentach (rys. 28). Kształt i wymiary podstawy palety podstawowej dostosowuje się do kształtu i rozmiarów podstawy komory użytkowej pieca do obróbki cieplnej. Środek palety jest wypełniany ściankami, których wzajemny układ, kształt i wymiary pozostałych elementów oprzyrządowania technologicznego (palet pośrednich, słupków i zawieszek) zależą od kształtu i wymiarów elementów wsadu. Na przykład, konstrukcja oprzyrządowania technologicznego do seryjnej obróbki cieplnej elementów typu wałek-tuleja (rys. 30 i 31) składa się z palety podstawowej, słupków i palet pośrednich.

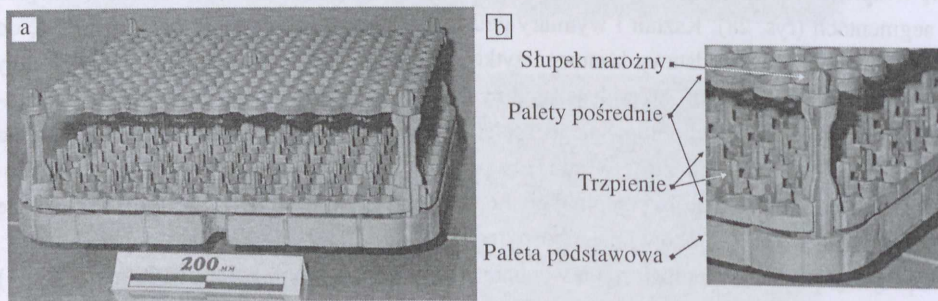
Oprzyrządowanie technologiczne o wymiarach zewnętrznych $558 \times 558 \times 160$ mm (rys. 31) stosowane jest w procesie węglazotowania w piecu przepychowym. Masa oprzyrządowania wynosi 47 kg, natomiast wsadu – 70 kg; 116 wałków skrzyni biegu jest ustawionych pionowo za pomocą trzpieni wciśniętych w otwory dolnej palety pośredniej i otworów górnej palety pośredniej.

Oprzyrządowanie technologiczne o wymiarach zewnętrznych $1170 \times 870 \times 600$ mm (rys. 32) stosowane jest w procesie węglazotowania w piecu komorowym. Masa oprzyrządowania wynosi 205 kg, natomiast masa wsadu – 574 kg; 264 półosie są zawieszane na górnej palecie

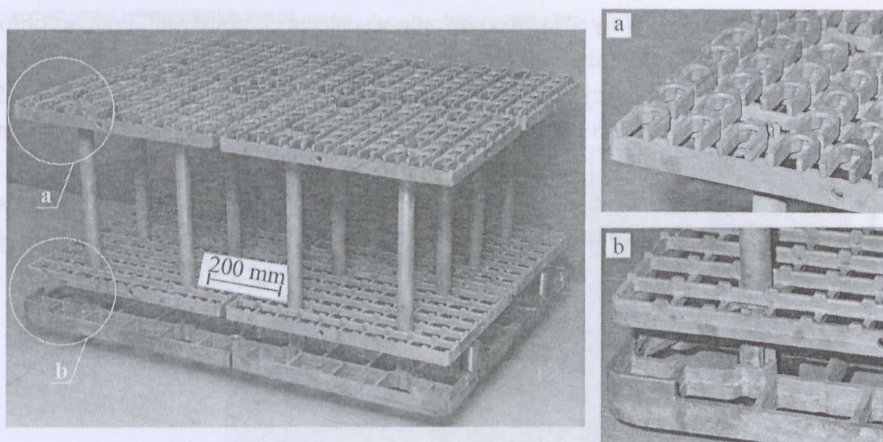
pośredniej za pomocą zawieszek (rys. 32a). Otwory w dolnej pałecie pośredniej ograniczają odchylenia półosi podczas przemieszczania oprzyrządowania technologicznego (rys. 32b).



Rys. 30. Palety pośrednie o wymiarach $492 \times 492 \times 10$ mm (a), $550 \times 550 \times 15$ mm (b), $622 \times 581 \times 25,5$ mm – piec przepychowy (c), $600 \times 450 \times 40$ mm – piec próżniowy (d), $\phi 900 \times 50$ mm – piec głębiny (e) [23]; staliwo GX40CrNiSi35-17 (a–c, e) i stop niklu G-NiCr28W (d i f)

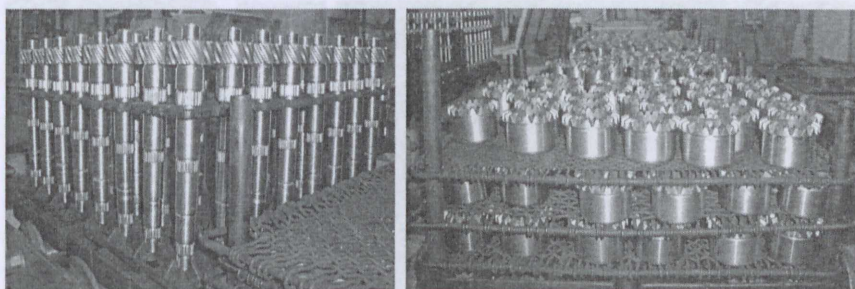


Rys. 31. Oprzyrządowanie technologiczne składające się z palety podstawowej (rys. 27a), dwóch palet pośrednich, pięciu słupków i 116 trzpień – FSM Bielsko-Biała [23]: a) widok ogólny, b) elementy oprzyrządowania; staliwo G-X40NiCrSi35-17

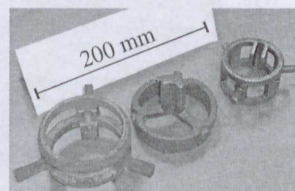


Rys. 32. Oprzyrządowanie technologiczne: paleta podstawowa, 8 palet pośrednich, 16 słupków i tulei dystansowych (wkładanych na słupy), 30 sworzni, podkładek i kołków oraz 264 zawieszki – FSM Bielsko-Biała [23]; staliwo G-X40NiCrSi35-17

Paletę podstawową zaprojektowaną do użytku w danym piecu można stosować do innych elementów, o różnym kształcie (rys. 33). Wówczas wprowadza się dodatkowe przyrządy, m.in. palety pośrednie odlewane lub złożone z prętów i siatki (rys. 33), przekładki (rys. 34) oraz zestawy złożone z płyty dolnej i górnej (rys. 35).



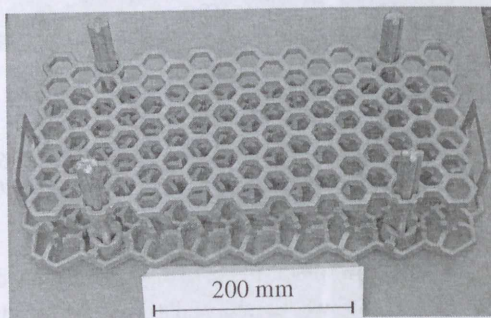
Rys. 33. Wsad ułożony na palecie podstawowej (rys. 27a) w FSM Bielsko-Biała [23]



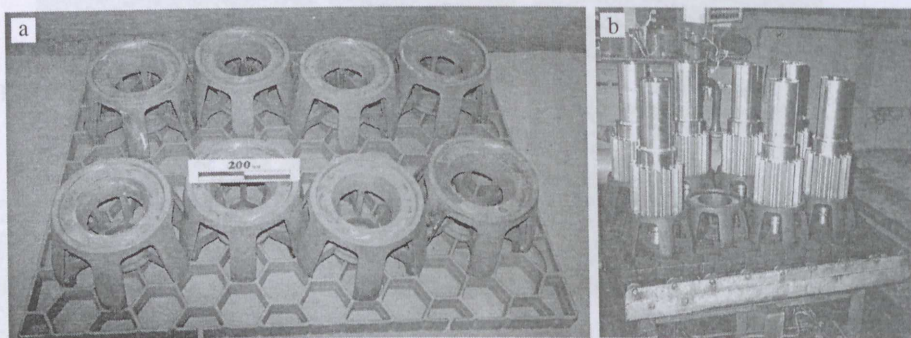
Rys. 34. Odlewy opraw ustalających położenia elementów na palecie podstawowej (rys. 27a) w FSM Bielsko-Biała [23]; staliwo G-X40NiCrSi35-17

Sposób układania elementów na palecie podstawowej z użyciem palety pośredniej i słupków można modyfikować przez wprowadzanie elementów oprzyrządowań technologicznych zwiększających efektywność obróbki cieplnej oraz wykorzystanie przestrzeni pieca. Na przykład, rozwiązanie typu paleta pośrednia-słupek zaprojektowano dla jednego, określonego elementu

obrabianego cieplnie (rys. 36). Wały układano poziomo na palecie podstawowej. Podczas obróbki cieplnej ulegały one odkształceniu, stąd stosowano naddatki na obróbkę skrawaniem. Powodowało to wzrost kosztów produkcji wałów. Wprowadzono zmianę sposobu położenia wałów podczas obróbki cieplnej. Przyjęto założenie, że zachowają one stabilne, pionowe położenie podczas procesu technologicznego. Zapewniają je dodatkowe stojaki, na których ustawione są wały, oraz otwory w palecie pozycjonujące ich czopy (rys. 36b). Oprzyrządowanie składa się więc z palety podstawowej (o wymiarach $1200 \times 800 \times 50$ mm i masie 80 kg) i ośmiu stojaków, każdy o masie 16 kg (rys. 36a).



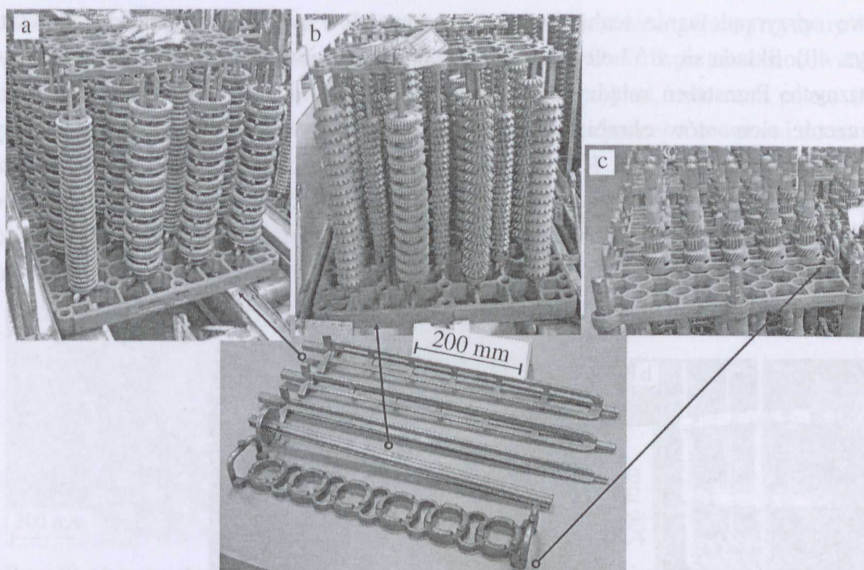
Rys. 35. Zestaw palety podstawowej i stojaków złożony z sześciu elementów ustawiony na palecie podstawowej (rys. 27a) – FIAT-GM POWERTRAIN POLSKA [23]; staliwo G-X40NiCrSiNb38-19



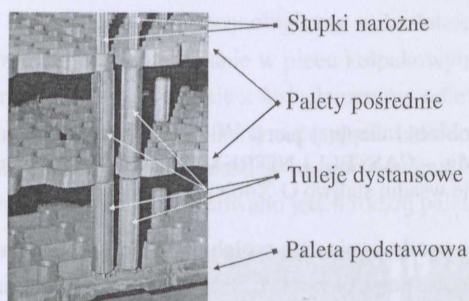
Rys. 36. Oprzyrządowanie technologiczne do obróbki cieplnej wałów – Huta Stalowa Wola [23]: a) widok ogólny, b) rozmieszczenie wsadu; staliwo G-X40NiCrSi35-17

Inny sposób zastosowania słupków/stojaków do rozmieszczania wsadu przedstawiono na rysunku 37a i b. Średnicę tych elementów dostosowano do średnicy otworu elementu obrabianego cieplnie. Kształt przekroju poprzecznego powinien zapewnić odpowiednią ich sztywność i możliwie równomierną grubość ścianki. Aby nie dopuścić do bezpośredniego styku obrabianych cieplnie elementów, często wprowadza się przekładki (rys. 37a–c).

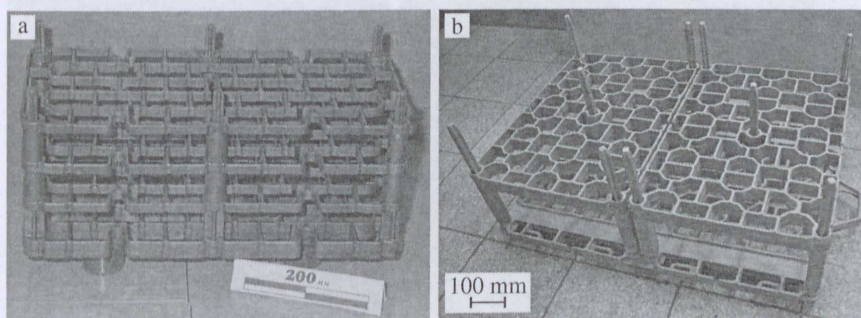
Liczbę poziomów oprzyrządowania technologicznego, na których układa się bądź zawieszają elementy obrabiane cieplnie, można zwiększyć przez wprowadzenie dodatkowych palet pośrednich i tulei dystansowych o odpowiedniej długości (rys. 38 i 39).



Rys. 37. Oprzyrządowania technologiczne do obróbki cieplnej kół zębnych i wałków (a-c) – TOYOTA MOTOR MANUFACTURING POLAND [23]; staliwo G-X40NiCrSiNb38-19

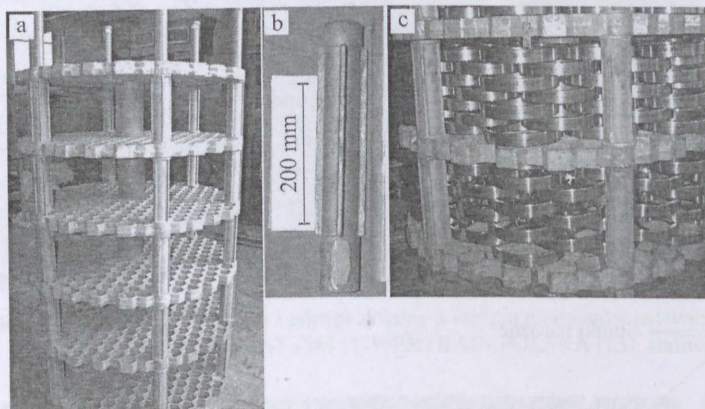


Rys. 38. Wielopoziomowe oprzyrządowanie technologiczne [23]



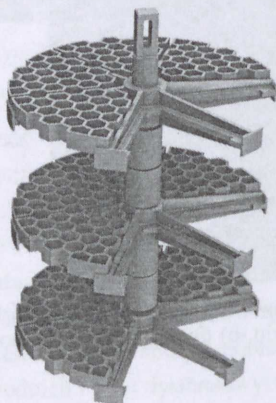
Rys. 39. Oprzyrządowania technologiczne [23]: a) czteropoziomowe do pieca próżniowego (stop niklu G-NiCr28W) – SECO/WARWICK S.A. Świebodzin, b) dwu- lub trzyopoziomowe do pieca PeKat-1; staliwo G-X40NiCrSiNb38-19 [23]

Typowe oprzyrządowanie technologiczne stosowane w piecach węglowych ma kształt walca (rys. 40). Składa się z 57 elementów odlewanych: ośmiu palet i 49 tulei wewnętrznych i zewnętrznych. Przestrzeń między paletami można uzupełnić zawieszkami ułatwiającymi rozmieszczenie elementów obrabianych cieplnie, które zapewniają równomierny przepływ strumienia atmosfery piecowej. Kolejne poziomy oprzyrządowania tworzą palety ułożone wzdłuż pionowego pręta pozycjonującego (rys. 40a). Jego górna krawędź zakończona jest zaczepem transportowym. O liczbie użytych palet decyduje kształt i wymiary elementów obrabianych cieplnie oraz sposób ich ułożenia (rys. 40c). Odległość między paletami wyznacza długość zastosowanych tulei dystansowych (rys. 40a–c).



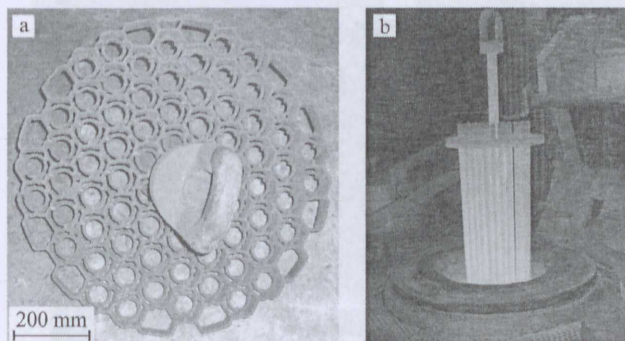
Rys. 40. Oprzyrządowanie technologiczne do obróbki cieplnej pierścieni łożyskowych o wymiarach $\phi 1200 \times 2400$ mm i masie 1 Mg – CASTELLI NITREX [23]: a) widok ogólny, b) tuleja dystansowa, c) rozmieszczenie wsadu; staliwo G-X40NiCrSiNb38-19

W zestawach do rozmieszczania i transportu wsadu w piecach węglowych często stosowane są elementy w kształcie krzyżaka (rys. 41) zamiast palet okrągłych. Pomędzy ich ramionami układane są mniejsze palety, tworzące okrągłą podstawę do ułożenia elementów wsadu obrabianych cieplnie.



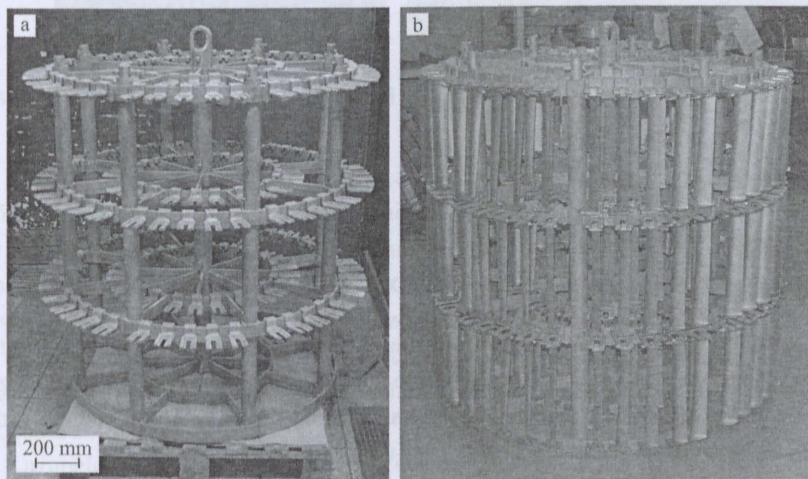
Rys. 41. Oprzyrządowanie technologiczne pieca węglowego: krzyżaki, małe palety pośrednie, tuleje dystansowe i pręt pozycjonujący zakończony hakiem [23]

Kształt komory roboczej pieca węgelnego powoduje, że jest szczególnie przydatny do obróbki cieplnej elementów długich i o dużej smukłości (rys. 42). Umożliwia także stosowanie oprzyrządowania technologicznego o prostej konstrukcji. Na przykład, odlewaną paletę (rys. 42a) wprowadzono w miejsce dotychczas stosowanej płyty żaroodpornej z otworami do mocowania wsadu – wiertel górniczych [23].



Rys. 42. Oprzyrządowanie technologiczne do obróbki cieplnej wiertel górniczych w piecu węglowym – Zakłady GONAR w Katowicach [23]: a) widok palety – gniazd do zawieszania wiertel, b) wyładowywanie wsadu z pieca; stop niklu G-NiCr28W

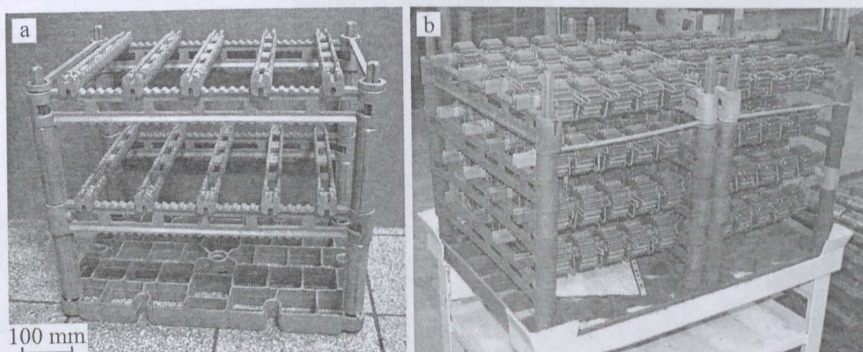
Oprzyrządowanie technologiczne w kształcie walca stosuje się także w innych piecach. Na przykład, oprzyrządowanie w piecu kołpakowym (rys. 43), mające wymiary $\phi 1200 \times 1200$ mm i masę 280 kg, składa się z 261 elementów odlewanych, w tym 192 zaczepów do pojedynczego zawieszenia wyrobów. W tym przypadku mała masa wsadu nie wymaga stosowania masywnej palety podstawowej (nośnej) w porównaniu z paletami pośrednimi, dlatego w konstrukcji oprzyrządowania zastosowano jeden rodzaj palety.



Rys. 43. Oprzyrządowanie technologiczne do obróbki cieplnej łopatek lotniczego silnika turbodrzutowego – AVIO Polska w Bielsku-Białej[23]: a) widok ogólny, b) rozmieszczenie wsadu; stop niklu G-NiCr28W

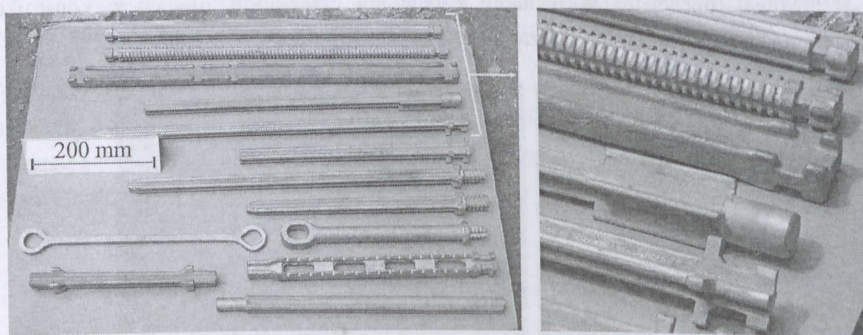
3.2. Konstrukcja: paleta podstawowa i poprzeczki

Do obróbki cieplnej elementów maszyn o zwartym kształcie i dużej symetrii oraz z otworem w środku symetrii często stosuje się oprzyrządowanie technologiczne, w którym palety pośrednie są zastępowane poprzeczkami (rys. 44).



Rys. 44. Wielopoziomowe oprzyrządowanie technologiczne [23]: a) SECO/WARWICK S.A. Świebodzin – wymiary $600 \times 400 \times 400$ mm; staliwo GX40NiCrSiNb38-19, b) EATON TRUCK COMPONENTS – wymiary $900 \times 600 \times 600$ mm; staliwo GX40NiCrSiNb38-19

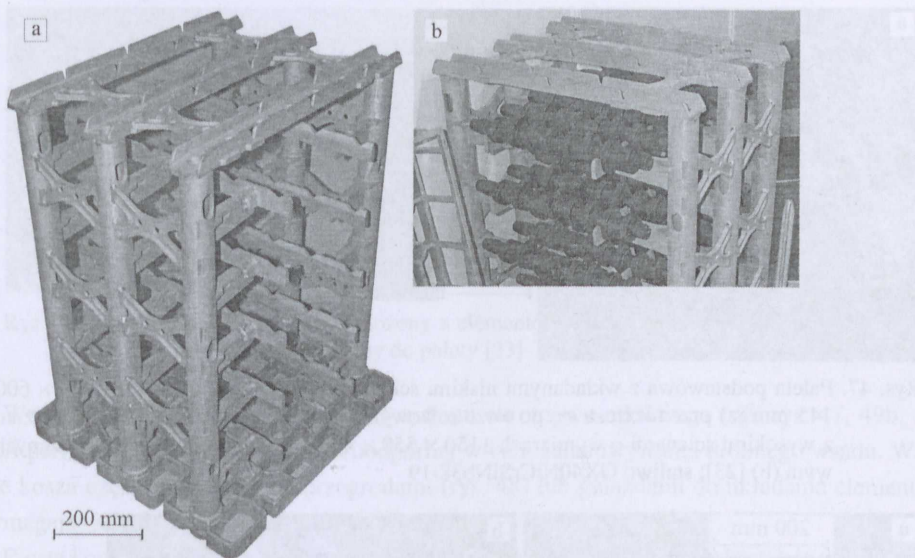
W kształcie poprzeczki uwzględniono sposób mocowania słupków w paletie podstawowej, poprzeczek na słupkach, a także pozycjonowanie na poprzeczkach poszczególnych elementów w zależności od ich kształtu (rys. 26b, 45 i 46).



Rys. 45. Odlewy słupków i poprzeczek [23]; staliwo GX40NiCrSiNb38-19

Większość współpracujących elementów oprzyrządowania technologicznego jest montowana za pomocą połączeń rozłącznych. Umożliwia to ich łatwą wymianę przy zmianie rodzaju wsadu lub wymianie zużytych elementów. Pasowanie luźne tych elementów jednocześnie zapewnia ich swobodne odkształcanie cieplne w polu temperatury ich pracy.

Warunki eksploatacji niektórych rodzajów oprzyrządowania technologicznego wymagają zastosowania połączeń spawanych. Dotyczy to szczególnie eksploatacji oprzyrządowań technologicznych w pełni zautomatyzowanej linii produkcyjnej (rys. 46a).



Rys. 46. Oprzyrządowanie technologiczne pieca przepychowego – VW Motor Polska [23]:
a) widok ogólny, b) rozmieszczenie wsadu; staliwo G-X40NiCrSiNb35-26

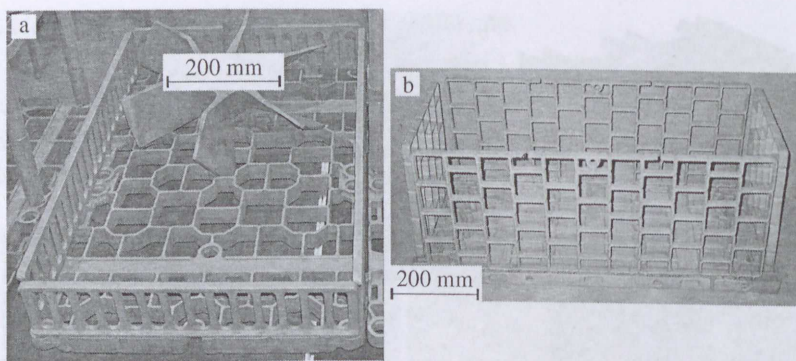
Konstrukcja oprzyrządowania powinna zapewnić jego stabilność, aby zagwarantować stałość współrzędnych położenia wsadu (pojedynczych wałków – rys. 46b). Jest to niezbędne do poprawnej pracy manipulatora automatycznego, wykonującego zadanie układania i zdejmowania obrabianych cieplnie elementów. Oprzyrządowanie takie (rys. 46) ma wymiary $640 \times 600 \times 838$ mm i masę 128 kg. Składa się z 66 odlewanych elementów, połączonych przez spawanie (rys. 46a). Umożliwia jednoczesną obróbkę 30 wałków rozrządu silników wysokoprężnych (rys. 46b).

3.3. Konstrukcja: paleta podstawowa i kosz

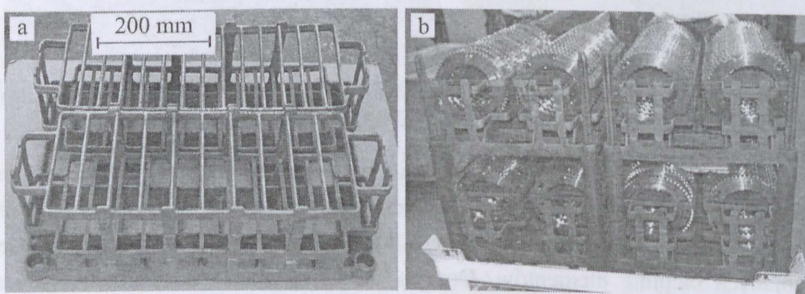
W koszach prowadzona jest obróbka cieplna elementów masywnych o małych wymiarach, która za pomocą innego oprzyrządowania jest praktycznie niemożliwa. Kosze często stosuje się do obróbki cieplnej elementów o małych wymaganiach, gdy sposób ich ułożenia nie ma wpływu na efekt obróbki cieplnej, np. podczas wyżarzania odpężającego. Zastosowanie kosza poprawia też wydajność pieca oraz usprawnia za- i wyładunek wsadu.

Oprzyrządowanie technologiczne typu kosz stosowane w piecach przepychowych i komorowych zwykle ma obrys prostopadłościanu (rys. 47–51). Najczęściej są spotykane dwa rozwiązania konstrukcyjne kosza:

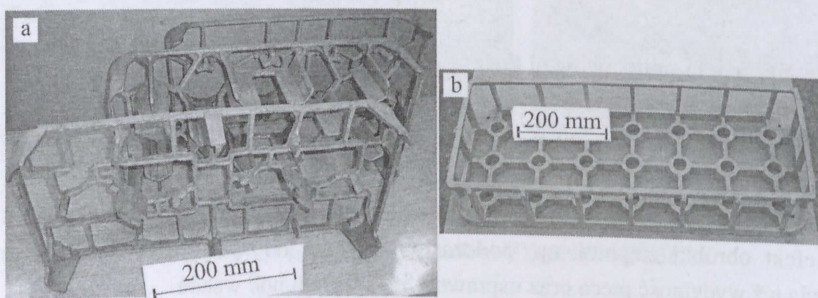
- uzupełnienie palety podstawowej ścianami bocznymi (rys. 47).
- ustawienie kosza/koszy (rys 48 i 49) lub ich zamocowanie (rys. 50) na paletcie podstawowej.



Rys. 47. Paleta podstawowa z wkładanymi niskimi ścianami bocznymi o wymiarach $900 \times 600 \times 145$ mm (a) przemieszcza się po torze rolkowym w piecu komorowym Pekat-2 oraz kosz z wysokimi ścianami o wymiarach $1150 \times 550 \times 470$ mm stosowany w piecu przepychowym (b) [23]; staliwo GX40NiCrSiNb38-19

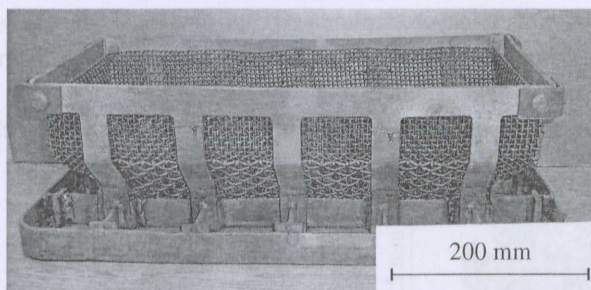


Rys. 48. Oprzyrządowanie technologiczne do obróbki cieplnej elementów skrzyni biegów w piecu przepychowym – EATON TRUCK COMPONENTS [23]: a) ogólny widok kosza, b) cztery kosze z wsadem ustawione na palecie podstawowej z użyciem słupków; staliwo GX40NiCrSiNb38-19



Rys. 49. Kosze odlewane i ustawiane na palecie podstawowej [23]: a) do składania na palecie podstawowej (rys. 27a) jeden na drugim, b) do wyłożenia siatką; staliwo GX40CrNiSi35-17

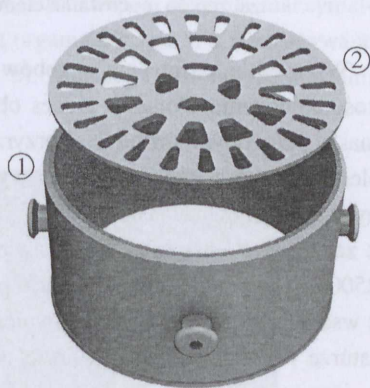
Kosze stosowane w piecach z małą komorą są łączone z paletą podstawową na stałe (rys. 50). Niewielkie rozmiary i mała masa oprzyrządowania technologicznego z wsadem powodują, że ręczna obsługa nie sprawia trudności. Trwałe połączenie kosza z paletą zmniejsza liczbę czynności w trakcie obsługi pieca.



Rys. 50. Kosz o małych rozmiarach złożony z elementów odlewanych, połączonych przez spawanie i nitowanie – zamocowany do palety [23]

Wnętrze kosza jest wykładane siatką z drutu chromowo-niklowego (np. rys. 47, 49b, 50) lub/i perforowaną blachą ze stali żaroodpornej w celu załadowywania drobnego wsadu. Wnętrze kosza często uzupełnia się przegrodami (rys. 48) lub gniazdami do układania elementów wymagających oddzielenia (rys. 49a).

Prosta konstrukcja kosza – obecnie rzadko stosowana w przemyśle – w kształcie walca składa się z dwóch odlewanych elementów: obudowy (1) i wkładanego dna (2) – rysunek 51. Zewnętrzna średnica obudowy wynosi < 600 mm, wysokość < 400 mm, grubość ścianki < 15 mm. Pojedynczy odlewany element ma masę od 30 kg do 100 kg. Elementy do obróbki cieplnej ładowane są do tego kosza luzem. Na dnie komory roboczej pieca wglębnego można jednocześnie ustawić kilka koszy, jeden na drugim, a w piecu komorowym lub przepychowym – obok siebie na palecie podstawowej.

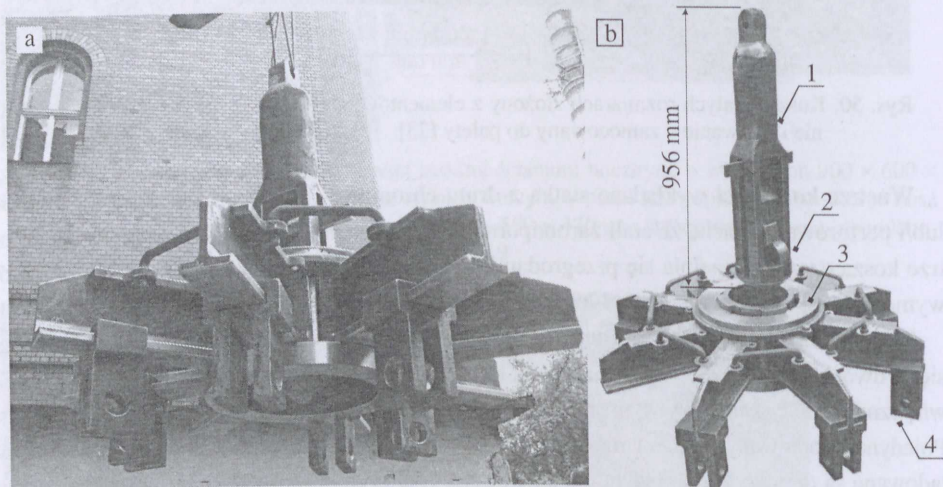


Rys. 51. Kosz odlewany stosowany w piecu wglębnym [23]: 1 – obudowa, 2 – dno

3.4. Oprzyrządowania technologiczne specjalne

W oprzyrządowaniu technologicznym często stosuje się nietypowe rozwiązania konstrukcyjne (rys. 52–54). Przygotowanie takiego specjalnego oprzyrządowania technologicznego do obróbki cieplnej jest spowodowane przede wszystkim:

- kształtem i rozmiarami elementów obrabianych cieplnie,
- koniecznością zwiększenia trwałości oprzyrządowania,
- szczególnymi warunkami procesu obróbki cieplnej,
- innymi wymaganiami, istotnymi dla zapewnienia odpowiednich właściwości i jakości elementów lub obniżenia kosztów ich produkcji.



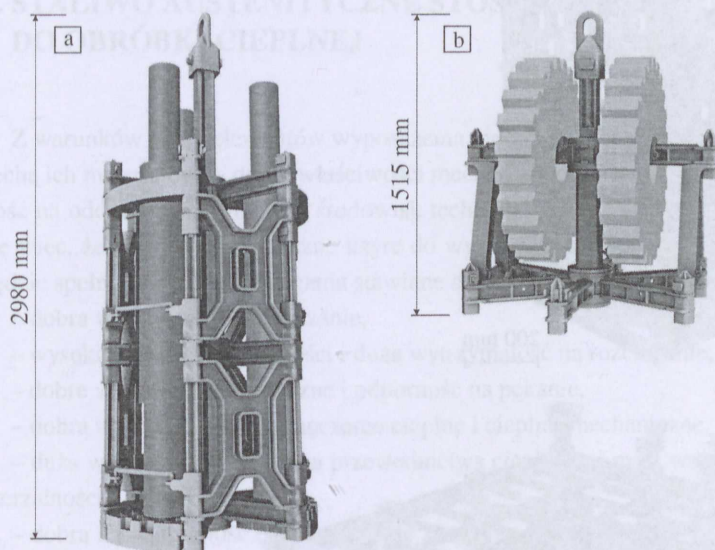
Rys. 52. Oprzyrządowanie technologiczne do obróbki cieplnej części podwozia samolotów – VAC AERO MANUFACTURING POLSKA [23]: a) widok ogólny, b) widok rozdzielonego oprzyrządowania: 1 – korpus z zaczepem transportowym, 2 – zapadka, 3 – zawiesie, 4 – zaczep do mocowania elementów obrabianych cieplnie; staliwo G-X40NiCrSiNb38-19

W procesie hartowania wyrobów wykonanych ze stopów tytanu konieczna jest duża prędkość chłodzenia. Ponadto proces obróbki cieplnej jest trudny w wypadku wyrobów o dużej masie i złożonym kształcie. Oprzyrządowanie technologiczne do obróbki cieplnej złożonych elementów podwozia samolotów wykonywanych ze stopów tytanu składa się z aż 55 odlewanych elementów o masie 450 kg (rys. 52). Głównymi elementami oprzyrządowania są korpus z zaczepem transportowym i zawiesie (rys. 52b). Wsad – elementy podwozia o masie do 2500 kg – jest zawieszany na zaczepach zawiesia (rys. 52b). Oprzyrządowanie technologiczne z wsadem podwieszone pod suwnicą jest wprowadzane do komory pieca o określonej temperaturze i w określonym czasie. Następnie wraz z piecem jest przemieszczane nad zbiornik z cieczą chłodzącą do wykonania hartowania.

Nietypową konstrukcją cechuje się oprzyrządowanie do obróbki cieplnej wsadów masywnych w piecu wgłębnym (rys. 53). Wsad składa się z trzech wałów – każdy o masie 920 kg (rys. 53a) – oraz dwóch kół zębatach – każde o masie 1451 kg (rys. 53b). Oprzyrządowanie technologiczne (rys. 53a) ma masę 1280 kg i składa się z 72 odlewanych elementów, a oprzyrządowanie (rys. 53b) – masę 560 kg i 27 odlewanych elementów.

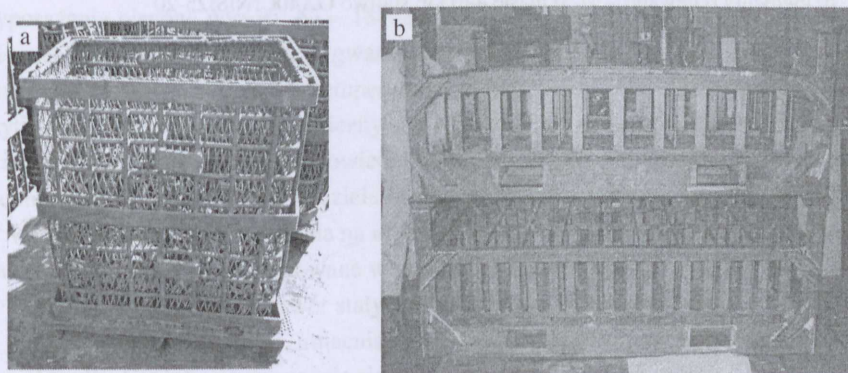
Zasadność zwiększania trwałości oprzyrządowania technologicznego przez zastępowanie elementów spawanych odlewami lub złożonymi z elementów odlewanych potwierdzono w prze-

myśle wielu tego typu oprzyrządowaniami [6, 23], np. przedstawione oprzyrządowanie do obróbki cieplnej łopatek turbiny silników lotniczych (rys. 43).

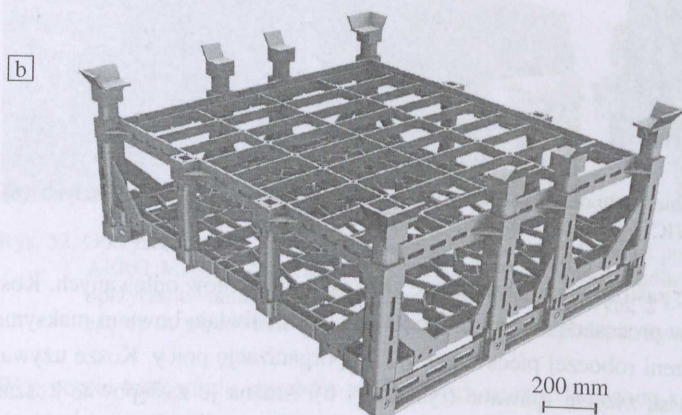
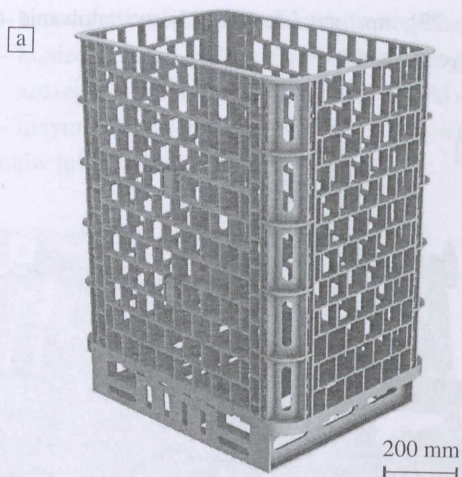


Rys. 53. Oprzyrządowanie technologiczne do obróbki cieplnej wałów (a) i kół zębatach (b) – SECO/WARWICK Thermal S.A. [23]; staliwo G-X40NiCrSiNb38-19

Obecnie coraz większe zastosowanie mają kosze złożone z elementów odlewanych. Kosze powszechnie stosuje się w procesach wyżarzania odlewów. Umożliwiają bowiem maksymalne wykorzystanie przestrzeni roboczej pieca i usprawniają organizację pracy. Kosze używane w odlewniach krajowych są zwykle spawane (rys. 54a i b). Można je zastępować koszami składanymi z elementów odlewanych (rys. 55a i b).



Rys. 54. Kosze spawane do obróbki cieplnej odlewów [23]: a) do wyżarzania drobnych odlewów z żeliwa sferoidalnego w piecu z wysuwającym trzonem – Odlewnia Żeliwa VICTAULIC, b) do wyżarzania odlewów korpusów skrzyń biegów wykonanych ze stopów aluminium w piecu przepychowym rolkowym



Rys. 55. Kosze złożone z elementów odlewanych [23]: a) elementy odlewane – 12, o masie 200 kg, b) elementy odlewane – 32, o masie 440 kg; staliwo GX40CrNiSi25-20

4. STALIWO AUSTENITYCZNE STOSOWANE W BUDOWIE PIECÓW DO OBRÓBKİ CIEPLNEJ

Z warunków pracy elementów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej wynika, że główną cechą ich materiałów są dobre właściwości mechaniczne w wysokiej temperaturze oraz odporność na oddziaływanie różnych środowisk technologicznych (rozdz. 1). W praktyce oczekuje się więc, że tworzywo metaliczne użyte do wykonania tych elementów wyposażenia pieców będzie spełniało ogólne wymagania stawiane stopom żarowytrzymałym [27]:

- dobra wytrzymałość na pełzanie,
- wysoka granica plastyczności i duża wytrzymałość na rozciąganie,
- dobre właściwości plastyczne i odporność na pękanie,
- dobra wytrzymałość na zmęczenie cieplne i cieplno-mechaniczne,
- duża wartość współczynnika przewodnictwa cieplnego i mała współczynnika cieplnej rozszerzalności liniowej,
- dobra żaroodporność oraz odporność korozyjna w atmosferach utleniających oraz w różnych atmosferach technologicznych,
- dobra leżność i spawalność.

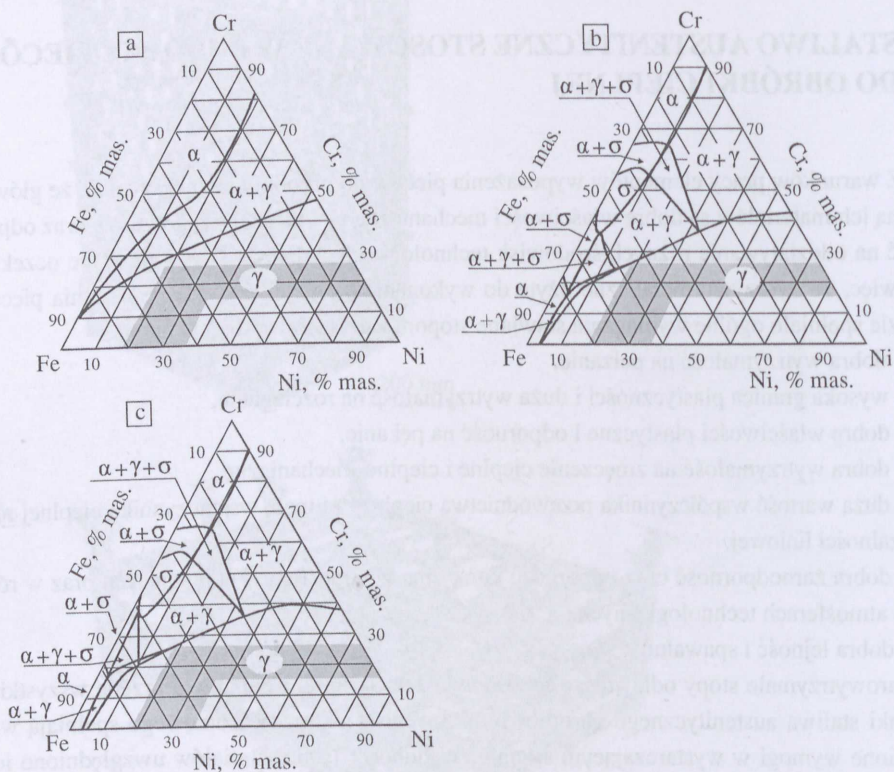
Żarowytrzymałe stopy odlewnicze na osnowie żelaza, niklu i kobaltu, a przede wszystkim gatunki staliwa austenitycznego chromowo-niklowego i niklowo-chromowego spełniają wymienione wymogi w wystarczającym stopniu. W doborze tych materiałów uwzględniono ich właściwości fizyczne i mechaniczne oraz cenę. Są one powszechnie stosowane w tej dziedzinie techniki [4–10, 39–41].

Podstawowymi dodatkami stopowymi staliwa austenitycznego są: nikiel, chrom, krzem i węgiel. Ich zawartość w gatunkach staliwa, z których wykonuje się większość elementów wyposażenia pieców, wynosi: Ni – 18–38%, Cr – 15–26%, Si – do 2,5% oraz C – 0,1–0,6% (% mas.). Taki skład chemiczny gwarantuje dużą stabilność austenitu zarówno w wysokiej temperaturze (rys. 56), jak i w temperaturze pokojowej [27, 38]. Dla poprawy właściwości użytkowych odlewów skład chemiczny staliwa uzupełnia się innymi pierwiastkami – od kilku dziesiątych do kilku procent. Odpowiedni dobór zawartości pierwiastków zapewnia jednocześnie umocnienie roztworowe i wydzieleniowe austenitu oraz granic ziarn [27, 38].

W zależności od oddziaływania na mikrostrukturę i właściwości pierwiastki stopowe wprowadzane do staliwa są klasyfikowane w sześciu podstawowych grupach [27, 38]:

- (Fe, Ni, Cr) – tworzą roztwór stały γ , będący austenityczną osnową,
- (C, N) – międzywęzłowe, umacniają osnowę oraz tworzą węgliki i azotki,
- (Mo, W, V, Co) – rozpuszczają się w austenicie i umacniają osnowę,
- (Ti, Nb, Ta, Zr) – stabilizują węgiel i azot, tworzą węgliki i azotki,
- (B, Zr) – zwiększają dyspersję cząstek faz oraz modyfikują procesy wydzielania i umacniania na granicach ziarn,

– tworzą cząstki fazy γ' ($\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$), które umacniają osnowę.



Rys. 56. Przekroje izotermiczne wykresu równowagi układu trójskładnikowego Fe-Ni-Cr [42]:
a) 1200°C, b) 800°C, c) 650°C

4.1. Ogólna charakterystyka staliwa austenitycznego

Rozwój odlewnictwa staliwa w Europie rozpoczął w 1815 roku, gdy Niemiec Jakub Mayer wykonał pierwsze proste odlewy ze stali węglowej w formach piaskowych [43, 44]. W pierwszym dziesięcioleciu XX wieku [45] we Francji, Anglii i Niemczech proces odlewania elementów maszyn i urządzeń z żarowytrzymałego staliwa austenitycznego poprzedziło wiele prac badawczych w zakresie materiałów i technologii odlewów. Do najważniejszych osiągnięć mających wpływ na rozwój stali żaroodpornej i żarowytrzymałej należy opracowanie [45]:

- stali ferrytycznej o zawartości Cr 12–13% (Harry Brearley, Anglia 1912 r.).
- stali austenitycznej o zawartości Cr 20% i Ni 7% (Eduard Maurer i Benno Strauss, Zakłady Kruppa w Essen, 1912 r.).

Rozwój nowych technologii przemysłowych w latach 20. i 30. XX wieku, wymagających stosowania stopowej stali o lepszych właściwościach, spowodował dalszą modyfikację składu

chemicznego opracowanej stali ferrytycznej i austenitycznej. Zwiększano zawartość niklu i/lub chromu oraz innych pierwiastków, co powodowało zmiany ich składu fazowego i morfologii składników fazowych mikrostruktury. Powstawały więc kolejne ich gatunki, w tym stal kwasoodporna, żaroodporna i żarowytrzymała [45]. Jednocześnie pod koniec 40. lat XX wieku opracowano przekroje izotermiczne wykresów równowagi fazowej układu trójskładnikowego Fe–Ni–Cr w zakresie temperatury 1500–650°C (rys. 56). Stworzono więc podstawy doboru składu chemicznego różnych gatunków stali na podstawie znajomości rodzaju i temperatury przemian fazowych w stanie stałym oraz ich składu fazowego dla określonej wartości temperatury.

Coraz bardziej złożone kształty elementów konstrukcji ze stali stopowej spowodowały wprowadzenie odlewów. Praktyka przemysłowa wykazała, że odlewane elementy maszyn i urządzeń eksploatowane w wysokiej temperaturze cechuje większa trwałość niż elementów stalowych o zbliżonym składzie chemicznym [27, 46].

Podstawowa zmiana właściwości mechanicznych i użytkowych stali i staliwa polega na różnej morfologii ich mikrostruktury [47]. Mikrostruktura pierwotna stopów odlewanych jest dendrytyczna. Ziarna o strukturze krystalicznej w stopach w stanie lanym mają większe rozmiary niż ziarna równoosiowe, charakterystyczne dla stopów przerabianych plastycznie. Ziarna w stopach w stanie lanym składają się z dendrytów z wieloma odgałęzieniami drugiego i trzeciego rzędu [48–51]. Stąd właściwości mechaniczne staliwa są zwykle mniejsze niż stali o tym samym składzie chemicznym. Jest to spowodowane obecnością w mikrostrukturze ziarn o większych rozmiarach, wydzieleniami faz międzymetalicznych i większą segregacją pierwiastków stopowych [27, 28]. Odporność na oddziaływanie różnych środowisk korozyjnych jest natomiast porównywalna [9]. Ponadto odlewy o mikrostrukturze drobnoziarnistej mają większą odporność na zmęczenie cieplne oraz cechuje je duża prędkość inicjacji i propagacji pęknięć [52, 53]. Wzrost wielkości ziarn zwiększa wytrzymałość na pełzanie odlewów, ale zmniejsza ich granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie [27].

W grupie gatunków żarowytrzymałego staliwa austenitycznego obecnie stosowanego w przemyśle można wyodrębnić cztery generacje [54–57].

1. Staliwo, którego głównymi dodatkami stopowymi jest nikiel, chrom i krzem (rozdz. 4.3). Zawartość chromu i niklu w poszczególnych gatunkach staliwa odpowiada proporcji Cr : Ni: 18% i 10%, 25% i 20%, 16% i 36% oraz 25% i 35%. Proporcja zawartości tych pierwiastków obowiązuje również staliwo drugiej i trzeciej generacji. Z gatunków tego staliwa wykonywano odlewy od przełomu lat 50. i 60. ubiegłego wieku. W Stanach Zjednoczonych odlewane gatunki stali opisuje norma American Casting Institute (ACI). Wprowadzone oznaczenia są powszechnie stosowane zarówno w światowej literaturze technicznej, jak i dokumentacji technicznej, np. staliwo 25%Cr-20%Ni oznacza się symbolem HK, natomiast staliwo 36%Ni-16%Cr symbolem HT.

2. Staliwo wytworzone przez wprowadzenie do składu chemicznego staliwa pierwszej generacji dodatku niobu, tytanu, wolframu czy kobaltu zwiększyło jego żarowytrzymałość. Odlewy wykonywane z różnych gatunków tego staliwa pracują w przemyśle od lat 70. XX wieku. Część stosowanych gatunków staliwa ujęto m.in. w obowiązującej aktualnie w Europie normie *Odlewy ze staliwa żaroodpornego* (rozdz. 4.3).

3. Staliwo o podwyższonej żarowytrzymałości opracowane przez modyfikację składu chemicznego staliwa drugiej generacji. Wzrost żarowytrzymałości uzyskano przez wprowadzenie do staliwa dodatków niobu i mikrododatków pierwiastków z III i IV grupy układu okresowego (Ti, Ta, Zr) oraz pierwiastków ziem rzadkich (Ce, Nd, Pr, Hf). Wykorzystano synergię oddziaływania kilku dodatków stopowych zwiększające odporność na pełzanie. Sumaryczna zawartość tych pierwiastków w staliwie wynosiła < 0,5% [58, 59]. Istotnymi modyfikacjami składu chemicznego staliwa było także obniżenie zawartości węgla od 0,45% do 0,10–0,15% oraz wprowadzenie aluminium (staliwo Manaurite XO i Manaurite 40XO) [60]. Zastosowanie przemysłowe tych nowo opracowanych gatunków staliwa wzrosło w latach 80. XX wieku.

4. Staliwo umocnione dyspersyjnie tlenkami Y_2O_3 (ODS, *mechanical alloying*), np. staliwo Paragon A firmy Paralloy [61].

Należy zaznaczyć, że wiele danych charakteryzujących właściwości najnowszych gatunków staliwa oraz ich technologii są zastrzeżone przez wytwórców. W ośrodkach krajowych także prowadzone są prace w tym zakresie [62, 63]. Dotyczą technologii rur odlewanych odśrodkowo ze staliwa trzeciej generacji oraz właściwości odlewów.

Do głównych kryteriów opracowania kolejnych generacji staliwa austenitycznego należy zaliczyć podwyższanie temperatury jego pracy oraz zwiększanie wytrzymałości na pełzanie i odporności na oddziaływanie agresywnych środowisk gazowych. Można przyjąć, że rozwój nowych gatunków staliwa żarowytrzymałego na rury odlewane odśrodkowo determinują potrzeby przemysłu chemicznego i petrochemicznego [54–57, 64]. W ostatnim pięćdziesięcioleciu nastąpił duży postęp w tej dziedzinie (tab. 2). Obecnie wytrzymałość na pełzanie rur produkowanych ze staliwa trzeciej generacji jest ponad dwukrotnie większa niż wytrzymałość staliwa pierwszej generacji.

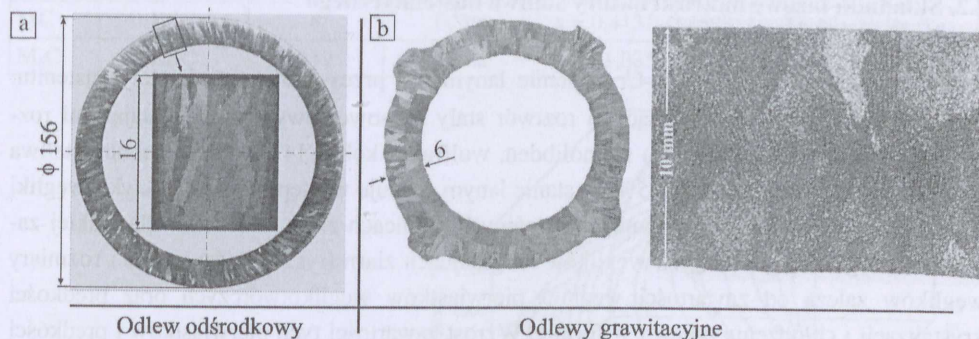
Tabela 2. Wzrost żarowytrzymałości kolejnych generacji staliwa austenitycznego stosowanego na rury odlewane odśrodkowo [57]

Generacja staliwa	Gatunek staliwa	Pierwiastki (%)			Zawartość mikrododatków	Względny przyrost odporności na pełzanie
		Cr	Ni	Nb		
Pierwsza	G-X40CrNiSi25-20	25	20	–	–	1,0
Druga	G-X40CrNiSiNb24-24	25	24	1	–	1,4
	G-X40NiCrNb35-26	25	35	1	–	1,9
Trzecia	G-X40NiCrNb35-26	25	35	1	Ti, Zr, W, Cs	2,2

Ukierunkowanie wielu prac badawczych na rury odlewane odśrodkowo umożliwiło stworzenie podstaw kształtowania trwałości eksploatacyjnej tych odlewów wytwarzanych ze staliwa Cr–Ni lub Ni–Cr. Jednak specyfika ich wytwarzania (metodą odlewania odśrodkowego) i uzyskane właściwości użytkowe nie pozwalają na przeniesienie tych charakterystyk na odlewy wykonywane innymi metodami.

Na proces kształtowania makro- i mikrostruktury staliwa podczas odlewania odśrodkowego (rys. 57) wpływa wiele czynników, które nie występują w trakcie grawitacyjnego odle-

wania. Duża prędkość krystalizacji odlewów „odśrodkowych” sprzyja rozrostowi dendrytów. Stwierdzenie to jest sprzeczne z ogólnie przyjętą prawidłowością, że wzrost ziarn dokonuje się tylko przy małej prędkości krystalizacji. Warunki takie występują podczas krystalizacji odlewów „grawitacyjnych” [49, 50, 65]. W odlewaniu odśrodkowym i grawitacyjnym należy zatem uwzględnić różne zależności między prędkością krystalizacji staliwa i warunkami zarodkowania oraz rozrostu ziarn ([58], cyt. [66, 67]).



Rys. 57. Makrostruktura odlewów z żarowytrzymałego staliwa austenitycznego [64, 68]: a) rura katalityczna reformera amoniaku; staliwo IN519 (24%Cr, 24%Ni, 1,5%Nb), b) tuleja dystansowa i paleta; staliwo GX40CrNiSi35-17

Strefa kryształów kolumnowych w odlewach rur (rys. 57a) wynosi nawet 80% grubości przekroju ścianki – w pozostałym przekroju tworzą się kryształy równoosiowe [59]. Wzrost grubości pierwszej strefy – kryształów kolumnowych – zwiększa trwałość rur odlewanych odśrodkowo [58, 59, 66, 67]. W typowych odlewach „grawitacyjnych” strefa kryształów kolumnowych jest symetryczna względem osi ścianki odlewu (rys. 57b). W większości odlewów do innych zastosowań zwykle dąży się do kształtowania mikrostruktury złożonej z ziarn równoosiowych [69, 70].

O trwałości odlewów rur dla przemysłu chemicznego i petrochemicznego decyduje głównie wytrzymałość na pełzanie staliwa, dlatego mikrostruktura jest kształtowana z uwzględnieniem tego kryterium. Jest to możliwe przez stosowanie odlewania odśrodkowego. W mikrostrukturze o takiej morfologii stwierdzono obniżanie innych właściwości staliwa odlewu, m.in. odporności na zmęczenie cieplne i plastyczności [27, 38]. Zwykle takie zmiany właściwości są niedopuszczalne w żarowytrzymałych odlewach. Często bowiem są wycofywane z eksploatacji z innych przyczyn niż degradacja ich mikrostruktury spowodowana procesami pełzania [7].

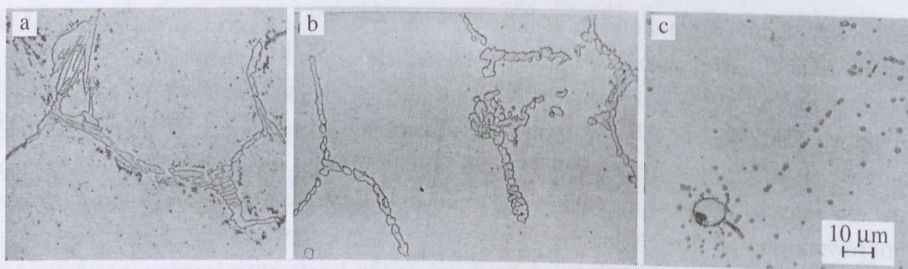
Można stwierdzić, że w pracach badawczych z zakresu staliwa austenitycznego wyraźnie widoczna jest tendencja do zagwarantowania wytwarzanym odlewom odpowiedniej trwałości w określonych warunkach pracy. Na przykład, oprócz odlewów rur wykonywanych metodą odśrodkową prowadzone są badania nad odlewami dla energetyki wykonywanymi ze staliwa gatunku HK i HT [71].

Z analizy danych literaturowych dotyczących staliwa żarowytrzymałego stosowanego do odlewów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej wynika, że gatunki staliwa pierwszej i dru-

giej generacji są od ponad 40 lat ich podstawowym materiałem [39–41]. Biorąc pod uwagę, że celem monografii jest przede wszystkim rozszerzenie wiedzy inżynierskiej o zagadnieniach projektowania i eksploatacji odlewów, dalszą charakterystykę staliwa ograniczono do gatunków zaliczanych do dwóch pierwszych generacji.

4.2. Składniki fazowe mikrostruktury staliwa austenitycznego

Osnową staliwa Cr–Ni i Ni–Cr w stanie lanym jest przesycony roztwór stały austenitu. Głównymi pierwiastkami tworzącymi roztwór stały różnowęzłowy γ – umacniającymi roztworowo osnowę – oprócz niklu są molibden, wolfram i kobalt [47]. Mikrostrukturę staliwa o średniej zawartości węgla (0,35%) w stanie lanym cechuje występowanie eutektyki (węgliki + austenit) rozmieszczonej głównie w potrójnych granicach ziarn, natomiast dla niskiej zawartości węgla – pojedynczych węglików na granicach ziarn (rys. 58). Zawartość i rozmiary węglików zależą od zawartości węgla i pierwiastków węglilotwórczych oraz prędkości krystalizacji i chłodzenia odlewu w formie. Wzrost zawartości tych pierwiastków i prędkości chłodzenia sprzyja kształtowaniu się mikrostruktury droбноziarnistej odlewu – ograniczanie wzrostu ziarn austenitu i osi dendrytów w procesie odlewania grawitacyjnego [43, 72–74].



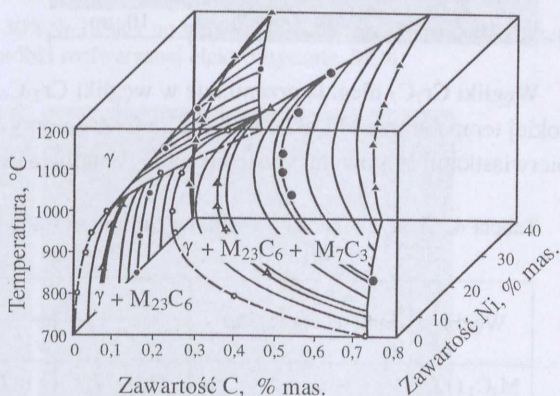
Rys. 58. Mikrostruktura staliwa w stanie lanym o zawartości [21]: a) 0,4%C-17%Cr-34%Ni, b) 0,6%C-20%Cr-26%Ni, c) 0,1%C-27%Cr-41%Ni; widoczne węgliki chromu typu Cr_7C_3 i Cr_{23}C_6

Ustalenie składu fazowego stopów austenitycznych Fe–Ni–Cr o dużej zawartości pierwiastków jest podstawą do opracowania kryteriów doboru warunków procesu odlewania i obróbki cieplnej celem uzyskania prognozowanych właściwości użytkowych (tab. 3, 7, 11) [47, 54, 77–78].

Węgliki (tab. 3) należą do grupy podstawowych składników fazowych mikrostruktury staliwa pierwszej i drugiej generacji. Zawartość, morfologia oraz typ występującego w stopie węglika zależą od ilości i rodzaju pierwiastka/pierwiastków węglilotwórczych wprowadzanych do staliwa. Węgliki chromu typu M_7C_3 i M_{23}C_6 tworzą się w staliwie pierwszej generacji (rys. 58, 59) [21, 72, 73, 79, 80].

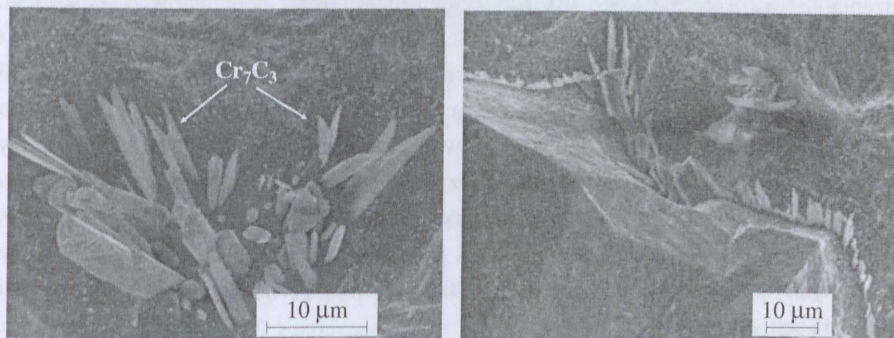
Tabela 3. Struktura węglików w stopach Fe–Ni–Cr [75, 76]

Typ węglika	Struktura	Liczba atomów w komórce	Grupa przestrzenna	Stała sieciowa (nm)	Pierwiastki
M_7C_3	pseudo heksagonalna	80	Fm3m	$a = 0,6928\text{--}0,6963$ $c = 0,4541\text{--}0,4511$	Cr, Mn, Fe
$M_{23}C_6$	RSC	116	Fm3m	$a = 1,057\text{--}1,068$	Cr, Mn, Fe, Mo, Ni
MC	RSC	8	Fd3m	$a = 0,4131\text{--}0,4698$	Ti, Nb, V, Zr, Ta
M_6C	RSC	112	Pnma	$a = 1,085\text{--}1,128$	Fe, Mo, Cr

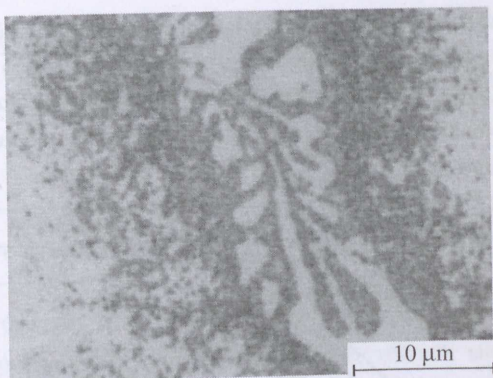


Rys. 59. Wykres układu równowagi fazowej Fe–Cr–Ni–C dla zawartości Cr 18% [79]

Węgliki Cr_7C_3 występują w mikrostrukturze staliwa austenitycznego zarówno o zawartości węgla średniej jak i dużej (rys. 59). Przy dużej zawartości węgla podwyższona zawartość krzemu wpływa na wzrost objętości względnej i rozmiary tego typu węglików [81]. W mikrostrukturze staliwa austenitycznego węgliki Cr_7C_3 mają kształt listw rozmieszczonych wzdłuż granic ziarn (rys. 61). Częściowo rozpuszczają się w osnowie podczas ich elektrolitycznego roztwarzania (na rys. 60 widoczne „widelkowate” zakończenia węglików).



Rys. 60. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr po wyżarzaniu w temperaturze 800°C przez 10 godzin [83]; powierzchnia próbki roztwarzanej elektrolitycznie, SEM



Rys. 61. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr po wyżarzaniu w temperaturze 800°C przez 10 godzin [83]

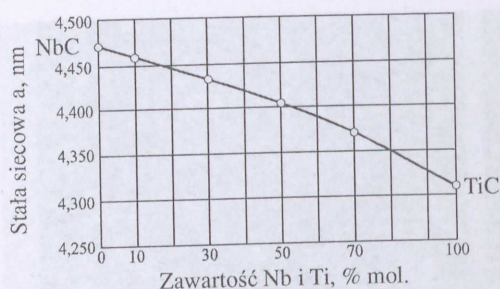
Węglik Cr_7C_3 ulegają przemianie w węgliki Cr_{23}C_6 w trakcie eksploatacji odlewów w wysokiej temperaturze [73, 82]. W węgliku Cr_7C_3 atomy chromu są do 50% zastępowane innymi pierwiastkami stopowymi występującymi w staliwie (tab. 3 i 4).

Tabela 4. Skład chemiczny węglików chromu w staliwie G-X40CrNiSi 25-20 (1) i G-X40NiCrSi 35-25 (2) [73]

Węgliki	Stan technologiczny	Zawartość pierwiastków (%)					
		Cr	Fe	Ni	Si	Mn	C, N
M_7C_3 (1)	lany	71,0–77,2	14,0–16,6	0,9–2,3	–	0,4	8,2
M_7C_3 (2)		72,3–81,8	8,7–13,5	1,2–5,3	0–0,3	0,5	7,9
M_{23}C_6 (1)	obróbka cieplna: 1000°C/1000 godzin	69,0–73,3	16,9–19,9	3,1–4,5	–	0,4	6,0
M_{23}C_6 (2)	1000°C/500 godzin	73,1–78,2	10,6–11,6	4,4–8,5	0–1,5	0,4	5,0

Węglik Cr_{23}C_6 występują w mikrostrukturze wszystkich gatunków staliwa niezależnie od jego generacji [47, 73, 77, 78]. Wydzielają się na granicach ziarn w procesie krystalizacji i chłodzenia staliwa w formie (rys. 58). Najczęściej mają postać nieregularnych słupków oraz płytek, walców i wieloboków o dużych rozmiarach (rys. 62). Uprzywilejowanymi miejscami do ich wydzielania się są w kolejności granice ziarn, granice bliźniacze i dyslokacje. W węgliku Cr_{23}C_6 atomy chromu do 35% są zastępowane innymi, silnie węglotwórczymi pierwiastkami, z wyjątkiem takich pierwiastków silnie węglotwórczych, jak niob i tytan (tab. 3 i 4). Wprowadzenie innych pierwiastków silnie węglotwórczych do składu staliwa, oprócz chromu, mocno oddziałuje na zmianę morfologii składników fazowych mikrostruktury (rys. 63b–d) w porównaniu ze staliwem pierwszej generacji (rys. 63a). Rola innych pierwiastków węglotwórczych wprowadzanych do staliwa polega przede wszystkim na zwiększeniu jego żarowytrzymałości – czasu eksploatacji – przez [27, 38, 54]:

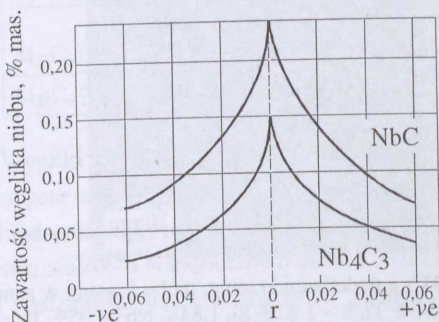
- większą stabilność mikrostruktury – tworzenie bardziej trwałych węglików w porównaniu z węglkami chromu,
- poprawę odporności na oddziaływanie wielu agresywnych atmosfer – tworzeniu na ich podłożu trwalszych warstw tlenkowych.



Rys. 64. Zależność stałej sieciowej węglika NbC i TiC od zawartości niobu i tytanu [84]

Efektom wprowadzania do staliwa pierwiastków węglilotwórczych jest hamowanie tworzenia się węglików chromu lub istotne zmniejszenie ich zawartości. Jednocześnie powstają warunki, w których proces koagulacji węglików typu MC o dużej dyspersji przebiega możliwie wolno podczas eksploatacji odlewów [27].

Węgliki pierwotne typu MC są rozmieszczone w osnowie austenitycznej nierównomiernie – tworzą skupiska w granicach ziarn. Nie wykazują określonej orientacji krystalograficznej z osnową, natomiast cechują się dużą zmianą składu chemicznego. Jest ona spowodowana nieobsadzeniem w sieci krystalicznej części pozycji, które powinny zajmować atomy węgla lub azotu. Stąd wzór stechiometryczny MC odpowiada idealnej strukturze krystalicznej, natomiast ich skład chemiczny znacznie się różni, np. skład chemiczny węglika NbC może być zbliżony do węglika Nb_4C_3 . Zarówno więc stechiometria węglików jak i ich objętość względna zależy od proporcji zawartości pierwiastków w staliwie i tworzących węgliki (rys. 65).

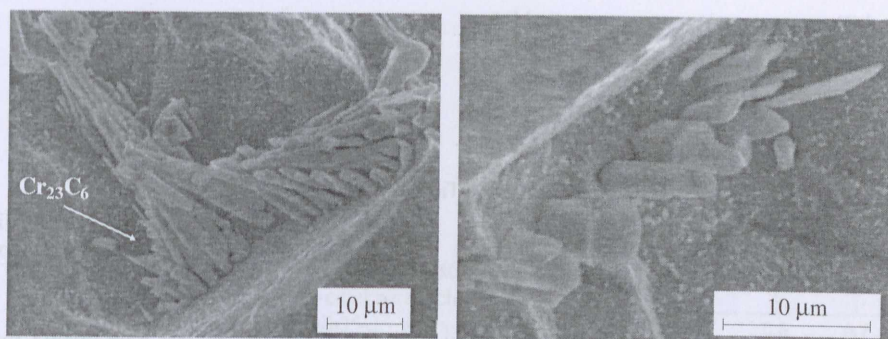


Rys. 65. Stężenie węglika niobu wydzielonego w temperaturze 650°C (przesycanie z temperatury 1100°C) w funkcji stopnia odchylenia zawartości niobu i węgla od składu stechiometrycznego – $r = pB_T - qA_T$: p i q zawartość pierwiastków A i B w związku AB_n , A_T , B_T – zawartość pierwiastków w stopie [85]

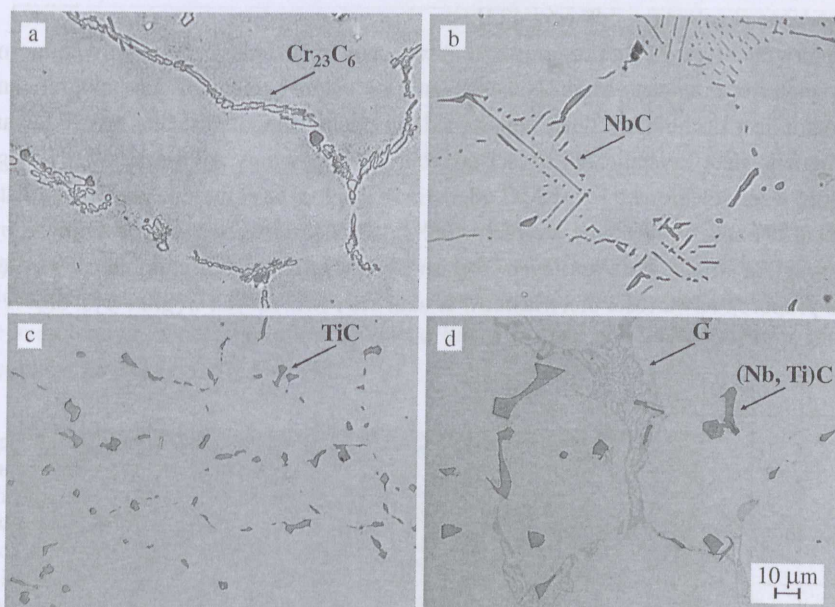
Morfologia wydzieli eutektycznych w staliwie z dodatkiem niobu jest różna w porównaniu z ich morfologią w staliwie z dodatkiem tytanu (rys. 63b–c).

Ustalono duży wpływ zawartości węgla w przedziale 0,35–0,62% na mikrostrukturę stabilizowanego staliwa typu HP. Stwierdzono, że zwiększenie jego zawartości w stopie powoduje wzrost objętości względnej eutektycznych węglików chromu typu Cr_7C_3 . Objętość względna węglików NbC pozostaje natomiast na stałym poziomie (rys. 66). Zwiększenie zawartości krzemu w staliwie 0,4%C–33%Ni–20%Cr–1,97%Nb powoduje także w stanie lanym wzrost objętości względnej węglików eutektycznych NbC [86].

Węglik NbC cechuje zawartość większości pierwiastków stopowych staliwa austenitycznego (tab. 5).

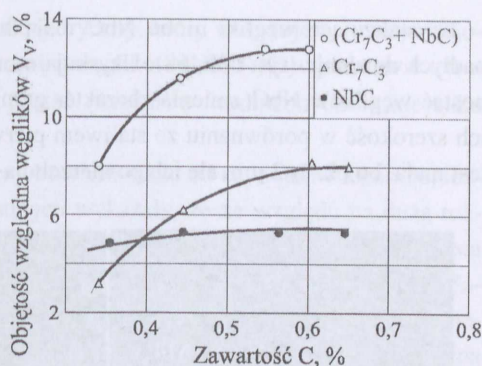


Rys. 62. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr po wyżarzaniu w temperaturze 800°C przez 10 godzin [83]; powierzchnia próbki roztwarzanej elektrolitycznie, SEM



Rys. 63. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr z dodatkami krzemu, niobu i tytanu w stanie lanym [7, 68]: a – 1,69% Si, 0,03% Nb i 0,03% Ti, b – 1,82% Si, 1,84% Nb i 0,05% Ti, c – 1,69% Si, 1,75% Nb i 0,83% Ti, d – 4,26% Si, 1,59% Nb i 1,07% Ti

Węgliki MC w staliwie austenitycznym tworzą głównie pierwiastki silnie węglotwórcze: Ti, Ta, Nb i V. Cechuje je szeroki zakres wymienności, np. węgliki złożone (Ti,Nb)C (rys. 64). Stabilność węglika typu MC wzrasta według kolejności: VC, NbC, TaC, TiC. Węgliki MC w staliwie trzeciej generacji tworzą również cyrkon i hafn. Chrom, molibden i wolfram, a w szczególności Mo i W, rozpuszczają się w węglu MC. Jednocześnie zmniejszają siły wiązań międzyatomowych. Powoduje to rozpad węglików MC i tworzenie się węglików typu $M_{23}C_6$ i M_6C podczas długiego czasu wyżarzania [27, 54, 73].

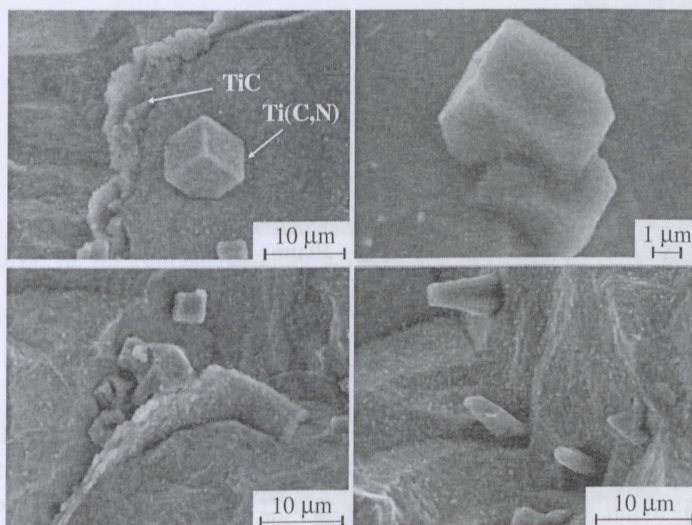


Rys. 66. Wpływ zawartości węgla na objętość względną węglików eutektycznych w staliwie G-X40NiCrNb35-25 w stanie lonym [87]

Tabela 5. Skład chemiczny węglików NbC w staliwie G-X40CrNiSiNb24-24 [73]

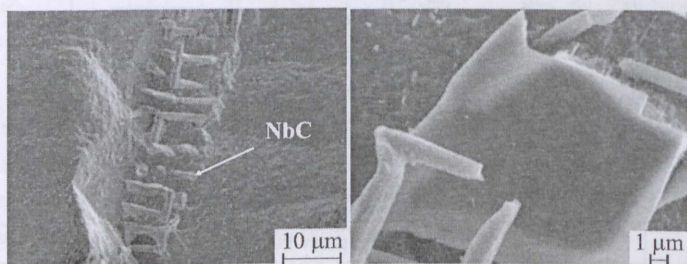
Stan technologiczny – obróbka cieplna	Zawartość pierwiastków (%)						
	Cr	Fe	Ni	Nb	Si	Mn	C, N
600°C/32 godziny	8,6–10,1	1,7–8,3	0,8–3,9	54,9–78,0	0,1	0,1	19,5
900°C/1000 godzin	2,8–12,4	1,6–5,3	0,6–4,3	60,4–73,6	0,1	0,1	24,7

Staliwo z dodatkiem tytanu w stanie lonym charakteryzuje mikrostruktura z pierwotnymi węglnikami TiC w postaci nieregularnych, pojedynczych płytek wydzielonych w granicach międzydendrytycznych. Stwierdzono także występowanie węglikoazotków Ti(C, N) o kształcie sześciennym występujących pojedynczo lub w postaci zbliźniaczonej oraz małe stężenie węglików Cr_{23}C_6 (rys. 67) [68, 88].



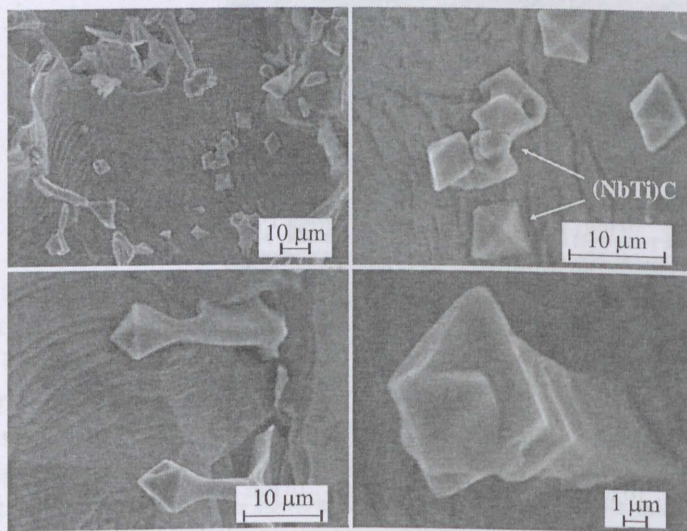
Rys. 67. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr z dodatkiem 1,00% Ti oraz 0,03% Nb po wyżarzaniu w temperaturze 800°C przez 10 godzin [83]; powierzchnia próbki roztwarzana elektrolitycznie, SEM

Krystalizujące węgliki niobu NbC mają kształt stosunkowo regularnych płytek, prostopadłych do siebie (rys. 63b, 68). Uzyskują morfologię określaną jako „chińskie pismo”. Taka postać węglików NbC zmienia charakter granic międzyczendrytycznych – znacznie zwiększa ich szerokość w porównaniu ze staliwem pierwszej generacji. Grubość płytek tych węglików jest mała, bo ok. 1–2 μm , ale ich powierzchnia jest silnie rozwinęta (rys. 63b).



Rys. 68. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr z dodatkiem 1,84% Nb oraz 0,05% Ti po wyżarzaniu w temperaturze 800°C przez 10 godzin [83]; powierzchnia próbki roztwarzana elektrolitycznie, SEM

Mikrostruktura staliwa, do którego wprowadzono duży dodatek zarówno niobu jak i tytanu, cechuje się występowaniem złożonych węglików niobowo-tytanowych (Nb, Ti)C – rysunki 63c–d, 69. W tym staliwie w stanie lanym przy dużej zawartości krzemu (ok. 4,26%) może się dodatkowo tworzyć również faza G (rys. 63d) [89] o symbolu $\text{Ni}_{16}\text{Ti}_6\text{Si}_7$, $\text{Ni}_{16}\text{Nb}_6\text{Si}_7$, $\text{Ni}_{16}(\text{Nb, Ti})_6\text{Si}_7$, w zależności od pierwiastków stopowych wprowadzonych do staliwa [68, 88].



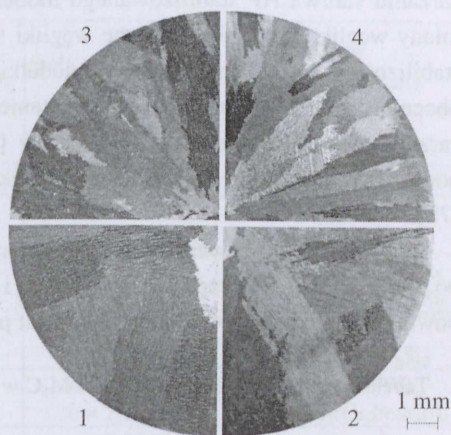
Rys. 69. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr z dodatkiem 1,75% Nb oraz 0,83% Ti po wyżarzaniu w temperaturze 800°C przez 10 godzin [83]; powierzchnia próbki roztwarzanej elektrolitycznie, SEM

Węglik (Nb, Ti)C mają najczęściej pokrój oktaedryczny, który wskazuje na uprzywilejowany ich rozrost w kierunku [111] (rys. 69). Rozmiar węglików (Nb, Ti)C w podstawie tetraedru wynosi ok. 5 μm . Węglik mają także postać oktaedrów wydłużonych w kierunku prostym do ich podstawy (rys. 69).

Identyfikacja węglików MC jest trudna, zależy bowiem także od czynników technologicznych. Na przykład, wyniki badań eksperymentalnych wykazały, że ze względu na dużą rozpuszczalność azotu w ciekłym metalu w staliwie wysokostopowym wytapianym w piecu indukcyjnym o wyłożeniu kwaśnym jego zawartość jest zawsze podwyższona [69, 70]. Zawartość azotu w staliwie 32%Ni-25%Cr z dodatkiem tytanu, którego zarówno skład chemiczny jak i sposób wytopu jest zbliżony do opisywanego staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr, ma wartość od 313 ppm do 1278 ppm [63].

Podczas krystalizacji staliwa z dodatkiem tytanu tworzy się azotek TiN, a wokół niego zarodkuje węglik TiC, dlatego obie fazy węglkowe identyfikowane są w mikrostrukturze staliwa w stanie lanym [68]. Azotki i węgliki składają się z atomów azotu i węgla. Już podczas krótkotrwałego wyżarzania staliwa tworzą się węglikoazotki, które w środku objętości cechują się dużą zawartością tytanu i azotu, a w jej części zewnętrznej zawartością tytanu i węgla. Charakterystyka węglików pierwotnych w staliwie austenitycznym z dodatkiem tytanu dotyczy więc węglikoazotków, a nie węglików. Oprócz tytanu, węgla i azotu stwierdzono w tych wydzieleniach również obecność żelaza, chromu, niklu oraz krzemu [68].

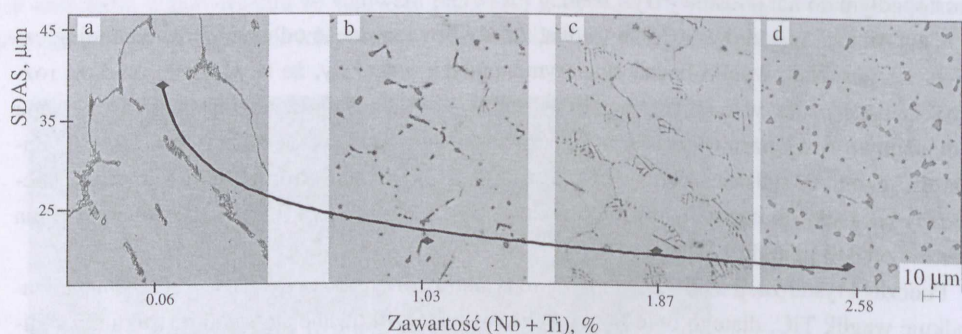
Wprowadzenie do staliwa dodatków niobu i/lub tytanu powoduje rozdrobnienie dendrytów oraz ziarn w przestrzeniach międzydendrytycznych (rys. 70 i 71).



Rys. 70. Makrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr o zawartości niobu i tytanu [83]: stop 1 – 0,03% Nb i 0,03% Ti, 2 – 1,03% Nb i 1,00% Ti, 3 – 1,75% Nb i 0,83% Ti, 4 – 1,75% Nb i 0,83% Ti

Makrostrukturę staliwa austenitycznego zwykle charakteryzuje kolumnowa budowa ziarn (rys. 70). Stwierdzono wyraźną różnicę w grubości ziarn kolumnowych w stopach o różnej zawartości dodatków niobu i tytanu. Rozmiary ziarn kolumnowych zmniejszają się wraz z ich wzrostem. Tytan w porównaniu z niobem powoduje jednak większe rozdrobnienie tych ziarn w staliwie. Należy przyjąć, że sumaryczny wzrost zawartości wszystkich pierwiastków w staliwie prowadzi do zmniejszenia zarówno ziarn kolumnowych jak i dendrytów. Z analizy

wyników pomiaru wartości odległości między ramionami dendrytów drugiego rzędu (SDAS, rys. 71) wynika, że największy efekt rozdrobnienia uzyskiwano dla zawartości niobu i tytanu wynoszącej ok. 1%.



Rys. 71. Mikrostruktury staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr w stanie lanym dla różnych zawartości niobu i tytanu oraz wyniki pomiaru odległości między wtórnymi ramionami dendrytów (SDAS) [83]; zawartość dodatków stopowych: a) 1,69% Si, 0,03% Nb i 0,03% Ti, b) 1,82% Si, 1,84% Nb i 0,05% Ti, c) 1,69% Si, 1,75% Nb i 0,83% Ti, d) 1,67% Nb i 0,05% Ti

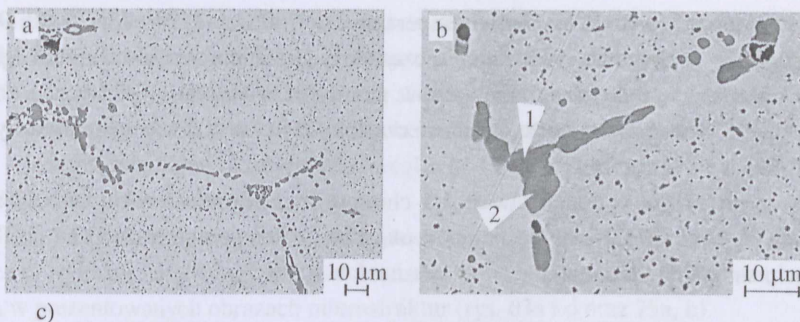
Makrostruktura ziarn kolumnowych nierzadko cechuje cienkościenne odlewy ze staliwa o dużej zawartości chromu [69, 70].

Węglik Cr_6C często zawiera atomy dwóch, a nawet trzech metali przejściowych, np. węglik $\text{M}_2(\text{Ti}, \text{Nb})_4\text{C}$ [90]. W stali tworzy się po długim czasie starzenia [78], natomiast po wyżarzaniu staliwa HP stabilizowanego niobem węglik ten identyfikowano jako produkt przemiany węglika NbC [91]. Wtórne węgliki tego samego typu występują w staliwie HK i HP stabilizowanym niobem, również z dodatkiem niobu w staliwie HN. Węglik typu M_6C był obecny w mikrostrukturze zarówno w stanie lanym (węgliki pierwotne), jak i po procesie wyżarzania (węgliki wtórne) [73]. W pracy [73] stwierdzono, że węglik tworzy się prawdopodobnie *in situ* w sieci krystalicznej węglika Cr_{23}C_6 . Zawiera do 40% niklu i do 10% krzemu [73].

Węgliki o dużej zawartości niklu i krzemu stwierdzono w mikrostrukturze odlewu palety po długim czasie jej eksploatacji (rys. 72b i c). Skład chemiczny węglika (pkt 1, rys. 72c) odpowiada węglikowi typu M_{23}C_6 , natomiast punkt 2 – węglikowi typu M_6C (tab. 6).

Tabela 6. Skład chemiczny węglików M_6C w staliwie G-X40CrNiSi 25-20 (1) i G-X40CrNiSi 35-25 (2) [73]

Staliwo	Stan technologiczny – wyżarzanie	Zawartość pierwiastków (%)					
		Cr	Fe	Ni	Si	Mn	C, N
1.	800°C/43 172 godziny	47,3–48,2	3,6–6,0	33,7–34,9	9,2–9,5	0,3	3,7
2.	1000°C/1000 godzin	48,2–51,1	3,9–4,8	29,8–35,4	8,0–9,7	0,4	2,7



Miejsce analizy	Zawartość pierwiastków (%)						
	Si	Fe	Cr	Ni	V	Al	S
1.	0,2	17,5	75,6	6,5	—	—	0,2
2.	8,8	4,6	48,1	37,4	0,4	0,2	0,3
Osnowa	1,6	46,2	13,8	38,4	—	—	—

Rys. 72. Mikrostruktura staliwa G-X40NiCrSi38-19: a) odlew eksploatowany w piecu do obróbki cieplnej 5000 godzin [7], b) węgliki na granicach ziarn austenitu, c) zawartość pierwiastków w punktach (1) i (2) oraz w osnowie

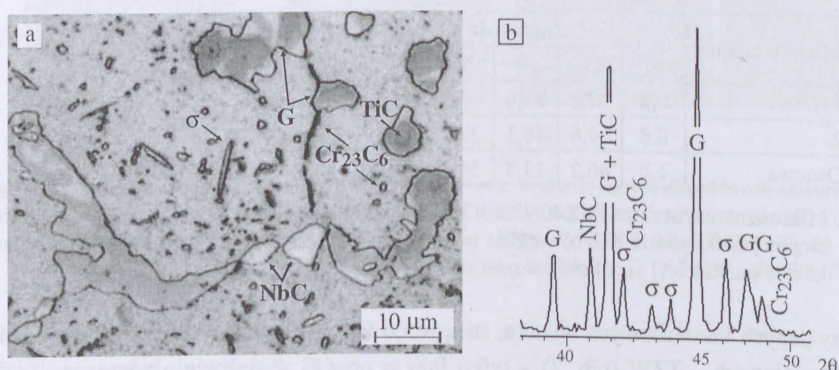
Z analizy danych literaturowych wynika, że spośród faz międzymetalicznych topologicznie zwarcie wypełnionych – TZW (tab. 7) – tylko fazy σ oraz G w staliwie pierwszej i drugiej generacji mają pełną ich charakterystykę.

Tabela 7. Fazy międzymetaliczne w stopach Fe–Ni–Cr [75, 76]

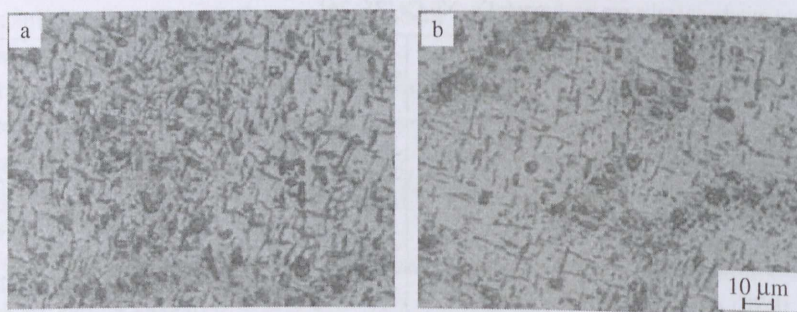
Faza	Struktura	Liczba atomów w komórce	Grupa przestrzenna	Stała sieciowa (nm)	Wzór stechiometryczny
Sigma σ	tetragonalna	30	P4 ₂ /mnm	a = 0,87–0,92 c = 0,4554–0,48	(Fe,Ni) _x (Cr,Mo) _y
Chi χ	RPC	58	I43m	a = 0,881–0,895	(Fe,Ni) ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀
Laveseta η	heksagonalna	12	P6 ₃ /mmc	a = 0,473–0,483 c = 0,772–0,786	Fe ₂ Mo, Fe ₂ Nb, Fe ₂ Ta Fe ₂ Ti, Fe ₂ W
G	RSC	116	Fd3m	a = 1,115–1,120	Ni ₁₆ Nb ₆ Si ₇ , Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇ (Ni,Fe,Cr) ₁₆ (Nb,Ti) ₆ Si ₇
R	heksagonalna	53 (159)	R3	a = 1,090 c = 1,934	Fe ₂₂ Mo ₁₈ Cr ₁₃ (Fe,Ni) ₁₀ Cr ₅ Mo ₃ Si ₂
Mu (μ)	romboedryczna	13	R3m	a = 0,4762 c = 2,5015	(Fe,Co) ₇ (Mo,W) ₆ (Cr,Fe)Mo ₂ (Cr,Fe,Mo) ₄
γ'	RSC	4	Pm3m	a = 0,3624 c = 0,4706	(Ni,Co,Fe,Cr) ₃ (Al,Ti)
γ''	tetragonalna	8	P4 ₂ /mnm I4/mmm	a = 0,3565–0,3601	Ni ₃ Nb
η	heksagonalna	8	P6 ₃ /mmc	a = 0,5105 c = 0,8299	Ni ₃ Ti
δ	ortoromboetryczna	8	Pmmn	a = 0,5116 b = 0,4259 c = 0,4565	Ni ₃ Nb

Fazy σ i G są wtórne – wydzielają się w temperaturze $> 760^{\circ}\text{C}$ [47, 66, 73, 75–78, 91] podczas długotrwałego wyżarzania. Wydzielenia cząstek tych faz mają zwykle kształt igieł lub płytek. Ich obecność w mikrostrukturze stopów zmniejsza właściwości plastyczne oraz odporność na pękanie. Stwierdzono także obecność cząstek fazy G w staliwie austenitycznym w stanie lanym [89].

Faza σ w stopach żelaza o dużej zawartości chromu oraz chromu i niklu tworzy się w kształcie igieł (rys. 73 i 74) przy stężeniu Cr ok. 45% w temperaturze 815°C (tab. 8). Wydzielenia faz σ są twarde i kruche.



Rys. 73. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr z dodatkiem Nb, Ti i Si po wyżarzaniu w temperaturze 850°C przez 100 godzin (a) oraz dyfraktogram izolatu fazy G (b) [92]



Rys. 74. Mikrostruktura staliwa G-X40CrNiSiNb24-24 rury odlewanej odśrodkowo po eksploatacji: a) 74 200 godzin, (b) i 95 000 godzin [93]; widoczne „igłowe” wydzielenia fazy σ

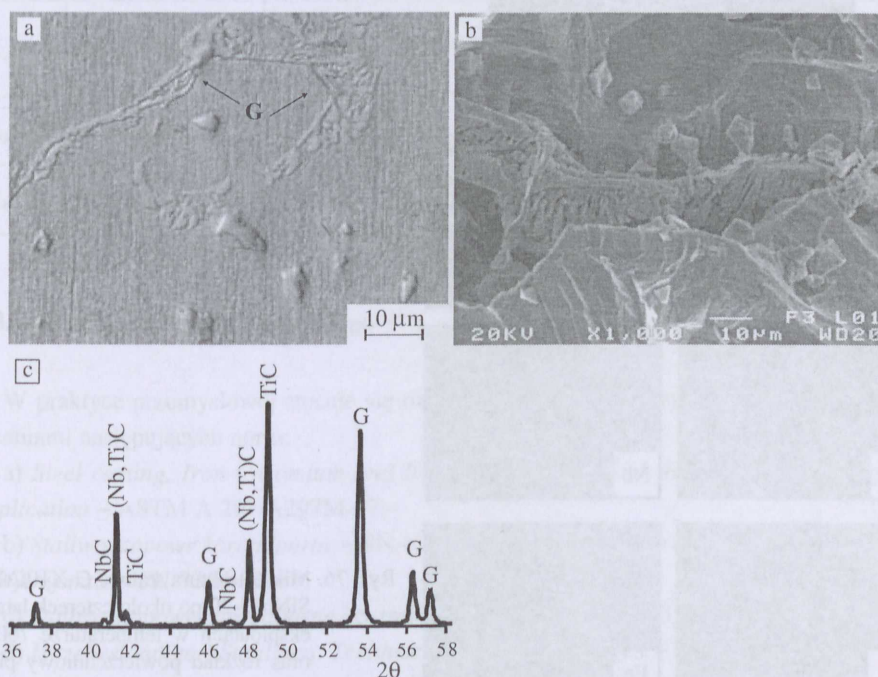
Tabela 8. Skład chemiczny fazy σ w staliwie G-X40CrNiSi 25-20 [32]

Stan technologiczny – wyżarzanie	Zawartość pierwiastków (%)				
	Cr	Fe	Ni	Si	Mn
$800^{\circ}\text{C}/500$ godzin	40,2–42,2	42,9–44,9	9,1–10,5	3,2–3,4	0,7
$800^{\circ}\text{C}/5684$ godziny	41,1–43,6	40,1–43,9	8,0–9,3	2,6–2,9	0,8

Fazę G zidentyfikowano w 1956 roku w stali 26%Ni-15%Cr stabilizowanej tytanem (0,0–2,3%) [94]. Postawiono hipotezę, że tworzy się w stali austenitycznej pod wpływem promieniowania [77, 95]. Dopiero w 1988 roku stwierdzono w pracy [95], że faza G:

- powstaje podczas procesu starzenia bez udziału promieniowania,
- była błędnie identyfikowana jako węglik M_6C we wcześniejszych badaniach stali 25%Cr-20%Ni stabilizowanej niobem.

Faza G tworzy się najczęściej na granicach ziarn (rys. 73a, 75a, 76). Według pracy [97], faza ta wykazuje morfologiczne podobieństwo do węglika $M_{23}C_6$, co nie znajduje potwierdzenia w prezentowanych obrazach mikrostruktur (rys. 63a i d oraz 75a, b).



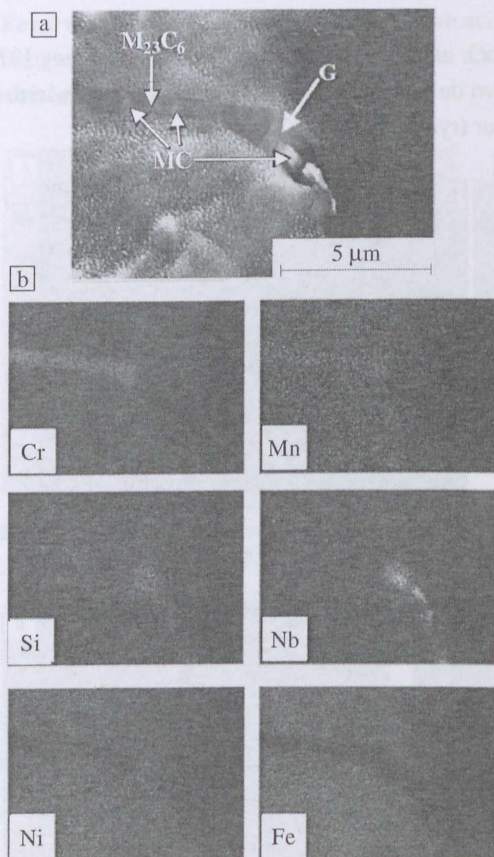
Rys. 75. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr z zawartością 4,26% Si, 1,59% Nb i 1,07% Ti po wyżarzaniu w temperaturze 850°C przez 100 godzin (a), obraz powierzchni próbki po procesie roztwarzania elektrolitycznego, SEM (b) oraz dyfraktogram izolatu fazy G (c) [54]

Dla jednoznacznego rozróżnienia węglika M_6C od fazy G konieczne jest określenie zawartości pierwiastków węgla i azotu (np. metodą WDS – ang. *Wavelength Dispersive Spectroscopy*) – tabela 9.

Tabela 9. Skład chemiczny (% at.) fazy G i węglików M_6C staliwa G-X40NiCrSiNb35-26 [96]

Faza	Zawartość pierwiastków (%)					
	Cr	Fe	Ni	Si	Nb	C, N
G	4,0	5,8	47,7	21,8	19,6	1,2
M_6C	31,3	3,6	25,8	13,1	10,2	15,9

Faza G najprawdopodobniej nie zawiera węgla [95, 98]. Uzyskano jednak wyniki badań przeczące tej hipotezie – w wydzieleniu fazy G stwierdzono zawartość węgla ok. $1 \pm 0,7\%$ at. [99] lub $0,02\%$ mas. [100]. Obecność węgla mogły spowodować węgliki o dużej dyspersji, np. MC lub/i $M_{23}C_6$, wokół wydzielen fazy G (rys. 76).



Rys. 76. Mikrostruktura stali G-X10CrNi-SiNb32-20 po około czterech latach eksploatacji w temperaturze $760^{\circ}C$ oraz rozkład powierzchniowy pierwiastków [101]

Obecnie fazę G identyfikuje się jako krzemek w austenitycznej stali kwasoodpornej i żarowytrzymałej, stabilizowanej Ti lub Nb z dodatkiem krzemu [81]. Określono wzór stechiometryczny fazy G $A_{16}D_6C_7$ gdzie: A – nikiel, D – niob lub/i tytan, C – pierwiastki z grupy IV: Si lub Ge. Należy podkreślić, że german jest mniej efektywny w tworzeniu fazy G, a żelazo i chrom nie tworzą fazy G, jednak przy małej zawartości tych pierwiastków mogą zastępować pierwiastki z grupy D [97, 98].

Stal austenityczna ma również zanieczyszczenia, domieszki lub dodatki azotu, boru i siarki. Mała rozpuszczalność tych pierwiastków w stopach Fe-Cr-Ni powoduje tworzenie się azotków, borków i siarczków (tab. 10).

Tabela 10. Struktura i stała sieciowa azotków, borków i siarczków w stopach Fe-Ni-Cr [75, 76]

Faza	Struktura	Liczba atomów w komórce	Grupa przestrzenna	Stała sieciowa (nm)	Wzór stechiometryczny
MN	RSC	8	Fm3m	$a = 0,4097\text{--}0,4577$	ZrN, TiN, NbN, VN
M ₂ N	heksagonalna	9	P31m	$a = 0,478\text{--}0,480$ $c = 0,444\text{--}0,447$	(Cr,Fe) ₂ N
Z	tetragonalna	6	P4/nmm	$a = 0,3037$ $c = 0,7391$	CrNNb
M ₂ B	ortoromboetryczna	48	Fddd	$a = 1,4585$ $b = 0,7331$ $c = 0,4223$	Cr _{1,04} Fe _{0,96} B
M ₃ B ₂	tetragonalna	10	P4/mbm	$a = 0,5807$ $c = 0,3142$	FeMo ₂ B ₂
M ₄ C ₂ S ₂	heksagonalna	8	P6 ₃ /mmc	$a = 0,320\text{--}0,339$ $c = 1,118\text{--}1,210$	TiC ₂ S ₂ , ZrC ₂ S ₂

4.3. Gatunki staliwa austenitycznego

W praktyce przemysłowej stosuje się oznaczenie staliwa żarowytrzymałego zgodnie z zało-
ceniami następujących norm:

a) *Steel casting, Iron-Chromium and Iron-Chromium-Nickel, Heat resistant, for general application* – ASTM A 297/A297M-97;

b) *Staliwo stopowe żaroodporne* – PN-62/H-83159, oraz *Staliwo stopowe żaroodporne i żarowytrzymałe* – PN-73/H-83159;

c) *Staliwo stopowe żaroodporne i żarowytrzymałe* – PN-90/H-83159;

d) *Hitzebeständiger. Stahlguss. Technische Lieferbedingungen* – DIN 17 465;

e) *Odlewy ze staliwa żaroodpornego* – PN-EN 10295:2002.

Norma *Steel casting, Iron-Chromium and Iron-Chromium-Nickel...* jest bezpośrednią kon-
tynuacją normy opracowanej przez American Casting Institute (ACI), określającej skład che-
miczny staliwa pierwszej generacji i odlewniczych stopów niklu. W oznaczeniach gatunków
staliwa austenitycznego przyjęto sposób ACI. Oznaczenie gatunku rozpoczyna litera H (ang.
heat resistant), następne litery: E, K, T, ..., oznaczają zawartość chromu i niklu. W niektórych
oznaczeniach gatunków staliwa stosuje się też cyfry, które informują o średniej zawartości
węgla (np. HK40 – 0,35–0,45% C).

W literaturze i dokumentacji warunków technicznych stosuje się także oznaczenia gatunków
staliwa drugiej generacji zbliżone do normy ASTM A 297/A297M-97. Wskazują na obecność
w stopie innych dodatków stopowych, np. HT-mod. Klasyfikację gatunków staliwa stosowa-
nych w budowie pieców do obróbki cieplnej według tej normy zestawiono w tabeli 11.

Tabela 11. Gatunki staliwa austenitycznego według normy ASTM A 297/A297M-97 [102]

Oznaczenie według ACI	Zawartość pierwiastków (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
HE	0,20–0,50	1,00–2,00	max 2,00	max 0,040	max 0,040	26,00–30,00	max 0,50	8,00–11,00
HF						18,00–23,00		8,00–12,00
HH						24,00–28,00		11,00–14,00
HI						26,00–30,00		14,00–18,00
HK	0,20–0,60	1,00–2,00	max 2,00	max 0,040	max 0,040	24,00–28,00		18,00–22,00
HL						28,00–32,00		18,00–22,00
HN						19,00–23,00		23,00–27,00
HT						15,00–19,00		33,00–37,00
HU	0,35–0,75	1,00–2,50	max 2,00	max 0,040	max 0,040	17,00–21,00		37,00–41,00
HP						24,00–28,00		33,00–37,00
HW						10,00–14,00		58,00–62,00
HX						15,00–19,00		64,00–68,00

Normy staliwa stopowego żarowytrzymałego (poz. b i c) były normami krajowymi. Pomimo że dawno przestały obowiązywać, to zawarte w nich oznaczenia gatunków staliwa nadal są używane w ofertach odlewni i zamówieniach na odlewy. Do roku 1990 w polskiej normie ujęto tylko dwa gatunki staliwa stopowego żarowytrzymałego (LH23N18, LH25N19S2) o minimalnej zawartości niklu, uwzględniając ich właściwości niezbędne w konstrukcji pieców do obróbki cieplnej. Wprowadzenie do normy staliwa LH17N37S2G rozszerzyło zakres możliwości doboru materiału. Nie zniwelowało to jednak dysproporcji między stanem wiedzy o doborze gatunków staliwa na elementy maszyn i urządzeń pracujących w wysokiej temperaturze oraz klasyfikacją gatunków stopów zawartych w polskiej normie. Dopiero norma europejska *Odlewy ze staliwa żaroodpornego* (poz. e), obowiązująca w Polsce od ośmiu lat, zmieniła tę niekorzystną sytuację. Klasyfikowane w niej gatunki staliwa – staliwo pierwszej i drugiej generacji (tab. 12) – oraz gatunki stopów na osnowie niklu i kobaltu wprowadziły standardy europejskie w zakresie gatunków żarowytrzymałych stopów odlewniczych na konstrukcje eksploatowane w wysokiej temperaturze.

Krajowi wytwórcy często klasyfikują gatunki żarowytrzymałych stopów austenitycznych według DIN 17 465 (poz. 4 – tab. 13). Jeszcze przed wprowadzeniem nowej normy PN-EN 10295:2004 w odlewniach krajowych znacznie zwiększyła się liczba gatunków staliwa żarowytrzymałego stosowanego na odlewane elementy pieców do obróbki cieplnej.

Tabela 12. Gatunki staliwa austenitycznego według PN-EN 10295:2002

Oznaczenie		Zawartość pierwiastków (%)										
Symbol	Numer	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Co	W
G-X25CrNiSi18-9	1.4825	0,15–0,35	0,50–2,50	max 2,00	max 0,040	max 0,030	17,00–19,00	max 0,50	8,00–10,00	–	–	–
G-X40CrNiSi22-10	1.4826	0,30–0,50	1,00–2,50				21,00–23,00		9,00–11,00	–	–	–
G-X25CrNiSi20-14	1.4832	0,15–0,35	0,50–2,50				19,00–21,00		13,00–15,00	–	–	–
G-X40CrNiSi25-12	1.4837	0,30–0,50	1,00–2,50				24,00–27,00		11,00–14,00	–	–	–
G-X40CrNiSi25-20	1.4848						24,00–27,00		19,00–22,00	–	–	–
G-X40CrNiSiNb24-24	1.4855						23,00–25,00		23,00–25,00	0,80–1,80	–	–
G-X35NiCrSi25-21	1.4805	0,20–0,50					19,00–23,00		23,00–27,00	–	–	–
G-X40NiCrSi35-17	1.4806	0,30–0,50					16,00–18,00		34,00–36,00	–	–	–
G-X40NiCrSiNb35-18	1.4807						17,00–20,00		34,00–36,00	1,00–1,80	–	–
G-X40NiCrSi38-19	1.4865						18,00–21,00		36,00–39,00	–	–	–
G-X40NiCrSiNb38-19	1.4849						18,00–21,00		36,00–39,00	1,20–1,80	–	–
G-X10CrNiSiNb32-20	1.4859	0,05–0,15	0,50–1,50				19,00–21,00		31,00–33,00	0,50–1,50	–	–
G-X40NiCrNb35-26	1.4857	0,30–0,50	1,00–2,50				24,00–27,00		33,00–36,00	–	–	–
G-X40NiCrSiNb35-26	1.4852						24,00–27,00		33,00–36,00	0,80–1,80	–	–
G-X50NiCrCo20-20-20	1.4874	0,35–0,65	max 1,00				19,00–22,00	2,50–3,00	18,00–22,00	0,75–1,25	18,50–22,00	2,00–3,00
G-X50NiCrCoW35-25-15-5	1.4869	0,45–0,55	1,00–2,00	max 1,00			24,00–26,00	–	33,00–37,00	–	14,00–16,00	4,00–6,00
G-X40NiCrNb45-35	1.4889	0,35–0,45	1,50–2,00	1,00–1,50			32,50–37,50	–	42,00–46,00	1,50–2,00	–	–

Tabela 13. Gatunki staliwa austenitycznego oraz stopów niklu stosowanych na elementy wyposażenia pieców do obróbki cieplnej

Oznaczenie według		
PN-EN 10295:2004	DIN 17 465 (1992)	POSE-MARE, Niemcy
Staliwo austenityczne		
G-X25CrNiSi18-9	G-X25CrNiSi18-9	Pyrotherm G 18/8
		Pyrotherm G 18/8 Nb
		Pyrotherm G 16/13 Nb
G-X40CrNiSi22-10	G-X40CrNiSi22-9	Pyrotherm G 22/10
		Pyrotherm G 27/10
		Pyrotherm G 27/10 Al
G-X25CrNiSi20-14	G-X25CrNiSi20-14	Pyrotherm G 20/15
		Pyrotherm G 22/14 H
		Pyrotherm G 22/14 Nb
		Pyrotherm G 26/14
		Pyrotherm G 28/14
		Pyrotherm G 22/14
		Pyrotherm G 28/15 W
G-X40CrNiSi25-12	G-X40CrNiSi25-12	Pyrotherm G 25/12
G-X40CrNiSi25-20	G-X40CrNiSi25-20	Pyrotherm G 25/20 H
		Pyrotherm G 28/20 Al
		Pyrotherm G 30/20 Co
G-X40CrNiSiNb24-24	G-X40CrNiSiNb24-24	Pyrotherm G 24/24 Nb
G-X35NiCrSi25-21		Pyrotherm G 24/24 NbTZ
		Pyrotherm G 30/30
G-X40NiCrSi35-17		
G-X40NiCrSiNb35-18		
G-X40NiCrSi38-19	G-X40NiCrSi38-18	Pyrotherm G 18/36 H
G-X40NiCrSiNb38-19	G-X40NiCrSiNb38-18	Pyrotherm G 18/36 Nb
G-X10CrNiSiNb32-20		Pyrotherm G 20/32 Nb
G-X40NiCrNb35-26	G-X40NiCrNb35-25	Pyrotherm G 25/35 H
G-X40NiCrSiNb35-26	G-X40NiCrSiNb35-25	Pyrotherm G 25/35 Nb
		Pyrotherm G 25/35 NbSi
		Pyrotherm G 25/35 NbTZ
		Pyrotherm G 25/35 CoWNb
		Pyrotherm G 26/36 Mo
		Pyrotherm G 28/40/4
G-X50NiCrCo20-20-20		
G-X50NiCrCoW35-25-15-5		
G-X40NiCrNb45-35		
Stopy na ośnowie niklu		
G-NiCr28W	G-NiCr28W	Pyrotherm G 28/48/5
G-NiCr50Nb	G-NiCr50Nb	Pyrotherm G 50/50/Nb

Należy podkreślić, że obecna oferta odlewni zajmujących się produkcją żarowytrzymałych elementów maszyn i urządzeń jest zdecydowanie bogatsza, np. stopy wytwarzane przez firmę POSE-MARE (tab. 13). W katalogach producentów odlewów [37], którzy jednocześnie zajmują się ich projektowaniem, znajduje się zawsze kilkanaście gatunków staliwa i odlewniczych stopów na osnowie niklu, zarówno znormalizowanych, jak i własnych opracowań. Dopiero taki szeroki zakres gatunków stopów żarowytrzymałych zaspokaja zapotrzebowanie na różne odlewy i gwarantuje racjonalne (bez nadmiernego zużywania dodatków stopowych) stosowanie poszczególnych gatunków staliwa.

Zalecane w normach gatunki staliwa mają dodatek niobu, natomiast praktycznie nie zawierają tytanu. Występuje więc sprzeczność z publikowanymi wynikami wielu badań, według których zarówno niob jak i tytan są pierwiastkami zwiększającymi stabilność cieplną mikrostruktury odlewów i żaroodporność staliwa. Wprowadzanie ich do staliwa wymaga uwzględnienia następujących czynników:

a) metalurgiczno-odlewniczych:

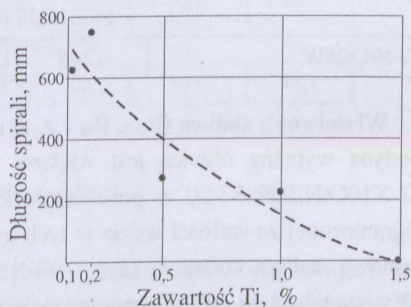
- wzrost zawartości tytanu istotnie pogarsza lejućności staliwa (rys. 77),
- wytapianie staliwa w piecu indukcyjnym o wyłożeniu kwaśnym powoduje, że zgar tytanu wynosi ok. 60% [103, 104]; należy także oczekiwać niekorzystnych zmian w składzie chemicznym ciekłego metalu, spowodowanego redukcją krzemionki z wykładziny pieca [69, 70, 104],

- trudności technologiczne we wprowadzaniu tytanu do ciekłego metalu, spowodowane małą gęstością zapraw z jego udziałem w porównaniu z gęstością ciekłego metalu; gęstość zaprawy Fe-Ti wynosi ok. $6,2 \text{ g/cm}^3$, natomiast zaprawy Fe-Nb – ok. $8,4 \text{ g/cm}^3$ [105];

b) materiałowych:

- węgliki/węglikoazotki tytanu mają tendencję do tworzenia niekorzystnych „skupisk” w mikrostrukturze staliwa [7, 106-108], natomiast węgliki/węglikoazotki niobu są w niej rozłożone równomiernie [58],

- tytan w odróżnieniu od niobu [108] podczas spawania odlewów tworzy lokalne warstwy tlenkowe.



Rys. 77. Wpływ tytanu na lejućność staliwa 18%Cr-9%Ni [69]

Właściwości mechaniczne stopów w temperaturze pokojowej (tab. 14) nie są istotnym kryterium ich doboru na elementy wyposażenia pieców. Są wykorzystywane do sprawdzania jakości materiałów użytych do wykonywania elementów wyposażenia. Spośród właściwości

mechanicznych charakteryzujących żarowytrzymałość materiałów do obliczeń wytrzymałościowych konstrukcji wyposażenia najczęściej stosuje się wartość czasowej wytrzymałości na pełzanie $R_{1/10\,000}$ (tab. 14) [6, 109].

Tabela 14. Właściwości mechaniczne staliwa austenitycznego według normy PN-EN 10295:2002

Gatunek staliwa	Granica plastyczności $R_{0,2}$ (MPa) min.	Wytrzymałość na rozciąganie R_m (MPa) min.	Wydłużenie A (%) min.	Czasowa granica pełzania $R_{1/10\,000}$ (MPa) w temperaturze			
				700°C	800°C	900°C	1000°C
G-X25CrNiSi18-9	230	450	15	44,0	22,0	9,0	–
G-X40CrNiSi22-10	230	450	8	46,0	23,0	10,0	–
G-X25CrNiSi20-14	230	450	10	46,0	23,0	10,0	–
G-X40CrNiSi25-12	220	450	6	50,0	26,0	13,0	6,0
G-X40CrNiSi25-20	220	450	8	65,0	36,0	17,0	7,0
G-X40CrNiSiNb24-24	220	450	4	80,0	46,0	22,0	7,5
G-X35NiCrSi25-21	220	430	8	80,0	45,0	22,0	7,5
G-X40NiCrSi35-17	220	420	6	55,0	30,0	17,0	6,0
G-X40NiCrSiNb35-18	220	420	4	–	–	–	–
G-X40NiCrSi38-19	220	420	6	55,0	32,0	18,0	7,0
G-X40NiCrSiNb38-19	220	420	4	60,0	38,0	20,0	8,0
G-X10CrNiSiNb32-20	180	440	20	64,0	36,0	15,5	5,0
G-X40NiCrNb35-26	220	440	6	70,0	40,0	20,0	8,0
G-X40NiCrSiNb35-26	220	440	4	72,0	41,0	22,0	9,0
G-X50NiCrCo20-20-20	320	420	6	–	–	27,0	17,0
G-X50NiCrCoW35-25-15-5	270	480	5	–	–	–	17,0
G-X40NiCrNb45-35	240	440	3	–	–	–	8,0
Stop niklu według DIN 17 465 (1992)							
G-NiCr28W	240	440	3	70,0	41,0	22,0	10,0

Właściwości staliwa ($R_{0,2}$, R_m i A_{10}) nie oddają różnicy w zawartości dodatków stopowych. Jediną wyraźną różnicą jest większa wartość wydłużenia staliwa G-X25CrNiSi18-9 oraz G-X10CrNiSiNb32-20 w porównaniu z pozostałymi jego gatunkami (tab. 14). Jest efektem ograniczonej zawartości węgla w tych gatunkach staliwa. Stwierdzono także efekt umocnienia osnowy staliwa kobaltem ($R_{0,2}$ – G-X50NiCrCo20-20-20 oraz G-X50NiCrCoW35-25-15-5). Wytrzymałość na pełzanie poszczególnych gatunków staliwa o dużej zawartości pierwiastków informuje, że ich zastosowanie do odlewów umożliwia istotne obniżenie jego masy (grubości ścianki) przy znanych warunkach obciążenia bądź wzrost nośności elementów odlewanych. Z analizy właściwości fizycznych staliwa (tab. 15) wynika, że elementy wyposażenia pieców do

pracy w temperaturze do 1000°C można wykonać z kilku jego gatunków o zbliżonych wartościach współczynnika rozszerzalności liniowej oraz przewodności cieplnej. Cechują się one różną zawartością niklu i/lub chromu oraz krzemu i niobu (istotnie różniących się ceną).

Tabela 15. Właściwości fizyczne staliwa austenitycznego według normy PN-EN 10295:2002

Gatunek staliwa	Maksymalna temperatura pracy (°C)	Współczynnik cieplnej rozszerzalności liniowej $\alpha \times 10^6$ (K ⁻¹) w zakresie temperatury od 20°C do			Współczynnik przewodności cieplnej (W/(m·K)) w temperaturze	
		400°C	800°C	1000°C	800°C	1000°C
G-X25CrNiSi18-9	900	17,4	18,3	18,8	26,0	30,0
G-X40CrNiSi22-10	950	17,2	18,3	18,5	25,4	28,8
G-X25CrNiSi20-14	950	17,2	18,3	19,3	25,4	28,8
G-X40CrNiSi25-12	1050	17,5	18,4	19,3	25,4	28,8
G-X40CrNiSi25-20	1100	17,0	18,0	19,0	25,0	28,0
G-X40CrNiSiNb24-24	1050	16,8	18,0	18,5	24,5	27,7
G-X35NiCrSi25-21	1000	16,4	17,5	18,2	23,8	27,7
G-X40NiCrSi35-17	1000	15,3	17,0	17,6	23,0	26,8
G-X40NiCrSiNb35-18	1000	15,3	17,0	17,6	23,0	26,8
G-X40NiCrSi38-19	1020	15,3	17,0	17,6	23,3	26,5
G-X40NiCrSiNb38-19	1020	15,3	17,0	17,6	23,3	26,5
G-X10CrNiSiNb32-20	1050	17,6	18,7	19,5	25,1	–
G-X40NiCrNb35-26	1100	15,7	17,4	18,3	23,8	27,7
G-X40NiCrSiNb35-26	1100	16,0	17,8	18,6	23,5	27,7
G-X50NiCrCo20-20-20	1150	15,2	16,5	17,0	25,0	–
G-X50NiCrCoW35-25-15-5	1200	–	–	17,3	–	28,0
G-X40NiCrNb45-35	1160	14,3	15,3	15,7	30,6	36,1
Stop niklu według DIN 17 465 (1992)						
G-NiCr28W	1150	14,4	15,7	16,3	30,6	36,1

4.4. Stopy odlewnicze na elementy pieców do obróbki cieplnej

Dobór gatunku stopu żarowytrzymałego do wytworzenia określonego elementu pieca do obróbki cieplnej jest najważniejszą decyzją projektanta, ma bowiem wpływ na niezawodność i trwałość pieca (tab. 1).

Właściwości mechaniczne wszystkich gatunków żarowytrzymałego staliwa austenitycznego odpowiadają ogólnym wymaganiom stawianym materiałom na elementy wyposażenia

pieca do obróbki cieplnej (rozdz. 4). Ich racjonalne zastosowanie polega na doborze gatunku stopu (składu chemicznego i właściwości mechanicznych – tab. 14 i 15) z uwzględnieniem kryteriów funkcjonowania danego elementu w piecu (maksymalna temperatura obróbki cieplnej, agresywność atmosfery piecowej).

Gatunki staliwa na odlewy wyposażenia pieców powinny zapewniać:

a) elementom konstrukcji pieca dobrą odporność na korozję wysokotemperaturową oraz na zmęczenie cieplne, a także duże właściwości mechaniczne w wysokiej temperaturze;

b) oprzyrządowaniu technologicznemu dobrą odporność na zmęczenie cieplne z zachowaniem dobrej odporności na korozję wysokotemperaturową oraz dużych właściwości mechanicznych w wysokiej temperaturze.

Cena żarowytrzymałego wyposażenia pieca to znaczna część kosztów jego eksploatacji. Jednocześnie koszty określonego elementu są większe wówczas, gdy jest on wykonany ze staliwa o dużej zawartości pierwiastków stopowych. Dobór danego gatunku staliwa austenitycznego lub stopu niklu na odlewy tych elementów wymaga podjęcia zrównoważonej decyzji z uwzględnieniem oczekiwanych właściwości i trwałości elementu wyposażenia oraz jego kosztu.

Zastosowanie staliwa chromowo-niklowego na odlewy wyposażenia pieców jest znacznie korzystniejsze ze względów ekonomicznych. Jednocześnie ich eksploatacja często wiąże się ze zwiększonymi kosztami wymiany elementów, a zatem także ze zmniejszeniem zdolności produkcyjnej pieca (częste wyłączanie produkcji z powodu uszkodzenia wyposażenia). Zastosowanie staliwa niklowo-chromowego lub stopu niklu powoduje:

- zmniejszenie masy elementów – materiał o większej żarowytrzymałości,
- zwiększenie czasu eksploatacji elementów i/lub obniżenie kosztów eksploatacji pieca – rekompensata wyższych kosztów zakupu.

Może jednocześnie skutkować:

- małym wzrostem trwałości elementu przy znacznie większych kosztach,
- poprawą odporności elementu tylko na jeden z czynników determinujących jego niszczenie (np. odporność na korozję wysokotemperaturową); jednocześnie ulegają pogorszeniu inne właściwości, np. odporność na zmęczenie cieplne.

Podstawą doboru gatunku staliwa na elementy są materiały już opracowane i sprawdzone w praktyce przemysłowej (tab. 16–18). Ponieważ liczba gatunków odlewniczych stopów żarowytrzymałych stosowanych do budowy pieców (tab. 13, firma POSE-MARE) jest większa od liczby gatunków zalecanych i ujętych w normach, więc projektanci odlewów mający do dyspozycji bazę danych: *oczekiwane właściwości odlewu – jego koszt* – mogą brać pod uwagę także inne składniki chemiczne stopów na określony element.

Znana jest rola poszczególnych dodatków stopowych w kształtowaniu właściwości zarówno staliwa jak i odlewów w warunkach pracy pieców do obróbki cieplnej.

Węgiel – jego duża zawartość w stopach żarowytrzymałych (tab. 11 i 12) jest spowodowana uzyskaniem ich maksymalnej wytrzymałości na pełzanie (rys. 78). Jest korzystna również dla wytwórców odlewów. Cienkościenność, często ażurowa budowa i duże rozmiary konstrukcji elementów wyposażenia pieców powodują, że podczas ich wytwarzania zachodzi

duże prawdopodobieństwo tworzenia niedolewów. Zwiększenie zawartości węgla w staliwie poprawia jego leżność [69, 70], więc wzrasta zdolność ciekłego metalu do wypełniania wnęki formy i dokładnego odtworzenia jej kształtu.

Tabela 16. Gatunki staliwa na elementy wyposażenia pieców do obróbki cieplnej [8]

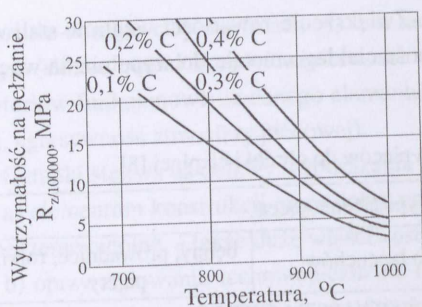
Temperatura pracy elementów (°C)	Elementy wyposażenia pieca		
	retorty, mufle, rury promieniujące	ogniwa łańcuchów	bębny, prowadnice, rolki, palety
	Gatunek staliwa według: ASTM A 297/A297M-97/PN-EN 10295:2004		
595–675	HF/G-X40CrNiSi22-10		
575–760	HF/G-X40CrNiSi22-10, HH/G-X40CrNiSi25-12		
760–925	HH/G-X40CrNiSi25-12, HL/G-X35NiCrSi25-21, HT/G-X40NiCrSi35-17		
	HK/G-X40CrNiSi25-20 HW		HK/G-X40CrNiSi25-20
925–1010	HL/G-X35NiCrSi25-21, HX		
	HK/G-X40CrNiSi25-20 HW	HT/G-X40NiCrSi35-17	
1010–1095	HL/G-X35NiCrSi25-21, HX		
	HK/G-X40CrNiSi25-20	HT/G-X40NiCrSi35-17	
1095–1205	HX		
	HL/G-X35NiCrSi25-21 HU/G-X40NiCrSi38-19		HL/G-X35NiCrSi25-21

Tabela 17. Gatunki staliwa na elementy wyposażenia pieców do nawęglania/węгло-azotowania [8]

Wyposażenie pieca	Gatunek staliwa według: ASTM A 297/A297M-97 oraz PN-EN 10295:2004
Elementy konstrukcyjne	HK/G-X40CrNiSi25-20, HT/G-X40NiCrSi35-17 HU/G-X40NiCrSi38-19 HX
Oprzrządowanie technologiczne	HT/G-X40NiCrSi35-17, G-X40NiCrSiNb35-18 HU/G-X40NiCrSi38-19, G-X40NiCrSiNb38-19 HX

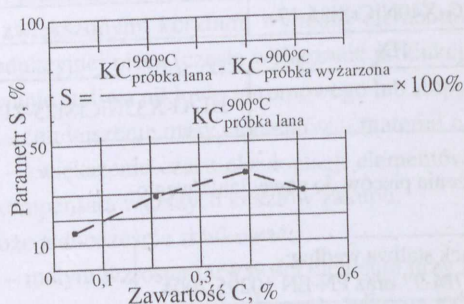
Tabela 18. Gatunki staliwa na tygle pracujące w kąpieli solnej [8]

Proces	Gatunek staliwa według: ASTM A 297/A297M-97 oraz PN-EN 10295:2004
Wyżarzanie w kąpielach obojętnych, 675–870°C	HT/G-X40NiCrSi35-17, HU/G-X40NiCrSi38-19
Nawęglanie, 870–940°C	HT/G-X40NiCrSi35-17



Rys. 78. Wpływ temperatury i zawartości węgla na wytrzymałość na pełzanie staliwa G-X40CrNiSi25-20 (HK40) [67]

Wzrost zawartości węgla w staliwie zwiększa kinetykę procesu wydzielania się węglików. Granice ziarn w staliwie w stanie lanym (rys. 58, 63 i 71) i po wyżarzaniu (rys. 72, 73 lub rozdz. 5.1 rys. 80 i 89) cechuje wówczas występowanie węglików pierwotnych o dużych rozmiarach i drobnych węglików wtórnych, tworzących ciągłe ich pasma dla zawartości węgla $> 0,2\%$. Zwiększenie objętości względnej fazy węglkowej w obszarze granic ziarn obniża właściwości plastyczne staliwa (np. udurowienie – rys. 79) i powoduje zmniejszenie odporności na pękanie, pogorszenie odporności na szok cieplny oraz spawalności [6, 7]. Stosowanie w elementach wyposażenia pieców niekorzystnie wpływa na ich trwałość.



Rys. 79. Wpływ wyżarzania i zawartości węgla na wartość parametru S staliwa 17%Cr-36%Ni [110]; $KC_{\text{próbka lana}}^{900^{\circ}\text{C}}$ – udurowienie próbki lanej w temperaturze 900°C , $KC_{\text{próbka wyżarzona}}^{900^{\circ}\text{C}}$ – udurowienie próbki wyżarzanej w temperaturze 900°C przez 400 godzin

Parametr S (rys. 79) opisuje procentowo obniżenie wartości udurowienia na gorąco staliwa wyżarzonego zawierającego węgiel w przedziale (0,04, 0,51). Udurowienie staliwa po wyżarzaniu porównano z udurowieniem w stanie lanym. Proces wyżarzania staliwa powoduje spadek udurowienia staliwa wraz ze wzrostem zawartości węgla do 0,39% (z odpowiednim wzrostem udziału fazy węglkowej). Zależność ma w przybliżeniu charakter liniowy (rys. 79) – maksymalne zmniejszenie udurowienia staliwa wynosi ok. 40%. Stąd tendencja do ograniczania zawartości węgla w staliwie – poniżej zawartości wskazanej w normie. Umożliwia to uzyskanie lepszych właściwości plastycznych staliwa. Często wymagana jest większa zawartość węgla (rzędu 0,4–0,5%) dla zapewnienia dobrej wytrzymałości na rozciąganie. Dotyczy to silnie obciążonych odlewów i/lub jego powierzchni narażonych na pracę w warunkach tarcia. Należy podkreślić, że jest to osiągnięte przez znaczne zmniejszenie plastyczności staliwa.

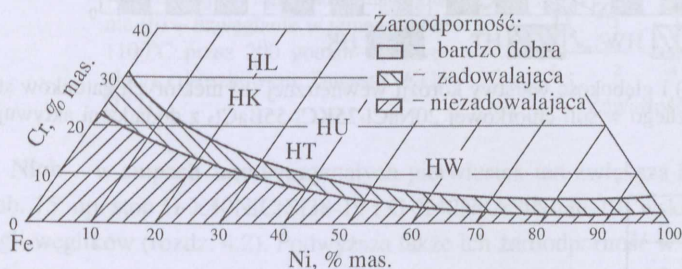
Krzem – jego zawartość w większości gatunków staliwa i stopów niklu wynosi od 1,0% do 2,5% (tab. 11 i 12). Wzrost zawartości krzemu w stosowanych stopach żarowytrzymałych powoduje niewielkie obniżenie ich właściwości wytrzymałościowych i poprawę właściwości

plastycznych. Nie stwierdzono natomiast jego negatywnego oddziaływania na odporność na zmęczenie cieplne [7].

Zawartość krzemu w materiale odlewów w praktyce jest zwykle zbliżona do wartości średniej zalecanej w normach. Odstępstwem od tej reguły są gatunki staliwa na odlewy stosowane w piecach do nawęglania. W tych przypadkach zawartość krzemu jest większa (2,0–2,5%), ponieważ ogranicza proces nawęglania tych odlewów [6–9].

Mangan – jego zawartość w stopach żarowytrzymałych wynosi ok. 1–2% (tab. 11 i 12). Ze względów ekonomicznych pierwiastek ten często pełni funkcję zamiennika niklu (tzw. stal/staliwo oszczędnościowe). W kraju prowadzono badania nad stosowaniem staliwa Cr-Ni-Mn na odlewy elementów pieców do obróbki cieplnej [2, 111].

Chrom – zawartość w staliwie wynosi od 17% do 38% (tab. 11 i 12). Jest podstawowym pierwiastkiem staliwa żarowytrzymałego, ponieważ gwarantuje dobrą żaroodporność konstrukcji pracujących w podwyższonej i wysokiej temperaturze. Ogólnie staliwo austenityczne i stopy niklu charakteryzują się dobrą odpornością na utlenianie [46, 111]. Jest ona zapewniona przez oddziaływanie głównych dodatków stopowych: chromu i niklu (rys. 80).

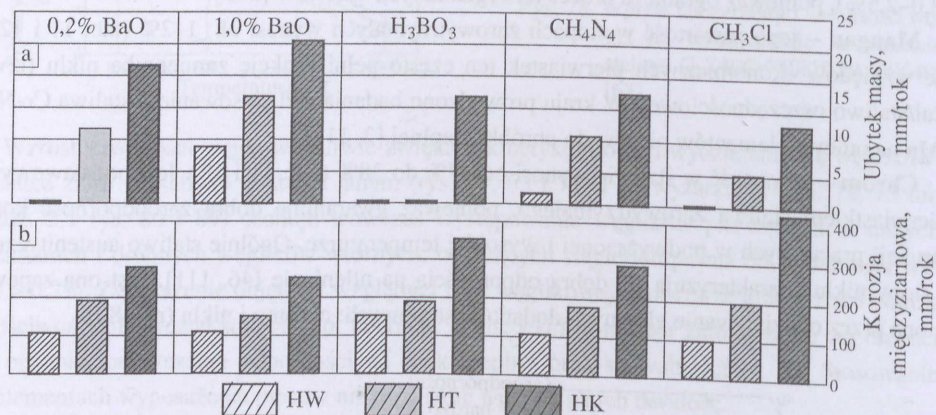


Rys. 80. Odporność na utlenianie niektórych gatunków staliwa austenitycznego w temperaturze do 1095°C [8]

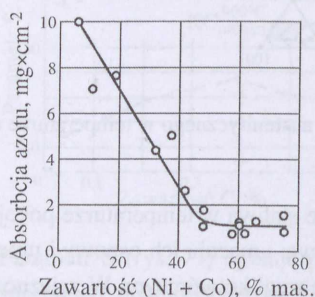
Chrom oprócz zapewnienia dobrej odporności na utlenianie staliwa w temperaturze pokojowej zwiększa także odporność na korozję wysokotemperaturową, umacnia ich osnowy i umożliwia tworzenie się faz węglkowych. Jest pierwiastkiem silnie węglkotwórczym. W zależności od zawartości węgla w staliwie może tworzyć dwa typy węglków (rys. 59). Węglik rozmieszczone wzdłuż granic ziarn obniżają właściwości użytkowe staliwa. Przyjęto, że w doborze składu chemicznego staliwa na podstawie kryterium dobrej odporności odlewu na zmęczenie cieplne proporcja zawartości chromu i węgla wynosi 18,0:0,3 [7].

Nikiel – oprócz chromu jest podstawowym składnikiem staliwa pierwszej i drugiej generacji. Oddziałuje na jego skład fazowy, strukturę, stabilność składników fazowych mikrostruktury, a także na zachowanie względnie długiej pracy w piecach do obróbki cieplnej. Wpływ innych dodatków stopowych na właściwości staliwa austenitycznego również jest znaczny (np. rys. 80, 81 i 83), dlatego właściwości użytkowe gatunków obydwu generacji staliwa znacznie się różnią, a tym samym się uzupełniają. Wzrost zawartości niklu w staliwie/stopach niklu stosowanych na elementy wyposażenia pieców (18–68%) – tabela 16–18 – zwiększa ich trwałość [6–9], nikiel bowiem zwiększa stabilność austenitu, właściwości

mechaniczne (tab. 14), a także odporność na korozję wysokotemperaturową (rys. 80–83). Możliwe jest więc stosowanie tego staliwa w wyższej temperaturze (tab. 15). Niekorzystne jest natomiast zmniejszenie rozpuszczalności węgla w osnowie austenitycznej przy wzroście zawartości niklu w staliwie [43] – powstają warunki do zwiększenia kinetyki wydzielania się węglików.



Rys. 81. Ubytek masy (a) i głębokość warstwy korozji wewnętrznej (b) niektórych gatunków staliwa austenicznego w soli chlorkowej $20\text{NaCl}-25\text{KCl}-55\text{BaCl}_2$ z dodatkami aktywującymi [8]*

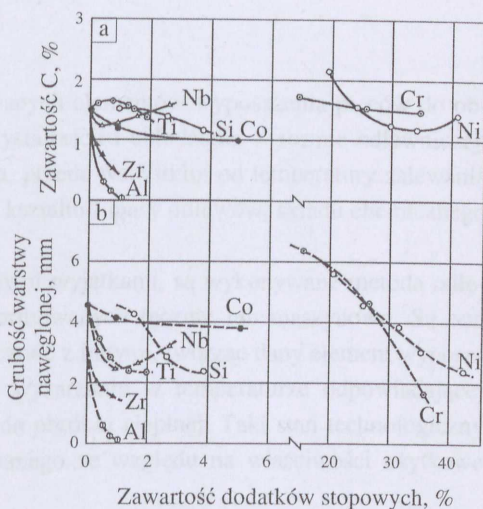


Rys. 82. Wpływ zawartości niklu i kobaltu na odporność na azotowanie żarowytrzymałych stopów żelaza i niklu w amoniaku w temperaturze 650°C przez 168 godzin [8]

Powszechne zastosowanie staliwa o dużej zawartości niklu/stopów niklu ogranicza wysoka cena niklu w porównaniu ze staliwem chromowo-niklowym (koszt niklu może stanowić nawet 70–80% wartości materiałów metalicznych użytych do wytopu). Ogólny pogląd na stosowanie staliwa/stopów niklu na elementy pieców do obróbki cieplnej jest następujący: odlewy w małym stopniu narażone na zmęczenie cieplne podczas eksploatacji (elementy konstrukcyjne pieca) należy wykonywać z tańszych gatunków staliwa Cr-Ni, a pozostałe odlewy (oprzyrządowanie technologiczne) – przede wszystkim ze staliwa Ni-Cr i stopów niklu.

* Odporność na korozję w solach zdecydowanie wzrasta wraz ze zmniejszeniem zawartości węgla w staliwie $> 0,1\%$ (średnia zawartość C wynosi ok. $0,4\%$) oraz rozdrobnieniem ziarna struktury. Staliwo wysokochromowe charakteryzuje się większą odpornością na ten rodzaj korozji w porównaniu ze staliwem chromowo-niklowym (wg [8]).

W drugiej grupie stopów (Fe-Ni-Cr) najpowszechniej stosowane są gatunki staliwa HT i HU (tab. 11) oraz G-X40NiCrSi35-17, G-X40NiCrSi38-19, G-X40-NiCrSiNb35-18, G-X40NiCr-SiNb 38-19 (tab. 12). Cechuje je mała wartość cieplnej rozszerzalności liniowej w porównaniu z pozostałymi stopami (tab. 15).



Rys. 83. Wpływ dodatków stopowych na rozkład stężenia węgla w warstwie wierzchniej (a) i głębokość nawęglania (b) – nawęglanie w temperaturze 1100°C przez 200 godzin w nawęglaczu proszkowym Dugassa KG6 [112]

Niob – w stopach żarowytrzymałych pierwiastek ten zwiększa ich odporność na pełzanie (tab. 15, np. stop G-X40NiCrSi38-19 i G-X40NiCrSiNb38-19) wskutek zmiany typu i morfologii węglików (rozdz. 4.2). Podwyższa także ich żaroodporność w warunkach oddziaływania różnego typu atmosfery piecowej (np. do nawęglania – rys. 83) – zmienia skład fazowy zgorzeli, hamuje dyfuzję atomów chromu w osnowie i zapobiega jej zubożeniu w chrom (rozdz. 5.2).

Wolfram i kobalt – w stopach żarowytrzymałych mają one głównie na celu dodatkowe umocnienie osnowy γ . Staliwo z tymi dodatkami: G-X50NiCrCo20-20-20, G-X50NiCrCoW35-25-15-5 oraz G-X40NiCrNb45-35 i G-NiCr28W charakteryzuje się największą żarowytrzymałością (tab. 14) i najwyższą, dopuszczalną temperaturą pracy – 1000–1200°C (tab. 15). Umożliwiają wykonywanie z tych gatunków staliwa odlewów eksploatowanych w piecach próżniowych do obróbki cieplnej narzędzi.

5. DEGRADACJA WŁAŚCIWOŚCI UŻYTKOWYCH ODLEWÓW WYPOSAŻENIA PIECÓW DO OBRÓBKİ CIEPLNEJ PODCZAS ICH EKSPLOATACJI

Struktura i mikrostruktura pierwotna odlewanych elementów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej jest kształtowana w procesie krystalizacji i chłodzenia w formie odlewniczej. Zależy od wielu czynników procesu odlewania, przede wszystkim od temperatury zalewania formy, właściwości fizycznych i chemicznych, kształtu i masy odlewów, składu chemicznego ciekłego metalu itd. [49, 65].

Odlewy wyposażenia pieców, poza nielicznymi wyjątkami, są wykonywane metodą odlewania grawitacyjnego do form piaskowych formowanych ręcznie lub maszynowo. Są one zwykle obrabiane mechanicznie i/lub często łączone z innymi, tworząc dany element wyposażenia pieca. Następnie elementy poddaje się wyżarzaniu w temperaturze odpowiadającej maksymalnej temperaturze ich pracy w piecu do obróbki cieplnej. Taki stan technologiczny odlewów jest zwykle zbliżony do prognozowanego ze względu na właściwości użytkowe elementów wyposażenia [6].

Początkowe, dobre właściwości użytkowe wyposażenia ulegają degradacji w trakcie eksploatacji w piecu wskutek czynników charakteryzujących procesy:

- starzenia,
- korozji wysokotemperaturowej,
- zmęczenia cieplnego.

Effekt zniszczenia elementów wyposażenia pieca wynika z synergii oddziaływania tych czynników. Najczęściej w warstwie wierzchniej i objętości materiału tych elementów zachodzą przemiany niekorzystne dla ich właściwości użytkowych, a także ich odkształcanie się i/lub pękanie ścianek wyposażenia oraz ubytki jego fragmentów [7, 23, 113, 114].

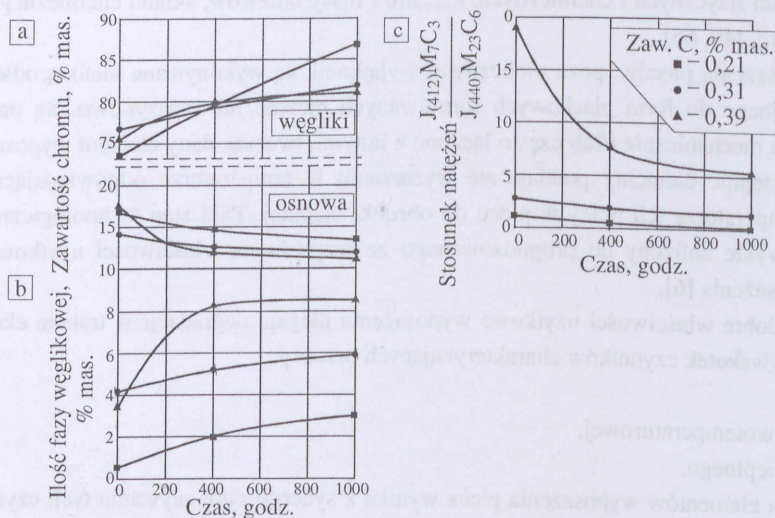
5.1. Starzenie

Żarowytrzymałe staliwo chromowo-niklowe i niklowo-chromowe ma dużą skłonność do wydzielania cząstek faz międzymetalicznych w zakresie temperatury 600–900°C. Większość wydzielen tych faz międzymetalicznych rozpuszcza się w temperaturze > 900°C.

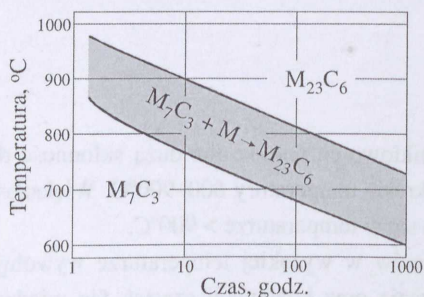
Wyrzewanie (starzenie) lub eksploatacja odlewów w wysokiej temperaturze wywołuje przemiany fazowe, procesy wydzielania/rozpuszczania oraz koagulacji cząstek faz międzymetalicznych. Powodzi to niekorzystnych zmian w składzie fazowym i morfologii składników fazowych mikrostruktury oraz właściwości użytkowych. Zmiany te zależą przede wszystkim od składu chemicznego staliwa [6–9].

Węgliki typu $M_{23}C_6$, M_6C oraz cząstki faz międzymetalicznych G i σ wydzielają się podczas starzenia staliwa pierwszej generacji. W staliwie drugiej generacji wydzielają się również węgliki typu MC. Kształt i rozmiary węglików zdecydowanie wpływają na stopień umocnienia staliwa. Staliwo silnie umacniają drobne węgliki o kształcie równoosiowym [75–78].

Węgliki M_7C_3 i $M_{23}C_6$ występują w mikrostrukturze staliwa pierwszej generacji po starzeniu [73]. Objętość względna węglika M_7C_3 zmniejsza się podczas procesu wyżarzania (rys. 84c, 85). Objętość względna fazy węglkowej w mikrostrukturze staliwa zależy przede wszystkim od zawartości węgla oraz od czasu i temperatury wyżarzania (rys. 84b–c, 84). Podczas wyżarzania/eksploatacji odlewów zmianie ulega także skład chemiczny osnowy – głównie w kierunku zmniejszenia zawartości chromu (rys. 84a).



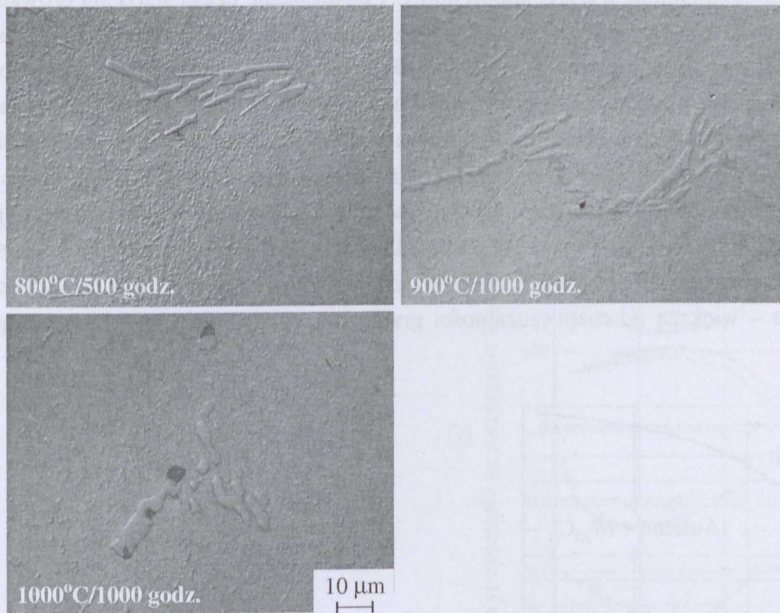
Rys. 84. Wpływ czasu wyżarzania staliwa G-X40NiCrSi35-17 (HT) w temperaturze 900°C [82]: a) zawartość chromu w węglkach i osnowie, b) objętość względną faz węglkowych, c) względny udział objętościowy węglików



Rys. 85. Wpływ czasu i temperatury starzenia na zawartość węglika M_7C_3 i $M_{23}C_6$ w staliwie G-X40CrNiSi25-20 (HK40) [73]

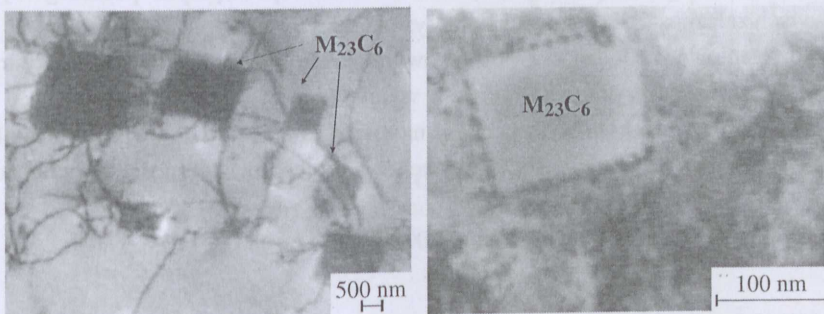
Hipotetyczna przemiana węglików $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ (rys. 84) jest reakcją między węglikiem M_7C_3 i osnową austenitu. Możliwa jest zarówno przemiana *in situ*, jak i niezależne zarodkowanie węglika $M_{23}C_6$, z jednoczesnym rozpuszczeniem węglików M_7C_3 w osnowie austenitu.

Węgliki $M_{23}C_6$ obecne w mikrostrukturze staliwa po starzeniu należą do pierwotnych i wtórnych (rys. 86). Czas inkubacji, intensywność procesu wydzielania się węglików i ich rozrost zależą od prędkości dyfuzji atomów węgla i chromu oraz aktywności węgla w przesyconym austenicie [47].



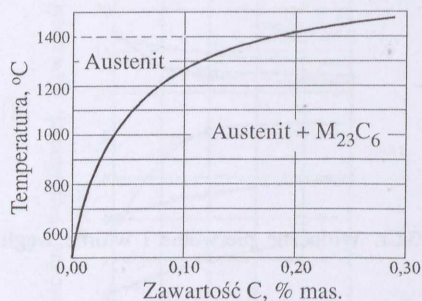
Rys. 86. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr. Widoczne pierwotne i wtórne węgliki $Cr_{23}C_6$ [68, 115]

Wtórne węgliki chromu $M_{23}C_6$ występują w mikrostrukturze wszystkich gatunków staliwa żarowytrzymałego. Wydzielają się one w staliwie niskowęglowym przede wszystkim na granicach ziarn. W średnio- i wysokowęglowym staliwie uprzywilejowanymi obszarami ich wydzielania są także obszary wokół granic ziarn (rys. 85) [7, 21, 73]. Wtórne węgliki $Cr_{23}C_6$ tworzące się w procesie starzenia staliwa cechują się dużym stopniem dyspersji. Ich obserwacja jest możliwa na dużych powiększeniach (rys. 87).



Rys. 87. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr po wyżarzaniu w temperaturze 900°C przez 300 godzin, cienka folia, TEM [88]; widoczne są wtórne węgliki chromu typu $M_{23}C_6$

Kinetyka procesu tworzenia się wtórnych węglików $M_{23}C_6$ w staliwie jest mniejsza w temperaturze 600–700°C. Prędkość dyfuzji atomów węgla w austenicie jest mała, natomiast dyfuzja atomów chromu występuje wyłącznie w obszarze granic ziarn, dlatego węgliki o dużej dyspersji występują na granicach ziarn oraz w pobliżu granic pierwotnych węglików chromu. Podwyższenie temperatury wyżarzania do 800°C i zwiększenie czasu starzenia prowadzi do zwiększenia ich ilości oraz rozmiarów. Pojedyncze węgliki o dużej dyspersji tworzą się także w środkowych obszarach ziarna (rys. 86 – 800°C/500 godz.). Prędkość i intensywność wydzielania się węglików jest największa w temperaturze 800°C [116]. Powyżej tej temperatury ważną rolę w kształtowaniu obrazu mikrostruktury staliwa odgrywają procesy koagulacji i rozpuszczania się węglików. Zmniejsza się kinetyka procesu wydzielania, dlatego mniejsze jest stężenie węglików wtórnych o dużej dyspersji w staliwie. Wyraźnie zmniejsza się objętość względna węglików (rys. 86 – 900 i 1000°C/1000 godz.). Niecałkowite rozpuszczenie się węglików w osnowie (rys. 86 – 1000°C/1000 godz.) jest spowodowane dużą zawartością węgla w staliwie – większą od rozpuszczalności granicznej w austenicie wysokostopowym (rys. 88).



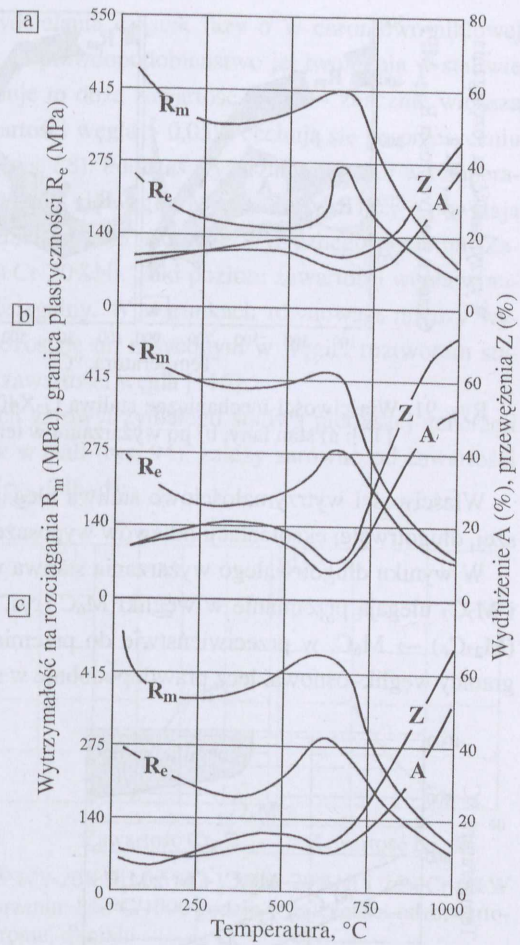
Rys. 88. Krzywa rozpuszczalności węgla w austenicie stali 25%Cr-20%Ni [116]

Zmiana objętości względnej węglików wraz z podwyższeniem temperatury oddziałuje na właściwości mechaniczne żarowytrzymałego staliwa austenitycznego w funkcji temperatury badania (rys. 89). Podobieństwo charakterystyk właściwości mechanicznych (R_e , R_m , A_{10} , Z) niezależnie od gatunku staliwa (składu chemicznego) – rysunek 89 – wskazuje na to, że o lokalnych zmianach tych właściwości decydują te same czynniki*. Wpływ składu chemicznego staliwa jest natomiast wyraźnie określony przez wartości współrzędnych poszczególnych punktów krzywych zależności dla każdej charakterystyki właściwości.

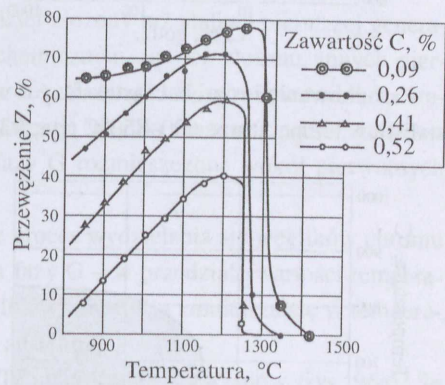
Procesy wydzieleniowe zachodzące w początkowym okresie starzenia odlewów korzystnie wpływają na ich właściwości wytrzymałościowe w wyniku (rys. 91):

- umocnienia staliwa – większa wytrzymałość na rozciąganie (R_m) i umowna granica plastyczności ($R_{0,2}$) w temperaturze do 700°C przy zachowaniu jego plastyczności – wydłużenia A_{10} ,
- wzrostu wydłużenia w zakresie temperatury 700–900°C.

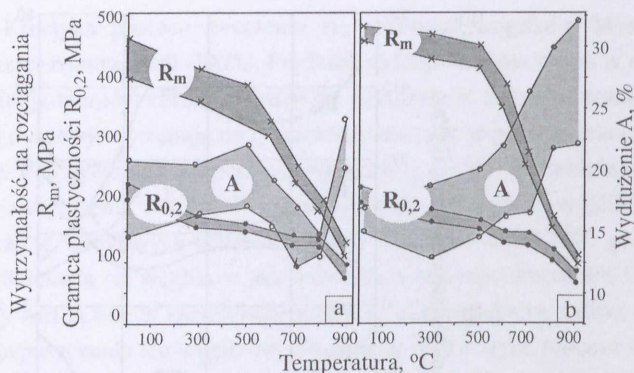
* Utrata spójności ścianek odlewów spowodowana nadtapianiem się składników fazowych mikrostruktury rozmieszczonych w przestrzeniach międzydendrytycznych następuje w temperaturze > 1250°C (rys. 90).



Rys. 89. Właściwości mechaniczne staliwa pierwszej generacji gatunków HK (a), HN (b) i HP (c) w zależności od temperatury [8, 54]



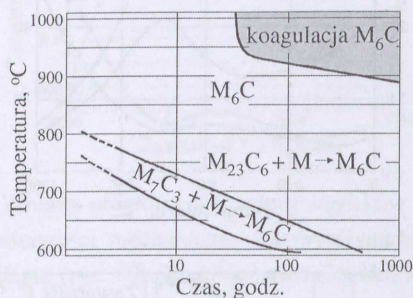
Rys. 90. Temperatura pękania staliwa HK o różnej zawartości węgla w próbie statycznej rozciągania [72]



Rys. 91. Właściwości mechaniczne staliwa G-X40NiCrSi38-19 w zależności od temperatury [34, 117]: a) stan lany, b) po wyżarzaniu w temperaturze 900°C przez 340 godzin

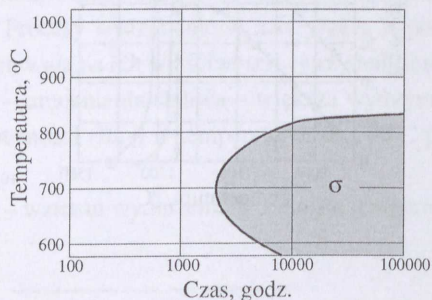
Właściwości wytrzymałościowe staliwa ulegają jednak istotnemu obniżeniu podczas dalszej, długotrwałej eksploatacji odlewów wyposażenia pieców do obróbki cieplnej [34].

W wyniku długotrwałego wyżarzania staliwa w temperaturze $< 950^{\circ}\text{C}$ [73] węgliki M_{23}C_6 i M_7C_3 ulegają przemianom w węgliki M_6C (rys. 92, rozdz. 4.2). Przemiana węglików M_7C_3 (M_{23}C_6) $\rightarrow \text{M}_6\text{C}$, w przeciwieństwie do przemiany $\text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6$, nie rozpoczyna się na granicy węglik-osnowa, lecz prawdopodobnie w sieci krystalicznej węglików M_{23}C_6 [73, 78].



Rys. 92. Wpływ czasu i temperatury na tworzenie węglika M_6C w staliwie G-X40CrNiSi25-20 [73]

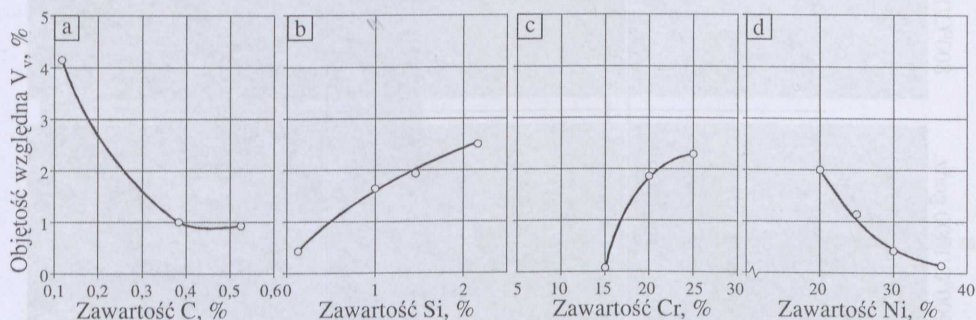
Zarodkowanie i rozrost cząstek fazy σ wymaga również długotrwałego procesu wyżarzania staliwa w temperaturze $600\text{--}850^{\circ}\text{C}$ (rys. 93).



Rys. 93. Wpływ czasu i temperatury na wydzielanie fazy σ w staliwie G-X40CrNiSi25-20 [73]

Z analizy wyników badań procesów wydzielania cząstek fazy σ w chromowo-niklowej stali/staliwie austenitycznym [116] wynika, że prawdopodobieństwo jej tworzenia w staliwie podczas starzenia jest małe. Zwykle powoduje to duża zawartość węgla – znacznie większa niż w stali. Stale chromowo-niklowe o zawartości węgla $> 0,05\%$ cechują się po przesyconiu strukturą austenityczną z węglnikami $M_{23}C_6$ (rys. 88). Podczas wyżarzania tej stali w temperaturze $< 1000^\circ\text{C}$ z przesyconego austenitu wydziela się węgiel $M_{23}C_6$. Zarodki fazy σ powstają po obniżeniu się zawartości węgla w austenie do określonego, krytycznego poziomu. Zawartość ta wynosi $0,006\%$ dla stali typu 25%Cr-20%Ni. Taki poziom zawartości węgla w austenie staliwa żarowytrzymałego jest nieosiągalny. W warunkach równowagi między wydzielonymi węglnikami i austenitem nadal pozostaje on nasyconym w węgiel roztworem stałym powyżej określonej wartości krytycznej zawartości węgla [116].

Fazę σ zidentyfikowano w wielu gatunkach żarowytrzymałego staliwa pierwszej generacji [73, 75, 76]. Jej tworzenie się, podobnie jak w stali (rys. 94), zależy zarówno od zawartości węgla (rys. 94a), jak i dodatków stopowych (rys. 94b–d).



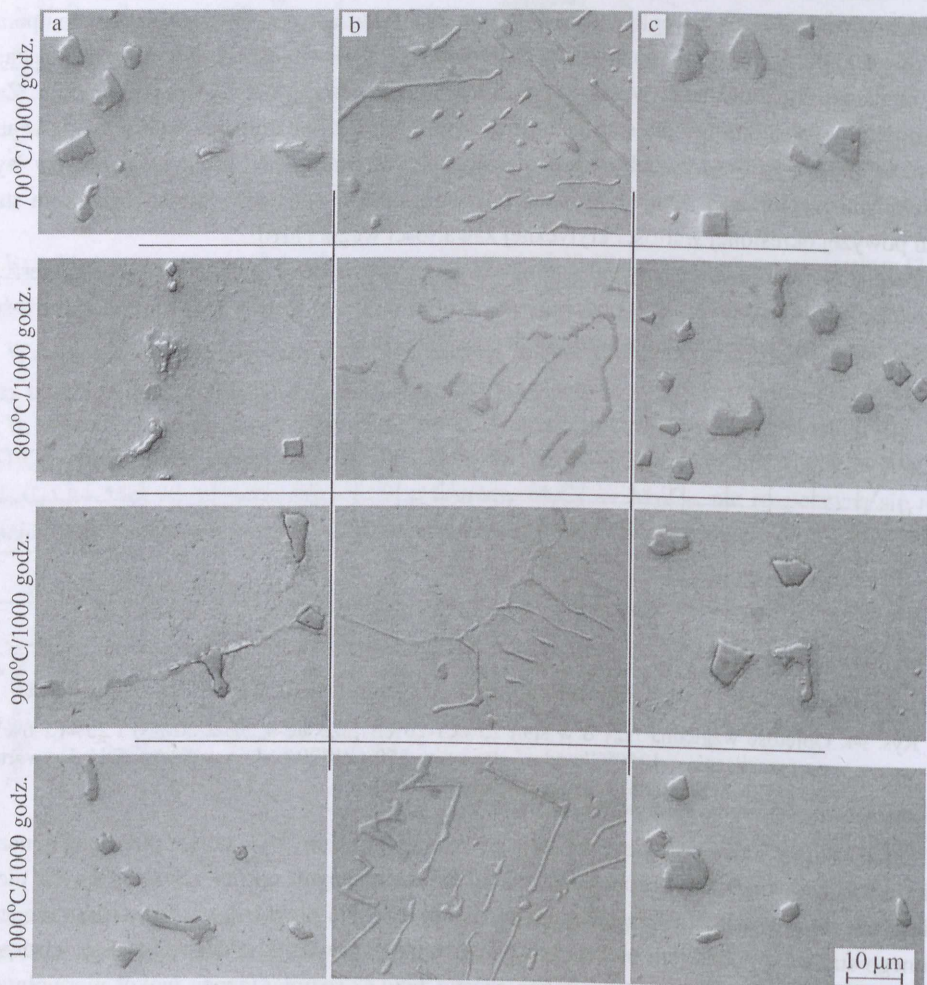
Rys. 94. Objętość względna fazy σ w stali 25%Cr-20%Ni, 0,5%C-1,5%Si-20%Ni i 25%Cr-6%W po przesyconiu – 1250°C /woda, i starzeniu: 850°C /1000 godzin w zależności od zawartości [118]: a) węgla, b) krzemu, c) chromu, d) niklu

Skład fazowy staliwa drugiej generacji jest bardziej złożony niż staliwa pierwszej generacji. Jest to spowodowane obecnością w składzie chemicznym, oprócz chromu, innych pierwiastków silnie węglilotwórczych (rozdz. 4.2, rys. 65). Na przykład, w mikrostrukturze starzonego staliwa z dodatkiem niobu i/lub tytanu występują węgliki złożone i proste, zarówno pierwotne jak i wtórne [68, 88], a także cząstki fazy G rozmieszczone wokół pierwotnych węglików typu MC (rys. 95–98).

Objętość względna węglików wskazuje na to, że proces wydzielania się węglików chromu przebiega najintensywniej w temperaturze 800°C , a fazy G – w przedziale wartości temperatury $800\text{--}900^\circ\text{C}$. Objętość względna tych faz – węglików i fazy G – zmniejsza się w temperaturze 1000°C wskutek rozpuszczania się w osnowie austenitu.

Węgliki tytanu w staliwie z dodatkiem $0,93\%$ Ti mają kształt sześciątów (rys. 96a). Są stochastycznie rozłożone na granicach ziarn (rys. 95a). Morfologia węglika wskazuje, że nie jest fazą stabilną (rys. 96b). Podczas wyżarzania staliwa na powierzchni węglika tworzą się płytkowe wydzielения nowej fazy, ułożone równolegle na uprzywilejowanych płaszczyznach

układu struktury krystalicznej regularnej, o sieci przestrzennie centrowanej. Z mikroanalizy ich składu chemicznego wynika, że są bardziej wzbogacone w krzem, nikiel i chrom niż węgiel tytanu (rys. 96a–b).

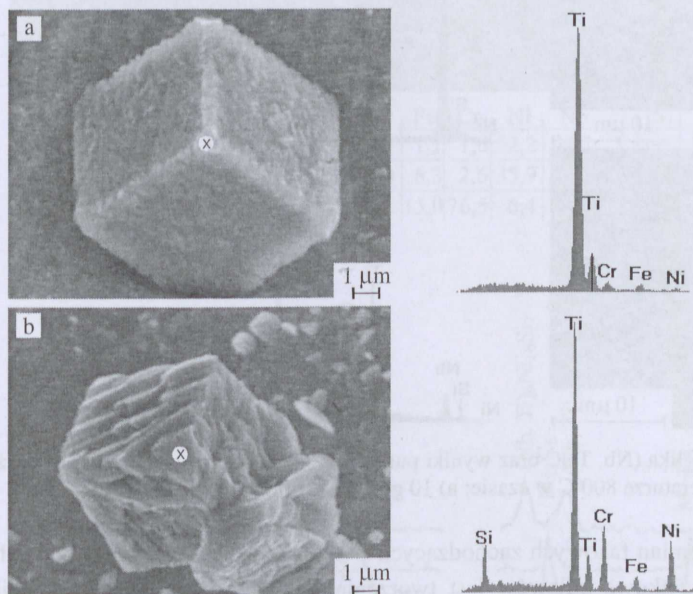


Rys. 95. Mikrostruktura staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr po starzeniu z dodatkami [68, 115]: a) 0,03% Nb, 0,93% Ti, b) 1,84% Nb, 0,06% Ti, c) 1,75% Nb, 0,93% Ti

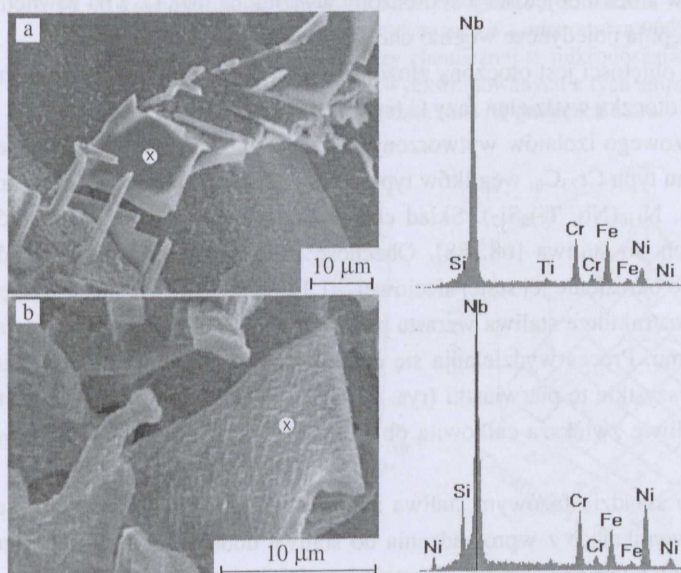
Węglik w staliwie z dodatkiem 1,84% Nb (rys. 97a) mają kształt regularnych płytek, które tworzą pasma na granicach ziarn (rys. 95b, 97). Podczas wyżarzania staliwa na powierzchni tych węglików zarodkują i wzrastają cząstki nowej fazy, które w porównaniu ze składem chemicznego węglika niobu (rys. 97a–b) cechują się większą zawartością krzemu i niklu.

Kształt wydłużonych wydzieli węglików (Nb, Ti)C – rysunek 98a – w staliwie z dodatkiem 1,75% Nb i 0,93% Ti (rys. 92c) sugeruje, że są utworzone przez „złożenie” pojedynczych węglików tytanu i niobu. Mają kształt zbliżony do bryły powstałej przez połączenie

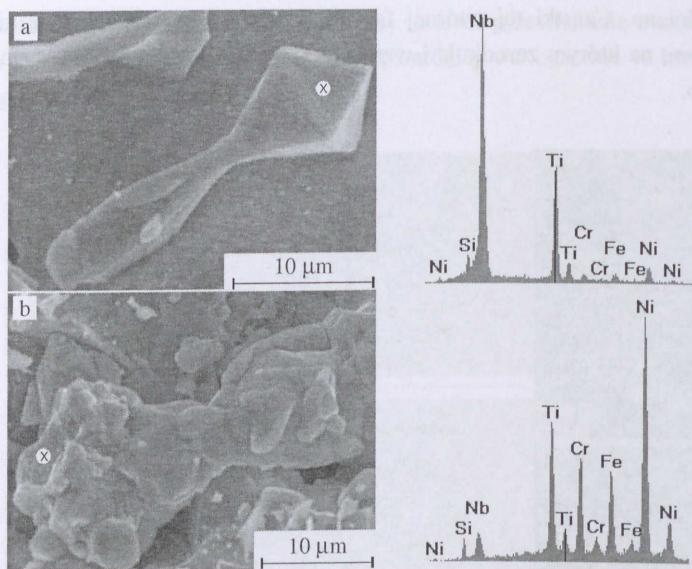
prostokątności i sześciu. Części tej wtórnej fazy są bardziej wzbogacone w nikiel w porównaniu z podłożem, na którym zarodkują i wzrastają (rys. 98b). Mają zwarty kształt, zbliżony do globularnego.



Rys. 96. Morfologia węglika tytanu oraz wyniki punktowej mikroanalizy chemicznej po wyżarzaniu w temperaturze 800°C w czasie: a) 10 godzin, b) 1000 godzin [83, 119]



Rys. 97. Morfologia węglika niobu oraz wyniki punktowej mikroanalizy chemicznej po wyżarzaniu w temperaturze 800°C w czasie: a) 10 godzin, b) 1000 godzin [83, 119]



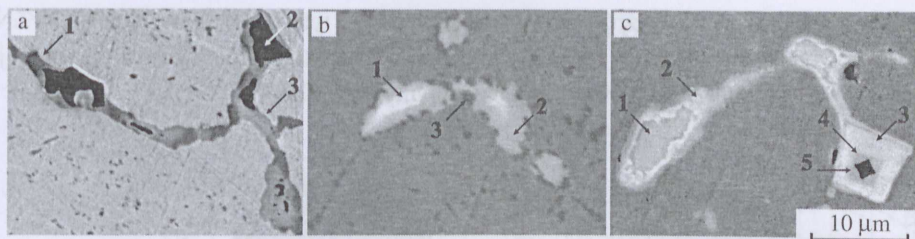
Rys. 98. Morfologia węgliku (Nb, Ti)C oraz wyniki punktowej mikroanalizy chemicznej po wyżarzaniu w temperaturze 800°C w czasie: a) 10 godzin, b) 1000 godzin [83, 119]

Ważnym efektem przemian fazowych zachodzących w staliwie austenitycznym i oddziałującym na właściwości użytkowe odlewów jest tworzenie się wieloskładnikowych skupisk wydzielen na granicy międzyfazowej węglik MC–osnowa (rys. 99a–c). Sekwencja ułożenia poszczególnych cząstek faz w takich skupiskach jest następująca:

- węglik TiC lub NbC w środku objętości jest otoczony wydzieloną fazą G, a na zewnętrznej granicy z osnową występują pojedyncze węgliki chromu Cr_{23}C_6 (rys. 99a, b) lub
- węglik TiC w środku objętości jest otoczony złożonymi węglkami niobowo-tytanowymi (Nb,Ti)C oraz zewnętrzną otoczką wydzielen fazy G (rys. 99c).

Identyfikacja składu fazowego izolatów wytworzonych z tego staliwa (rys. 99d) wykazała obecność węglików chromu typu Cr_{23}C_6 , węglików typu MC (TiC, NbC i (Nb,Ti)C) oraz fazy G ($\text{Ni}_{16}\text{Ti}_6\text{Si}_7$, $\text{Ni}_{16}\text{Nb}_6\text{Si}_7$, $\text{Ni}_{16}(\text{Nb, Ti})_6\text{Si}_7$). Skład chemiczny fazy G zależy od dodatków stopowych wprowadzonych do staliwa [68, 88]. Obecność na dyfraktogramach refleksów tylko od fazy G umożliwiło określenie jej stałej sieciowej – 1,123 nm [120]. Objętość względna cząstek fazy G w mikrostrukturze staliwa wzrasta proporcjonalnie do zwiększonej zawartości tytanu, niobu i krzemu. Proces wydzielania się cząstek fazy G zachodzi intensywniej, gdy w stopie są obecne wszystkie te pierwiastki (rys. 100a, b). Zwiększenie zawartości tytanu, niobu i krzemu w staliwie zwiększa całkowitą objętość względną składników fazowych w mikrostrukturze [88].

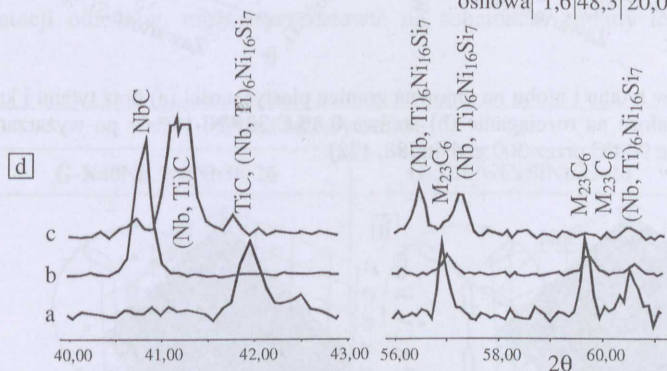
Wymienione różnice w składzie fazowym staliwa i morfologii wydzielen, zarówno pierwotnych jak i wtórnych, wynikające z wprowadzenia do staliwa dodatku niobu lub/i tytanu oraz procesu wyżarzania powodują zauważalną zmianę jego właściwości [7, 88, 121, 122].



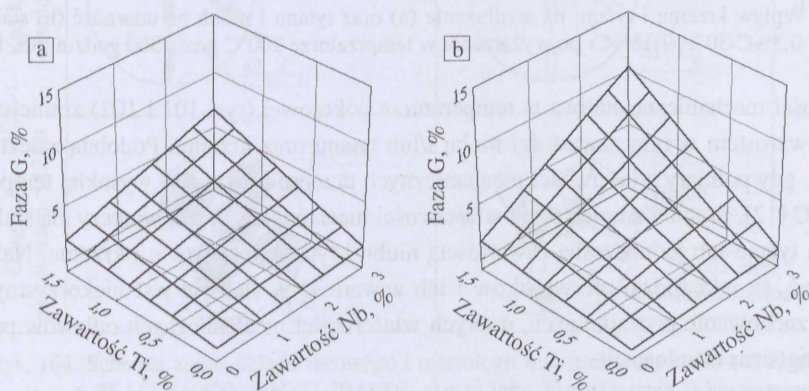
	Si	Fe	Cr	Ni	Ti
1	—	15,1	71,9	9,3	3,1
2	0,7	3,4	3,9	6,6	85,4
3	10,6	7,7	4,3	51,2	26,2

	Si	Fe	Cr	Ni	Nb
1	0,5	1,1	1,6	2,2	94,7
2	8,0	6,3	2,6	35,9	47,2
3	0,4	15,0	76,5	6,4	1,7

	Si	Fe	Cr	Ni	Nb	Ti
1	—	0,6	0,7	0,7	71,7	26,3
2	7,3	4,2	1,1	33,3	40,0	14,1
3	—	0,7	0,4	0,3	74,5	24,1
4	—	0,6	0,5	0,4	68,8	29,7
5	—	0,6	0,5	0,4	33,6	64,9
osnowa	1,6	48,3	20,0	29,6	—	0,5

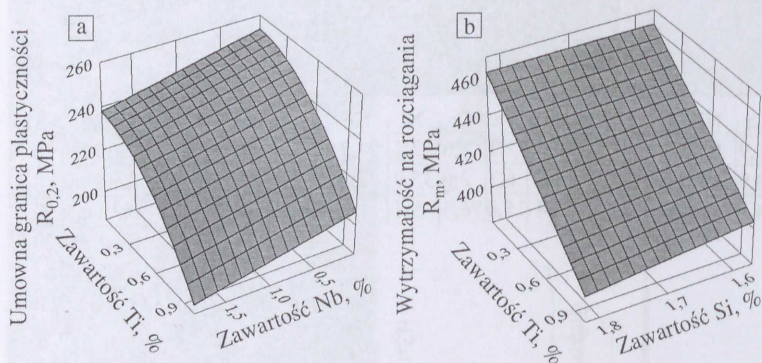


Rys. 99. Mikrostruktura stali 0,3%C-30%Ni-18%Cr z dodatkiem 1% Ti (a), 1,71% Nb (b) oraz 1,75% Nb i 0,83% Ti (c) po wyżarzaniu w temperaturze 900°C przez 300 godzin, a także wyniki punktowej mikroanalizy chemicznej w mikroobszarach i fragmenty rentgenogramów otrzymanych z izolatów wyekstrahowanych z tych stopów (d) [120]; widoczne wielofazowe skupiska wydzieliń utworzone na granicach ziarn

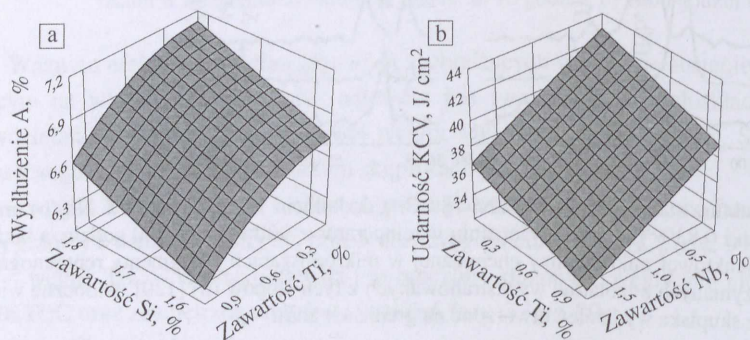


Rys. 100. Wpływ tytanu i niobu na objętość względną fazy G w stali 0,3%C-30%Ni-18%Cr z zawartością krzemu 1,5% (a) i 3,0% (b) po wyżarzaniu w temperaturze 900°C przez 300 godzin [88]

Ogólnie stwierdzono, że wzrost zawartości niobu i/lub tytanu w staliwie 0,3%C-30%Ni-18%Cr powoduje zmniejszenie większości właściwości użytkowych odlewów determinujących trwałość wyposażenia pieców do obróbki cieplnej (rys. 101 i 102).



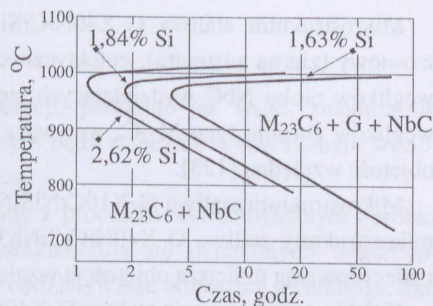
Rys. 101. Wpływ tytanu i niobu na umowną granicę plastyczności (a) oraz tytanu i krzemu na wytrzymałość na rozciąganie (b) staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr po wyżarzaniu w temperaturze 900°C przez 300 godzin [88, 122]



Rys. 102. Wpływ krzemu i tytanu na wydłużenie (a) oraz tytanu i niobu na udarność (b) staliwa 0,3%C-30%Ni-18%Cr po wyżarzaniu w temperaturze 900°C przez 300 godzin [88, 122]

Właściwości mechaniczne staliwa w temperaturze pokojowej (rys. 101 i 102) zmniejszają się wraz ze wzrostem w nim zawartości niobu i/lub tytanu oraz krzemu. Podobną zależność stwierdzono, gdy pomiary właściwości mechanicznych przeprowadzono w wysokiej temperaturze – 900°C [12]. Stopień zmniejszenia właściwości mechanicznych jest większy dla staliwa z dodatkiem tytanu lub jednoczesną zawartością niobu i tytanu oraz tytanu i krzemu. Należy zatem przyjąć, że taki rodzaj pierwiastków i ich zawartość w staliwie jest niekorzystny ze względu na zachowanie początkowych, dobrych właściwości mechanicznych odlewów przez możliwie długi czas eksploatacji.

Zarodkowanie i wzrost cząstek fazy G w mikrostrukturze staliwa podczas wyżarzania przyspiesza większa zawartość krzemu (rys. 100, 103).



Rys. 103. Wykres CTP staliwa 0,4C-35Ni-20Cr-1,97Nb [86]

Całkowita przemiana węglików w fazę G wymaga długoletniego starzenia staliwa – eksploatacji odlewów [123]. Zmiany w składzie fazowym staliwa G-X40NiCrSiNb35-26 i G-X10CrNiSiNb32-20 z dodatkiem niobu i różnej zawartości węgla (tab. 12), zachodzące podczas eksploatacji odlewów, można przedstawić na schemacie zmiany ich mikrostruktury (rys. 104).

Czas	Skład fazowy staliwa	
	G-X40NiCrSiNb35-26	G-X10CrNiSiNb32-20
a Stan lany – przed eksploatacją		
b Krótki czas eksploatacji		
c Długi czas eksploatacji – 12 lat		

Rys. 104. Schemat zmian składu fazowego i morfologii mikrostruktury staliwa G-X40NiCrSiNb35-26 i G-X10CrNiSiNb32-20 [123]: a) stan lany, b) wyżarzanie krótkoterminowe, c) wyżarzanie długoterminowe

Mikrostruktura staliwa G-X40NiCrSiNb35-26 w stanie lanym (rys. 104a) składa się z osnowy (ziarna austenitu), eutektycznych węglików chromu typu M_7C_3 w kształcie płytek, węglików niobu NbC wydzielających się na granicach dendrytów oraz wtórnych, drobnych węglików chromu typu $M_{23}C_6$ wewnątrz dendrytów. Węglik M_7C_3 i NbC cechuje zbliżona objętość względna [123].

Mikrostruktura staliwa G-X10CrNiSiNb32-20 w stanie lanym (rys. 104b) odróżnia się od mikrostruktury staliwa G-X40NiCrSiNb35-26 brakiem eutektycznych węglików typu M_7C_3 i zdecydowanie mniejszą objętością względną węglików $M_{23}C_6$.

Krótki czas wyżarzania staliwa G-X40NiCrSiNb35-26 powoduje (rys. 104b):

- rozrost węglików M_7C_3 oraz jego przemianę w węglik $M_{23}C_6$,
- rozpoczęcie przemiany węglików NbC w fazę Ni–Nb,
- zwiększenie objętości względnej wtórnych węglików $M_{23}C_6$ w porównaniu ze stanem lanym (przed wyżarzaniem).

Kinetyka przemiany węglik M_7C_3 w węglik $M_{23}C_6$ jest większa niż przemiany NbC w fazę Ni–Nb. Jednocześnie objętość względna węglików chromu jest znacznie większa niż cząstek fazy bogatej w nikiel i niob.

W staliwie G-X10CrNiSiNb32-20 stwierdzono przede wszystkim (rys. 104b) początek przemiany węglików NbC w fazę Ni–Nb oraz nieznaczny wzrost zawartości wtórnych węglików $M_{23}C_6$, głównie wewnątrz komórek dendrytycznych. Podstawowym składnikiem fazowym staliwa G-X10CrNiSiNb32-20 są więc wydzielania o dużej zawartości niobu (rys. 104b).

Długotrwałe wyżarzanie staliwa G-X40NiCrSiNb35-26 spowodowało (rys. 104c) całkowitą przemianę węglików eutektycznych NbC w fazę Ni–Nb oraz eutektycznych węglików M_7C_3 w węglik $M_{23}C_6$. Objętość względna węglików $M_{23}C_6$ jest większa niż wydzieleń fazy Ni–Nb. Wyróżnia się wewnątrz-dendrytyczne węgliki $M_{23}C_6$ o dużych rozmiarach oraz drobne, sferoidalne cząstki fazy Ni–Nb, i wtórne węgliki $M_{23}C_6$, o dużym stopniu dyspersji wewnątrz komórek dendrytycznych. Objętość względna węglików $M_{23}C_6$ zmniejszyła się istotnie w porównaniu z początkowym wyżarzaniem w krótkim czasie.

Podstawowe zmiany w morfologii i składnikach fazowych mikrostruktury staliwa G-X10CrNiSiNb32-20 i G-X40NiCrSiNb35-26 w trakcie długoletniego wyżarzania przebiegły w tym samym kierunku, tzn. obserwuje się całkowitą przemianę węglików eutektycznych NbC w fazę Ni–Nb oraz przemianę eutektycznych węglików M_7C_3 w węglik $M_{23}C_6$. Morfologia mikrostruktury obu tych gatunków staliwa po wyżarzaniu różni się jednak istotnie (rys. 104c). Zamiast wtórnych, wewnątrz-dendrytycznych węglików $M_{23}C_6$ o dużej dyspersji występują cząstki fazy bogatej w Ni (trudne do identyfikacji ze względu na małe rozmiary). Wydzielania fazy Ni–Nb są duże i mają nieregularne kształty. Wewnątrz-dendrytyczne węgliki $M_{23}C_6$ mają kształt kulisty i względnie małe rozmiary. Wtórne cząstki fazy Ni–Nb, bogate w Nb o dużym stopniu dyspersji, są rozmieszczone wewnątrz komórek dendrytycznych – blisko granicy międzidendrytycznej. Całkowita objętość względna cząstek fazy Ni–Nb jest znacznie większa niż węglików $M_{23}C_6$, a także większa w porównaniu ze staliwem G-X40NiCrSiNb35-26 (rys. 104c).

5.2. Korozja wysokotemperaturowa

Elementy wyposażenia pieców podczas eksploatacji, podobnie jak wsad, znajdują się w środowisku atmosfery technologicznej – naturalnym bądź sztucznie wytworzonym środowisku gazowym wypełniającym komorę roboczą pieca.

Dobór atmosfery pieca jest bezpośrednio związany z procesem technologicznym obróbki cieplnej. Obrobione cieplnie elementy/wyroby charakteryzują się określonymi właściwościami. Elementy wyposażenia pieca narażone są na oddziaływanie atmosfery technologicznej i temperatury. Długi czas eksploatacji prowadzi do degradacji ich właściwości, m.in. przez korozję wysokotemperaturową.

Korozja wysokotemperaturowa, której wynikiem jest pogorszenie się właściwości mechanicznych i użytkowych elementów wyposażenia pieca lub nawet całkowita ich utrata zachodzi według dwóch różnych mechanizmów, często występujących jednocześnie [46, 111].

1. Reakcje chemiczne przebiegające na powierzchni elementów między ich materiałem i atmosferą technologiczną, które decydują o ubytku ich masy. Produkty reakcji przechodzą do atmosfery lub pozostają na powierzchni i w warstwie wierzchniej podłoża, uprzednio zajmowanych przez materiał rodzimy. Nie pełnią jego funkcji użytkowej ze względu na zasadniczo odmienne właściwości fizyczne i chemiczne.

2. Zmiany właściwości fizycznych i chemicznych staliwa wskutek dyfuzji atomów składników atmosfery w warstwę wierzchnią elementów lub wtórnego oddziaływania materiału podłoża i produktów reakcji chemicznych zachodzących na jego powierzchni. Zmianom tym nie zawsze towarzyszą widoczne ubytki w materiale warstwy wierzchniej elementów.

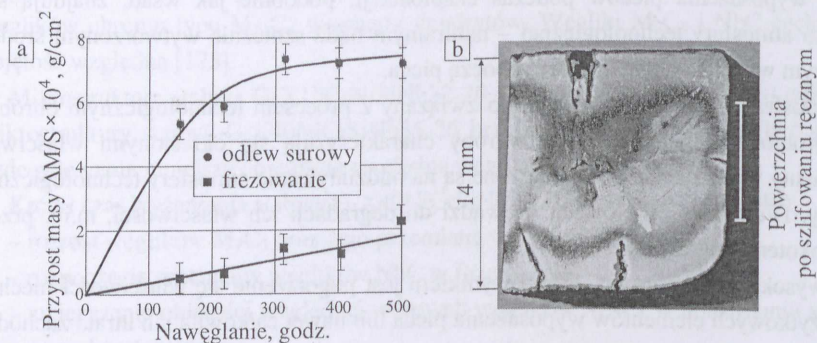
Kinetyka procesów korozji wysokotemperaturowej odlewów w dużym stopniu zależy od stanu technologicznego ich powierzchni. Odporność wyrobów na taką korozję zależy więc od właściwości ich warstwy wierzchniej [124].

Do warstwy wierzchniej odlewów należy warstwa metaliczno-ceramiczna (naskórek odlewniczy), powstała wskutek reakcji chemicznych zachodzących pomiędzy ciekłym metalem i formą podczas krystalizacji i chłodzenia odlewu, a także znajdująca się pod tą warstwą warstwa metalu o grubości ok. 1,5 mm. Właściwości warstw różnią się wyraźnie od właściwości warstw na większej głębokości odlewu, przede wszystkim wskutek mniejszej ich gęstości, spowodowanej m.in. dużą gęstością defektów, głównie mikroradziżn [49, 125].

Prawie cała powierzchnia odlewów wyposażenia pieców jest surowa (wyjątkiem są rury promieniujące, których cała powierzchnia jest obrabiana mechanicznie), dlatego są narażone na znacznie intensywniejszą korozję niż wyroby wykonywane ze stali o takim samym bądź zbliżonym składzie chemicznym. Usunięcie z odlewu warstwy wierzchniej eliminuje to niekorzystne zjawisko (rys. 105). Obróbka mechaniczna powierzchni odlewu, również wskutek wprowadzenia gniotu (utworzenia warstwy Beilby'ego) do warstwy wierzchniej, może znacznie zahamować proces degradacji staliwa w temperaturze do 925°C [126].

Zmniejszenie prędkości procesu korozji przez obróbkę mechaniczną odlewu, choć skuteczne, jest niemożliwe do zastosowania w większości elementów oprzyrządowania technologicznego pieców ze względu na wysoki koszt. Często stosuje się więc inne metody aktywacji

powierzchni odlewu względem środowiska – powłoki ochronne lub utwardzanie powierzchni przez kulowanie [7, 31, 128, 129].



Rys. 105. Kinetyka procesu nawęglania gazowego podłoża staliwa G-X40NiCrSi38-19 o różnym stanie technologicznym powierzchni w temperaturze 900°C (a) [127] oraz makrostruktura poprzecznego przekroju ścianki odlewu palety podstawowej po eksploatacji (b) [7]

Powierzchnia surowego odlewu ma niekorzystny wpływ na właściwości mechaniczne, odporność na korozję i pękanie [7, 43, 70]. Wpływ ten zwiększa się w przypadku odlewów cienkościennych, a takie są zwykle odlewy wyposażenia pieców.

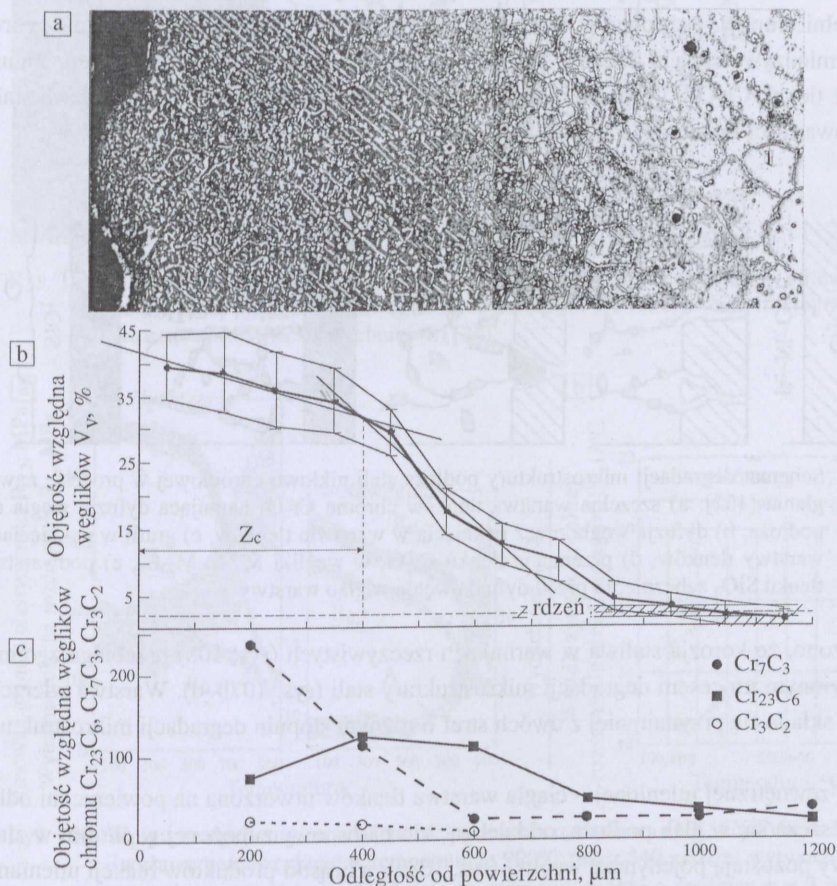
W procesach obróbki cieplno-chemicznej degradacja mikrostruktury i właściwości użytkowych elementów wyposażenia pieców w wyniku korozji wysokotemperaturowej przebiega najintensywniej. Stosowane podczas obróbki cieplno-chemicznej atmosfery są mieszaninami gazów dyfundujących do warstwy wierzchniej elementów wyposażenia pieców. Wchodzą one w reakcje chemiczną z materiałem podłoża i tworzą obszar korozji wewnętrznej bądź niekorzystnie zmieniają właściwości fizyczne i chemiczne tylko ich powierzchni.

Nawęglanie jest najpowszechniej stosowanym procesem obróbki cieplno-chemicznej. Oddziaływanie atmosfery nawęglającej na warstwy wierzchnie elementów wyposażenia pieców i zmiana ich właściwości użytkowych powodują silną korozję wysokotemperaturową odlewów w piecach do obróbki cieplnej [7].

Korozja staliwa w atmosferze nawęglającej. W trakcie eksploatacji wyposażenia pieców do nawęglania jednocześnie zachodzą zmiany mikrostruktury ich materiału wywołane procesami starzenia oraz tworzeniem się nawęglonej warstwy wierzchniej (rys. 106). Warstwę nawęgloną cechuje większa zawartość węglików chromu niż rdzeń (rys. 106a i 107) oraz osnowa o małej odporności na korozję [7, 130, 131]. Proces nawęglania warstwy wierzchniej podłoża/wyrobu jest kontrolowany dordzeniową dyfuzją węgla, w którym można wyróżnić następujące okresy [130]:

- adsorpcji wolnych atomów węgla na powierzchni podłoża,
- dyfuzji węgla w głąb podłoża i rozpuszczania się w osnowie – przesyconym roztworze stałym,
- wydzielania się węglików $M_{23}C_6$ z przesyconego roztworu stałego i ich wzrost,

- przemiany węgla $M_{23}C_6$ w węglík M_7C_3 po uzyskaniu określonego stężenia węgla w roztworze stałym (rys. 106b),
- przesunięcia frontu dyfuzji w głąb materiału podłoża wraz ze wzrostem stężenia węgla.

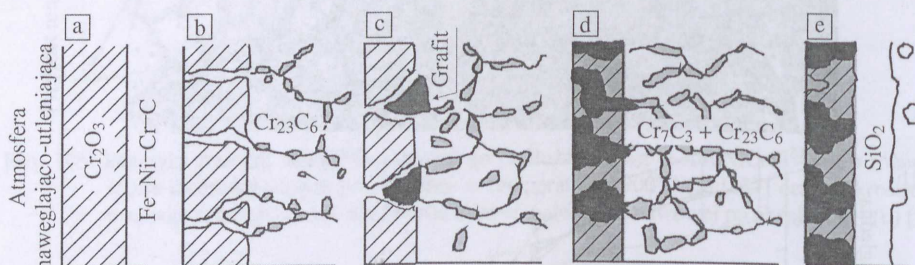


Rys. 106. Mikrostruktura warstwy wierzchniej staliwa 0,05%C-41%Ni-26,5%Cr po nawęglaniu gazowego w temperaturze 900°C przez 500 godzin [7]: a) przekrój poprzeczny warstwy, b) objętość względna węglików w przekroju warstwy: Z_c – głębokość warstwy nawęglonej o stałym stężeniu węgla, c) objętość względna poszczególnych węglików chromu w przekroju warstwy

Duże stężenie węgla w warstwie nawęglonej powoduje rozpad cząstek faz G i σ występujących w mikrostrukturze staliwa. Te bezwęglowe fazy międzymetaliczne karbonizują się w obecności węgla. Ulegają przemianie w węglík chromu, na przykład $Cr_{23}C_6$ [130].

Tlen w atmosferze nawęglającej pieca zakłóca przebieg procesu nawęglania stali austenicznej (rys. 107). Na powierzchni podłoża wytwarza się stabilna i zwarta warstwa tlenków Cr_2O_3 (rys. 107a), która skutecznie chroni materiał podłoża przed dyfuzją węgla w temperaturze do 1050°C. Warstwa ta przestaje odgrywać rolę ochronną po spękaniu (rys. 107b) wskutek

występowania naprężeń cieplnych i mechanicznych oraz przemian fazowych podczas pracy. Powoduje to osadzanie się węgla (grafitu) w szczelinach i porach warstwy tlenkowej (rys. 107c) – oddziaływanie katalityczne niklu zawartego w osnowie stali. Powyżej temperatury 1050°C tlenek Cr_2O_3 ulega przemianie w węgliki Cr_3C_2 lub Cr_7C_3 (rys. 107d) i zgorzelina przestaje pełnić funkcję ochronną podłoża stali. Stal przed nawęglaniem może również chronić ciągła, międzywarstwa z tlenków SiO_2 (rys. 107e) cechujących się wyższą temperaturą rozpadu niż tlenek Cr_2O_3 . Tworzenie się tej międzywarstwy stwierdzono w gatunkach stali/staliwa o zawartości krzemu $> 2,5\text{--}3,0\%$ [126].



Rys. 107. Schemat degradacji mikrostruktury podłoża stali niklowo-chromowej w procesie nawęglania [132]: a) szczelna warstwa tlenków chromu Cr_2O_3 hamująca dyfuzję węgla do podłoża, b) dyfuzja węgla przez pęknięcia w warstwie tlenków, c) grafity w pęknięciach warstwy tlenków, d) przemiana tlenku Cr_2O_3 w węgliki M_7C_3 , M_{23}C_6 , e) podwarstwa tlenku SiO_2 zabezpieczająca przed dyfuzją węgla w głąb warstwy

Stwierdzono, że korozja staliwa w warunkach rzeczywistych (rys. 108) przebiega zgodnie z przedstawionym procesem degradacji mikrostruktury stali (rys. 107b–d). Warstwa wierzchnia odlewu składa się przynajmniej z dwóch stref o różnym stopniu degradacji mikrostruktury (rys. 108):

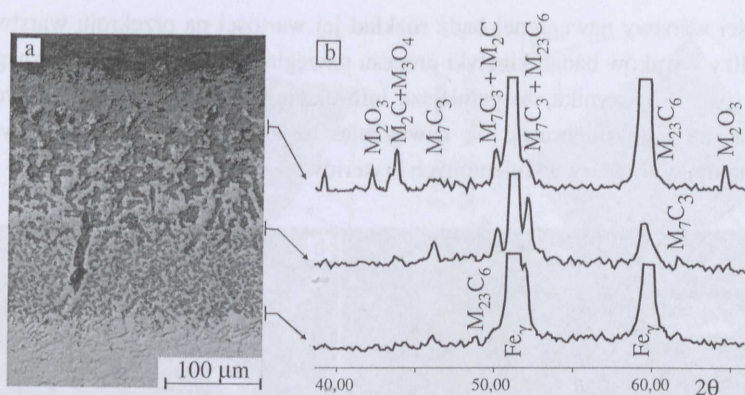
a) strefy zewnętrznej utlenionej – ciągła warstwa tlenków utworzona na powierzchni odlewu przemieszcza się w głąb podłoża, oddzielając ziarna osnowy zubożonej w chrom: w ziarnach osnowy pozostają pojedyncze węgliki (rys. 108a), a cząstki produktów reakcji utleniania są najczęściej tlenkami typu M_2O_3 i M_3O_4 (rys. 108b);

b) strefy wewnętrznej nawęglonej – występują węgliki chromu typu M_7C_3 , M_{23}C_6 i M_2C (rys. 108b).

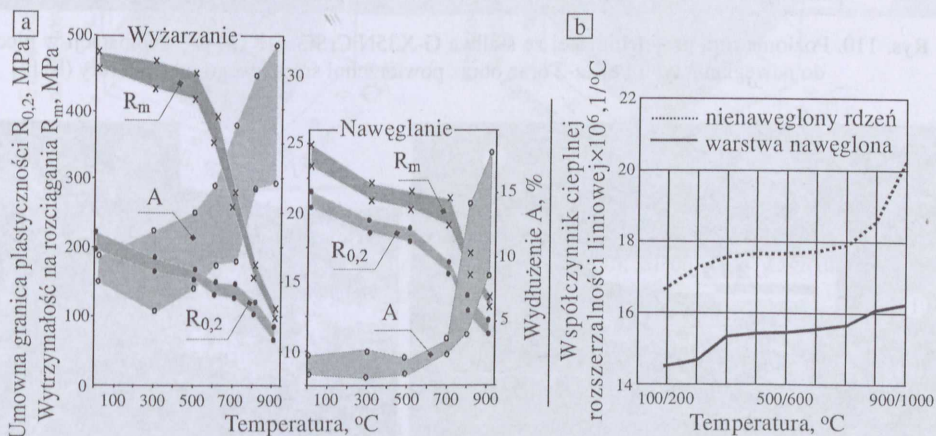
Niekorzystny wpływ obecności warstwy nawęglonej na właściwości użytkowe elementu/odlewu można rozpatrywać w skali:

a) makro – właściwości mechaniczne (rys. 109a) i fizyczne warstwy nawęglonej (np. wartość współczynnika cieplnej rozszerzalności liniowej – rys. 109b – i przewodności cieplnej) są mniejsze niż wartości te dla materiału nienawęglanego [130]);

b) mikro – naprężenia własne powstające na granicach międzyfazowych węglików i osnowy powodują, że nawet mała zmiana temperatury pracy sprzyja zarodkowaniu i rozwojowi pęknięć w nawęglonym materiale warstwy wierzchniej [34] (rozdz. 5.3).



Rys. 108. Mikrostruktura warstwy wierzchniej staliwa G-X35NiCrSi36-18 (a) – odlew wirnika po czasie pracy w piecu do nawęglania wynoszącym 1,5 roku, oraz dyfraktogramy międzywarstw w warstwie wierzchniej (b) [24]



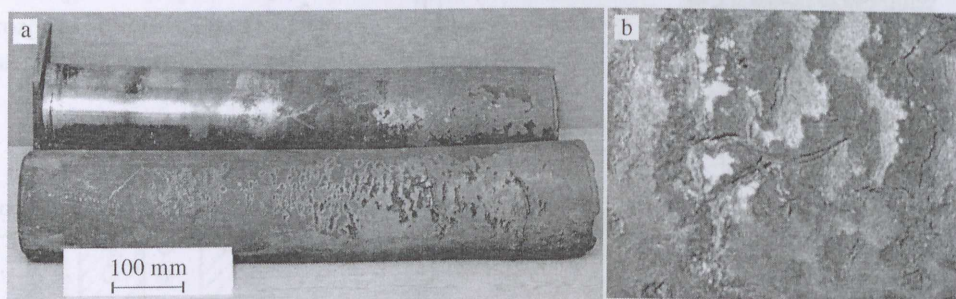
Rys. 109. Wpływ temperatury na właściwości mechaniczne staliwa G-X35NiCrSi36-18 (a) [117]: (wyżarzanie/nawęglanie w temperaturze 900°C przez 340 godzin; wytworzono warstwę nawęgloną o głębokości ok. 1 mm na przekroju próbki o średnicy $\phi = 3$ mm); zmiana wartości współczynnika cieplnej rozszerzalności liniowej w warstwie nawęglonej i nienawęglonym rdzeniu ze staliwa G-X40CrNiSi25-20 (b) [133]

Nierównomierny rozkład wartości temperatury w komorze pieca oraz niewłaściwy obieg atmosfery nawęglającej to częste przyczyny powstawania obszarów o większym stopniu uszkodzenia korozyjnego w elementach wyposażenia pieców (rys. 110–112).

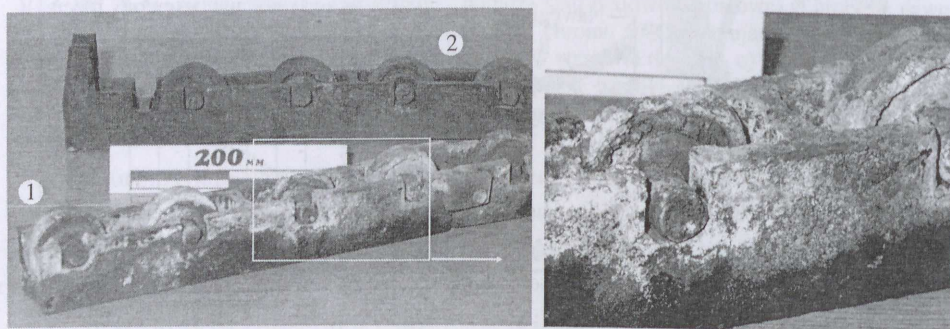
Analiza wyników badań potwierdza niemożność wyeliminowania nawęglania się odlewów wyposażenia w piecach do nawęglania przez dobór składu chemicznego staliwa, natomiast stwarza podstawy do jego ograniczania. Ustalono, że dodatki stopowe w stopach żarowytrzymałych charakteryzują się przedziałami wartości zawartości, dla których stopień ich oddziaływanie na poprawę odporności na nawęglanie jest największy (rys. 83).

Podstawowym kryteriami oceny odporności stopów na korozję wysokotemperaturową – nawęglanie – są: przyrost masy, głębokość warstwy nawęglonej, objętość względna węglików

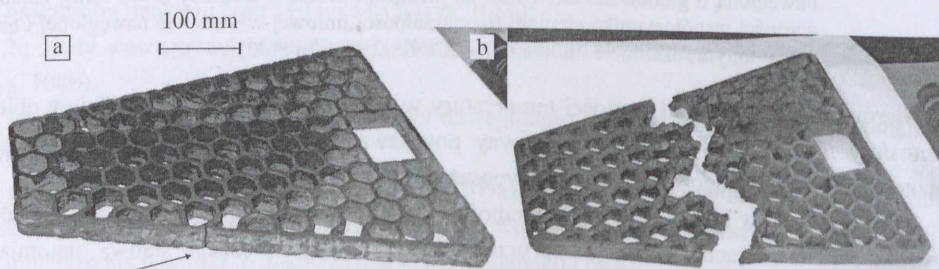
w określonej objętości warstwy nawęglonej bądź rozkład jej wartości na przekroju warstwy [7, 112, 130]. Z analizy wyników badań kinetyki procesu nawęglania staliwa austenitycznego pierwszej generacji (rys. 113) wynika, że pełniejszą informację o wpływie poszczególnych dodatków stopowych na jego odporność na nawęglanie uzyskuje się po jednoczesnym uwzględnianiu przynajmniej dwóch z wymienionych kryteriów.



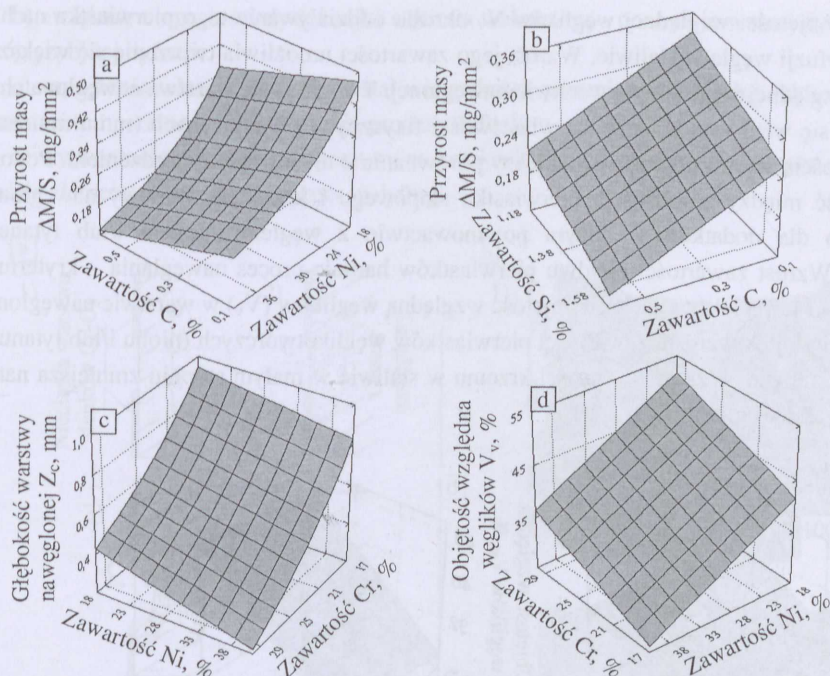
Rys. 110. Pozioma rura promieniująca ze staliwa G-X35NiCrSi36-18 (a) po eksploatacji w piecu do nawęglania typu PeKat-2 oraz obraz powierzchni środkowego odcinka rury (b) [7]



Rys. 111. Zużyte fragmenty członu środkowego (1) i tylnego (2) toru rolkowego (rys. 12c) ze staliwa G-X35NiCrSi36-18 [7]



Rys. 112. Paleta z oprzyrządowania technologicznego pieca węglowego do nawęglania ze staliwa G-X35NiCrSi36-18 po eksploatacji [23]: a) 5 miesięcy, → pęknięcie, b) 8 miesięcy – wycofana z eksploatacji

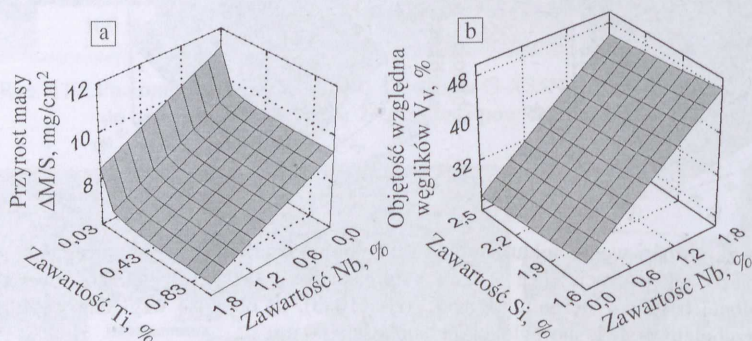


Rys. 113. Wpływ zawartości węgla, niklu, chromu i krzemu na kinetykę procesu nawęglania staliwa pierwszej generacji* [7]: a, b) – przyrost masy ($\Delta M/S$), c) głębokość warstwy nawęglonej o stałym stężeniu węgla Z_c (rys. 105b), d) objętość względna węglików w wierzchniej warstwie nawęglonej o głębokości 100 μm

Przyjmując za kryterium oceny stopnia oddziaływania poszczególnych dodatków stopowych przyrost masy ($\Delta M/S$), stwierdzono, że zmniejszenie jego wartości uzyskano wskutek zwiększenia zawartości niklu, krzemu i węgla w materiale odlewów (rys. 113a, b). Są to pierwiastki zmniejszające rozpuszczalność węgla i prędkość dyfuzji jego atomów w austenicie. Uwzględniając kryterium doboru głębokości warstwy Z_c (rys. 113c) i objętości względnej węglików V_v (rys. 113d), ustalono istotny wpływ zawartości chromu i niklu na odporność staliwa na nawęglanie (rys. 113c i d). Oddziaływanie zawartości niklu na ich wartość jest w obydwu przypadkach zgodne i korzystne ze względu na zwiększenie odporności na nawęglanie staliwa – wzrost zawartości Ni w staliwie zmniejsza głębokość warstwy nawęglonej i zmniejsza objętość względną węglików, a podwyższanie zawartości chromu w staliwie prowadzi do zmniejszenia głębokości warstwy nawęglonej. Stwierdzono również większą zawartość węglików chromu w podpowierzchniowej strefie warstwy, dlatego modyfikacja składu chemicznego staliwa powinna uwzględniać przede wszystkim zwiększenie zawartości niklu (rys. 113a, c i d) i krzemu (rys. 113b). Dzięki temu uzyskuje się wzrost odporności na nawęglanie staliwa bez „przewęglenia” warstwy nawęglonej (dużego nasycenia węglem podpowierzchniowego obszaru odlewu). Wpływ chromu na wartość głębokości warstwy nawę-

* Badania prowadzono dla staliwa 18–40% Ni, 17–30% Cr, 0,05–0,6% C, 1,16–1,65% Si. Nawęglanie w temperaturze 900°C przez 500 godzin. Potencjał węglowy – 0,9%.

glonej Z_c i objętości względnej węglików V_v określa oddziaływanie tego pierwiastka na hamowanie dyfuzji węgla w staliwie. Wzrost jego zawartości umożliwia tworzenie się większej objętości względnej węglików w warstwie nawęglonej. Tworząca się warstwa nawęglona charakteryzuje się więc większą różnicą właściwości fizycznych i chemicznych (m.in. mniejszą żaroodpornością i odpornością na pękanie) w porównaniu z nienawęglonym rdzeniem. Podobną zależność między zawartością pierwiastka stopowego i kształtem warstwy nawęglonej stwierdzono dla dodatków o dużym powinowactwie z węglem: niobem i/lub tytanem (rys. 114). Wzrost zawartości obydwu pierwiastków hamuje proces nawęglania – kryterium $\Delta M/S$ (rys. 114a), a także zwiększa objętość względną węglików (V_v) w warstwie nawęglonej (rys. 114b) wskutek wzrostu zawartości pierwiastków węglkotwórczych (niobu i/lub tytanu + chromu) w staliwie. Wzrost zawartości krzemu w staliwie w małym stopniu zmniejsza natomiast zawartość węglików (rys. 114b).



Rys. 114. Wpływ tytanu, niobu i krzemu na przyrost masy i objętość względną węglików w nawęglanym staliwie 30% Ni–18% Cr [7, 134]; nawęglanie w temperaturze 900°C przez 300 godzin; potencjał węglowy – 0,9%

Odlewy wyposażenia pieców ze staliwa austenitycznego stosowane w atmosferach nawęglających o aktywności węgla > 1 również są narażone na korozję lokalną (ang. *metal dusting*) – rysunek 115 – zachodzącą w temperaturze 400–1000°C [135–140]. Ujawnia się ona selektywnym ubytkiem staliwa w przekroju ścianki elementów (rys. 115b) i powoduje szybkie niszczenie instalacji przemysłowych pracujących w wysokiej temperaturze. We wżerach o kształcie półkulistym (rys. 115) osiadają nanocząstki węgla, metalu i węglików o wymiarach 10–100 nm. Jednym ze sposobów zapobiegania takiej korozji jest wytworzenie na powierzchni elementów/wyrobów warstwy tlenków Cr_2O_3 lub Al_2O_3 przed rozpoczęciem ich eksploatacji.

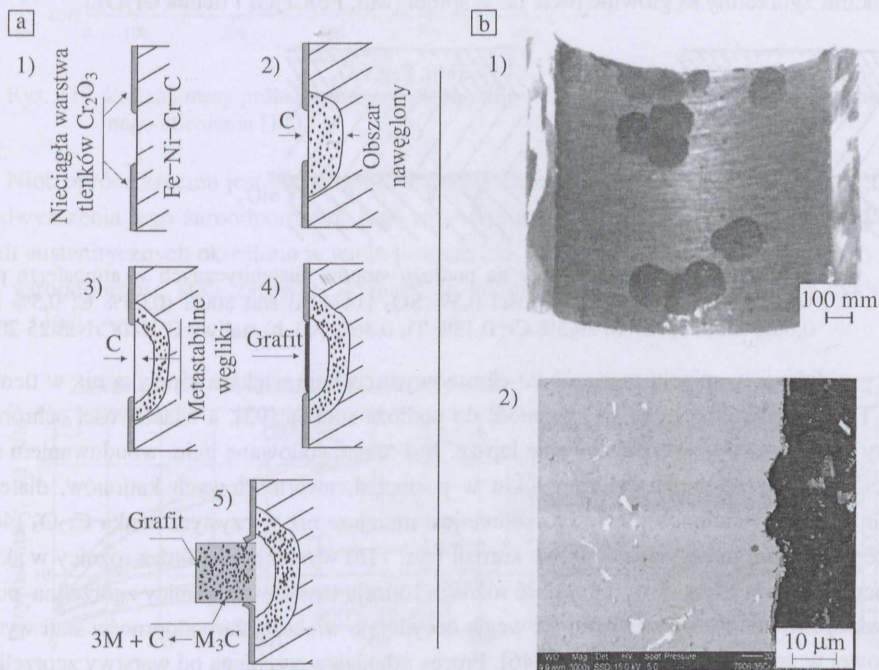
Kinetyka procesu wzrostu warstwy nawęglonej na podłożu stalowym zwiększa się wówczas, gdy zmiany wartości temperatury są cykliczne. Główne czynniki przyspieszające procesy dyfuzyjne w takich warunkach eksploatacji są następujące [141]:

a) rozdrobnienie ziarna – wielokrotne przekształcanie ziarn austenitu prowadzi do wzrostu dyfuzji wzdłuż ich granic;

b) zwiększenie gęstości dyslokacji i stężenia wakansów – powoduje wzrost dyfuzji wzdłuż dróg szybkiej dyfuzji;

c) naprężenia własne powstałe w staliwie wskutek przemian fazowych i cyklicznej zmiany wartości temperatury – przyspieszają procesy dyfuzji;

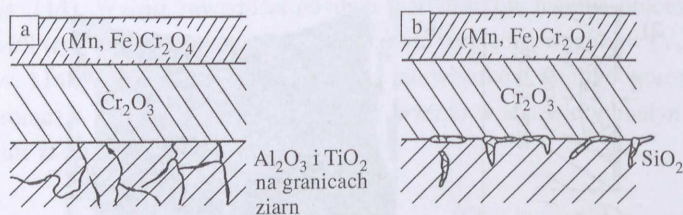
d) wytworzenie gradientu temperatury na przekroju nagrzewanego/chłodzonego z dużą prędkością elementu – przyspiesza procesy dyfuzji.



Rys. 115. Schemat procesu korozji lokalnej [133]: a.1) nieciągłości warstwy tlenków, a.2) dyfuzja węgla do podłoża, a.3) tworzenie niestabilnych węglików przejściowych, a.4) osadzanie grafitu, a.5) osadzanie grafitu na cząsteczkach metalu, b) wżery korozyjne: 1 – na wewnętrznej powierzchni rury ze staliwa HK40 powstałe w temperaturze ok. 600°C [138], 2 – na powierzchni podłoża staliwa 0,12%C-45,5%Ni-33,3%Cr-1%Nb; wyżarzanie w atmosferze 80% CO + 20% H_2 w temperaturze 850°C przez 100 godzin [140]

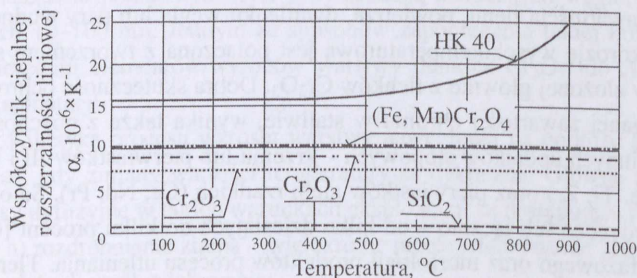
Korozja staliwa w atmosferze utleniającej. Większość środowisk gazowych, w których pracują odlewy, cechuje się zawartością tlenu, powietrza, dwutlenku węgla lub pary wodnej, dlatego dobra odporność na korozję wysokotemperaturową jest połączona z tworzeniem się na ich powierzchni zgorzeliny złożonej głównie z tlenków Cr_2O_3 . Dobra skuteczność ochrona zgorzeliny, oprócz wymaganej zawartości chromu w staliwie, wynika także z obecności w jego składzie chemicznym innych dodatków stopowych – krzemu lub pierwiastków III i IV grupy układu okresowego (Nb, Ti, Zr) oraz pierwiastków ziem rzadkich (Ce, Nd, Pr). Są one wprowadzane do staliwa pojedynczo lub łącznie – od kilku dziesiątych do kilku procent [6], i umożliwiają zmianę składu fazowego oraz morfologii produktów procesu utleniania. Tlenki innych metali niż chrom są bardziej stabilne termodynamicznie w porównaniu z tlenkami chromu Cr_2O_3 .

Żarowytrzymałe staliwo austenityczne stosowane obecnie w piecach do obróbki cieplnej charakteryzuje się dobrą żaroodpornością (rys. 80). Tworząca się na powierzchni elementów wyposażenia zgorzelina składa się z wielu składników fazowych – tlenków i/lub sporadycznych węglików, siarczków i azotków. Wydzielenia tych faz mogą być obecne w tej warstwie i/lub podłożu. Grubość zgorzeliny wynosi od 1 μm do 100 μm [142]. Budowa zgorzeliny, niezależnie od materiału podłoża – stal lub staliwo austenityczne – jest podobna (rys. 116). Składnikami zgorzeliny są głównie dwie fazy: spinel $(\text{Mn, Fe})\text{Cr}_2\text{O}_4$ i tlenek Cr_2O_3 .

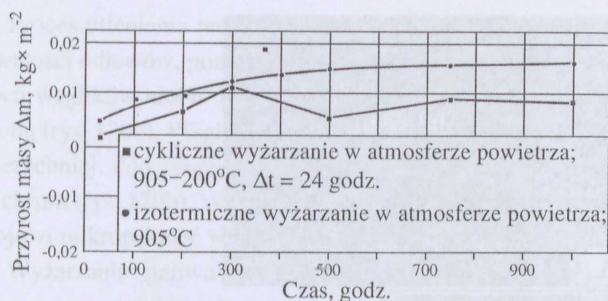


Rys. 116. Schemat tworzenia zgorzeliny na podłożu stopów austenitycznych w atmosferze powietrza i powietrza o zawartości 0,5% SO_2 [143]: a) stal 800H (0,05% C; 0,5% Si; 0,66% Mn; 31,3% Ni; 20,5% Cr; 0,48% Ti; 0,36% Al), b) staliwo G-X40CrNiSi25-20

Procesy dyfuzji w spinelu manganowo-chromowym cechuje większa kinetyka niż w tlenku Cr_2O_3 . Taka warstwa ma małą przyczepność do podłoża staliwa [93], a właściwości ochronne warstwy tlenków Cr_2O_3 są zdecydowanie lepsze. Jest to spowodowane m.in. wbudowaniem się do sieci krystalicznej tlenku żelaza i niklu w postaci dwuwartościowych kationów, dlatego stężenie wakansów kationowych w zgorzelinie jest mniejsze niż w czystym tlenku Cr_2O_3 [46]. Różnice w składzie fazowym produktów korozji (rys. 116) wynikają również z różnicy w składzie chemicznym stali i staliwa. Obecność różnego rodzaju tlenków na granicy zgorzelina-podłoże i zdecydowanie mniejsza zawartość węgla decydują o większej żaroodporności stali wysokostopowej w porównaniu ze staliwem [46]. Proces utleniania przebiega od warstwy zgorzeliny wzdłuż granic ziarn austenitu. Utlenieniu ulegają węgliki i obszary ziarn austenitu zubożonego w chrom, powstałe wskutek jego wydzielania się w postaci węglików w granicach ziarn austenitu [46]. Wartości współczynnika cieplnej rozszerzalności liniowej związków tworzących zgorzelinę i podłoże staliwne znacznie się różnią (rys. 117). Powoduje to, że zgorzelina łatwo pęka i się łuszczy, zwłaszcza wskutek obecności naprężeń między zgorzeliną i podłożem metalicznym, np. podczas zmiany temperatury pracy odlewów (rys. 118).

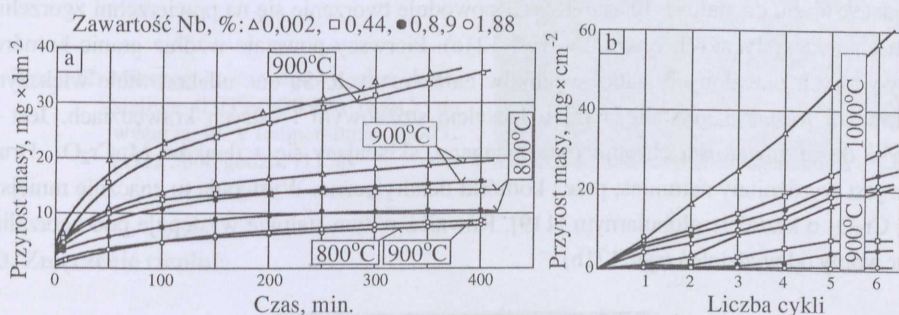


Rys. 117. Współczynnik rozszerzalności cieplnej składników fazowych zgorzeliny i podłoża staliwnego G-X40CrNiSi25-20 w zależności od temperatury [143]



Rys. 118. Zmiana masy próbek wykonanych ze staliwa HK40 w wyniku cyklicznego i izotermicznego utleniania [143]

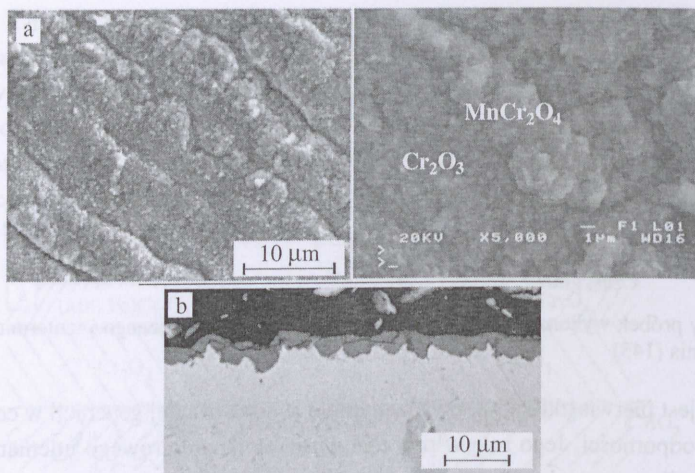
Niob oprócz krzemu jest pierwiastkiem wprowadzanym do staliwa drugiej generacji w celu podwyższenia jego żaroodporności. Jego rolę w procesie wysokotemperaturowego utleniania stali austenitycznych określono w wielu pracach [93, 114–116], stwierdzając korzystny wpływ na żaroodporność stali zarówno w procesie utleniania izotermicznego, jak i cyklicznego (rys. 119).



Rys. 119. Kinetyka procesu utleniania stali 15%Cr-15%Ni izotermicznego (a) i cyklicznego (b) [144]

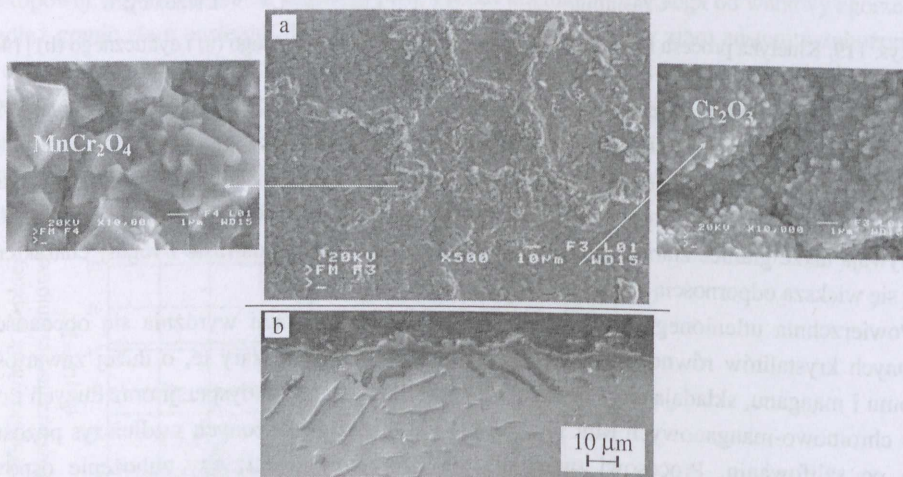
Niob pośrednio oddziałuje na wzrost odporności stali 15%Cr-15%Ni na utlenianie (rys. 119). Obecność rozpuszczonego niobu w roztworze stałym austenitu ułatwia powstawanie ochronnej warstwy Cr_2O_3 na granicy metal–tlenek metalu. Przeciwdziała to także zubożeniu austenitu w chrom wskutek większego powinowactwa węgla do tworzenia węglików niobu. Ważną rolę odgrywają także granice ziarn w procesie utleniania. Stopy drobnodziarniste z reguły charakteryzują się większą odpornością korozyjną [46].

Powierzchnia utlenionego podłoża staliwa pierwszej generacji wyróżnia się obecnością drobnych krystalitów równomiernie rozłożonych (rys. 119). Obszary te, o dużej zawartości chromu i manganu, składają się z tlenków Cr_2O_3 o dużym stopniu dyspersji oraz dużych tlenków chromowo-manganowych MnCr_2O_4 (rys. 120a) – rozmieszczonych wzdłuż rys pozostałych po szlifowaniu. Procesowi tworzenia się zgorzeliny towarzyszy zubożenie osnowy w chrom w obszarze bezpośrednio do niej przylegającym [68] – powstaje strefa wolna od wydzieleni (rys. 120b).



Rys. 120. Obraz powierzchni zgorzeliny (a) oraz mikrostruktury warstwy na podłożu staliwa 30%Ni-18%Cr (b) [68]; utlenianie izotermiczne w temperaturze 900°C przez 24 godziny

Dodatek niobu do staliwa 30%Ni-18%Cr powoduje tworzenie się na powierzchni zgorzeliny dwóch charakterystycznych obszarów (rys. 121a). Pierwszy powstaje wzdłuż granic komórek dendrytycznych określonych siatką węglików eutektycznych. Są one udekorowane większymi spinelowymi formami krystalicznymi o kształcie stożkowym i ostrych krawędziach. Jest to obszar o dużej zawartości chromu oraz manganu, składający się z tlenków MnCr_2O_4 . Drugi obszar jest wyróżniony natomiast przez komórki dendrytyczne. Występują tu znacznie mniejsze tlenki Cr_2O_3 o kształcie globularnym [119]. Również w tym staliwie występuje pod zgorzeliną obszar wolny od wydzieleni (rys. 121b).

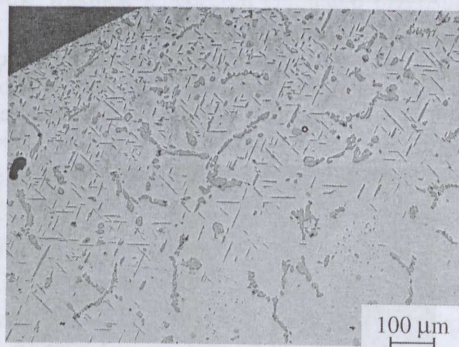


Rys. 121. Obszar powierzchni zgorzeliny (a) oraz przekrój poprzeczny warstwy (b) na staliwie 30%Ni-18%Cr z dodatkiem 1,84% Nb [68]; utlenianie izotermiczne w temperaturze 900°C przez 24 godziny

Proces utleniania wewnętrznych węglików (rys. 121b) jest zjawiskiem niekorzystnym dla trwałości odlewów, ponieważ korozja wewnętrzna przebiega wzdłuż wydzielonych eutektycznych węglików niobu. Utlenianie wewnętrzne węglików stwierdzono w staliwie bez dodatku niobu (rys. 120b). Węgliki podczas tworzenia się zgorzeliny ulegają rozpuszczeniu w warstwie wierzchniej. Pod zgorzeliną (od granicy tlenki–podłoże) znajduje się strefa osnowy zubożona w chrom (rys. 120b). Wewnętrzne utlenianie się węglików może sprzyjać zarodkowaniu i rozwojowi mikropęknięć w odlewach pracujących w zmiennym polu wartości temperatury.

Wyżarzanie staliwa przez długi czas w temperaturze 1000°C i wyższej, w atmosferze o ograniczonym dostępie powietrza powoduje dyfuzję azotu do wierzchniej warstwy podłoża. Tworzą się azotki chromu lub węglikoazotki chromu typu $M_2(C,N)$ [76, 115] o kształcie iglastym (rys. 122).

Rys. 122. Mikrostruktura warstwy wierzchniej staliwa 0,03%C-30%Ni-18%Cr po wyżarzaniu w temperaturze 1000°C przez 3000 godzin [115]



5.3. Zmęczenie cieplne

Zmęczenie cieplne materiału elementów wyposażenia pieców powoduje ciągle zmniejszanie się właściwości użytkowych spowodowane zarodkowaniem i propagacją pęknięć pod wpływem cyklicznej zmiany wartości temperatury (obciążeniem cieplnym*). Efektem zmęczenia cieplnego elementów są więc pęknięcia (rys. 123 i 124) lub/i zmiany ich rozmiarów (rys. 125).

Odporność na zmęczenie cieplne zależy od wielu czynników, które można ująć w następujące grupy [146–148]:

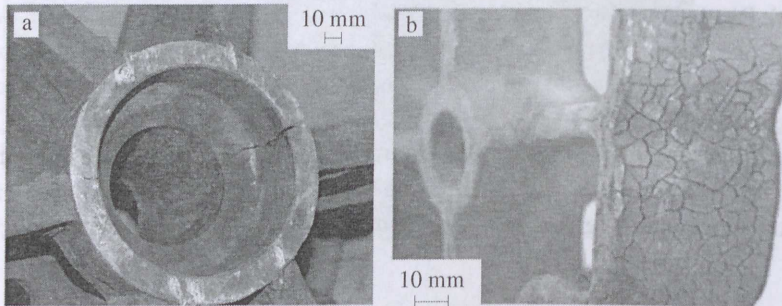
a) czynniki charakteryzujące wymianę ciepła między elementami wyposażenia i atmosferą technologiczną pieca – wartość ciepła właściwego i gęstości oraz współczynników wymiany ciepła, cieplnej rozszerzalności liniowej i przewodnictwa cieplnego;

b) czynniki geometryczne – wymiary i kształt elementów, stan powierzchni oraz proporcja pola ich powierzchni do objętości;

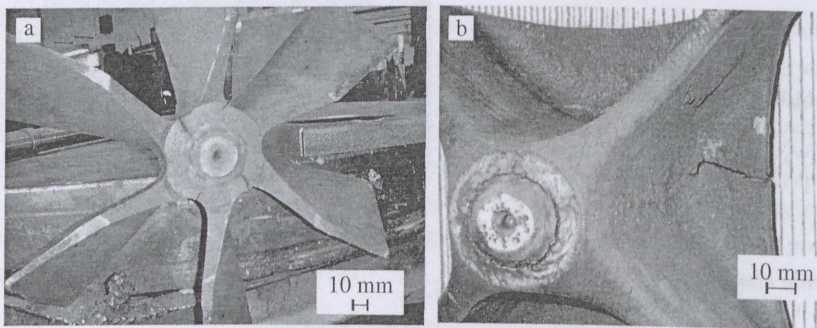
c) czynniki materiałowe – skład chemiczny i mikrostruktura staliwa oraz jego właściwości mechaniczne;

* Obciążenie cieplne [145] – nagrzewanie lub chłodzenie elementu wywołujące określone pole temperatury $T = f(x, y, z, \tau)$, gdzie: x, y, z – współrzędne układu przestrzennego, τ – czas.

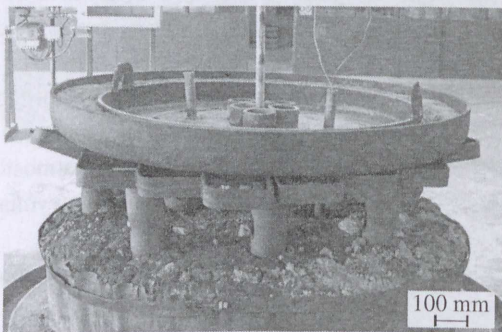
d) parametry cyklu cieplnego oraz wpływ atmosfery technologicznej na właściwości elementów.



Rys.123. Pęknięcia ścianki odlewu podstawy (staliwo G-X40NiCrSiNb35-26) o wymiarach 890 × 220 mm oprzyrządowania technologicznego pieca węglowego do nawęglania (a) oraz powierzchniowa siatka pęknięć w odlewie palety (stop niklu G-NiCr28W) o wymiarach 600 × 600 × 45 mm pieca próżniowego do obróbki cieplnej narzędzi (b) [23]



Rys. 124. Pęknięcia wirników wymuszających obieg atmosfery piecowej [23]: a) na krawędzi głowicy, b) w spawie łączącym wał z wirnikiem oraz w żebrze; staliwo GX40NiCrSiNb38-19



Rys.125. Odkształcenie odlewu palety o wymiarach 1303 × 672 × 50 mm oraz pierścienia uszczelniającego o wymiarach 1320 × 130 mm – piec próżniowy kołpakowy [23]; staliwo G-X40NiCrSiNb35-26

Pola naprężeń własnych wywołane w elementach wyposażenia w cyklach cieplnych – nagrzewanie i chłodzenie – można klasyfikować następująco [146–148]:

a) makronapężenia – powstają wskutek gradientu temperatury między ściankami o różnej grubości i na ich przekroju oraz przez całkowite lub częściowe ograniczenia rozszerzania bądź skurczu współpracujących elementów wyposażenia;

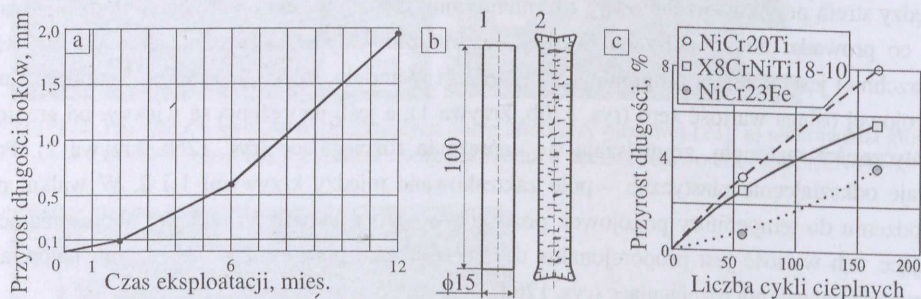
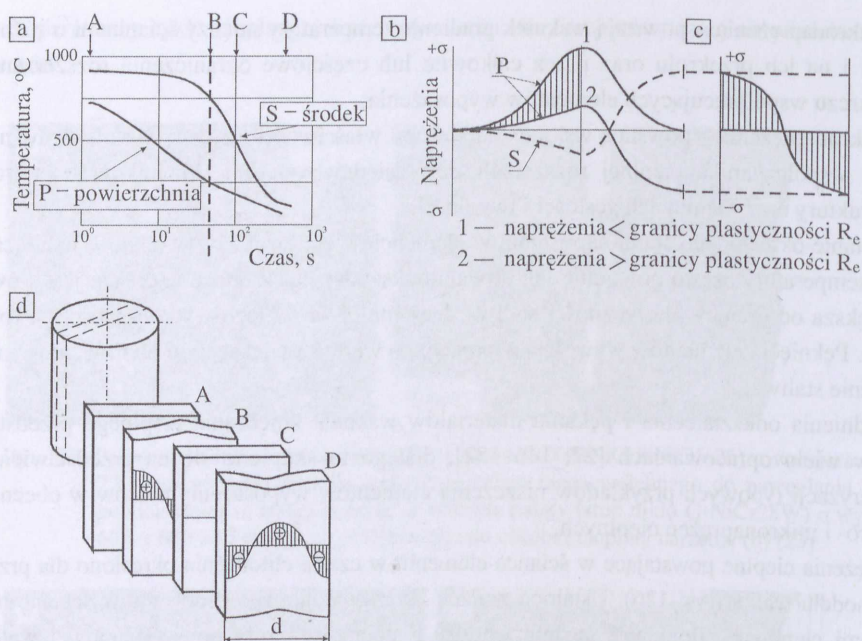
b) mikronapężenia – powstają wskutek anizotropii właściwości fizycznych staliwa: różnic wartości współczynnika cieplnej rozszerzalności sąsiednich ziarn i składników fazowych mikrostruktury oraz różnicy ich gęstości i twardości.

Powstanie określonego stanu naprężenia w elemencie wyposażenia wywołanego cykliczną zmianą temperatury często powoduje jego trwałe odkształcenie. Wartość naprężeń jest wówczas większa od granicy plastyczności staliwa, lecz mniejsza od jego wytrzymałości na rozciąganie. Pęknięcia elementów wywołają naprężenia o wartości większej od wytrzymałości na rozciąganie staliwa.

Zagadnienia odkształcenia i pękania materiałów wskutek zmęczenia cieplnego przedstawiono w wielu opracowaniach [27, 146–152], dlatego tu skupiono się na przedstawieniu charakterystyki typowych przykładów niszczenia elementów wyposażenia pieców w obecności makro- i mikronaprężeń cieplnych.

Naprężenia cieplne powstające w ściance elementu w czasie chłodzenia określono dla przyjętego modelu wałka (rys. 126). Ustalono zmianę kształtu wałka spowodowaną wyłącznie naprężeniami cieplnymi. Ponieważ średnia wartość temperatury strefy powierzchniowej wałka podczas chłodzenia obniża się szybciej niż w rdzeniu, w strefie tej warstwy powstają naprężenia rozciągające, natomiast w rdzeniu – naprężenia ściskające (rys. 126a, b). Skurcz strefy przypowierzchniowej nie przebiega więc swobodnie. Przeciwdziała zmniejszeniu jej objętości, wciąż większa objętość rdzenia jest wywołana wyższą temperaturą. Różnica wartości temperatury między strefą przypowierzchniową i rdzeniem zmniejsza się w miarę dalszego chłodzenia wałka, co prowadzi do zmniejszenia wartości naprężenia. Gdy wartość naprężenia w warstwie wierzchniej jest mniejsza od granicy plastyczności materiału, to po chłodzeniu do temperatury pokojowej osiąga wartość zero (rys. 126b, krzywa 1), a jeśli naprężenia są większe od granicy plastyczności materiału, zmniejszają się naprężenia rozciągające (rys. 126b, krzywa 2). Powstaje odkształcenie plastyczne – pole zakreskowane między krzywymi 1 i 2. W wałku, po chłodzeniu do temperatury pokojowej, pozostają w jego warstwie wierzchniej naprężenia ściskające. Ich wartość jest proporcjonalna do odkształcenia plastycznego. W rdzeniu natomiast występują naprężenia rozciągające (rys. 126d).

Trwałe zniekształcenie wałka wskutek cyklicznego nagrzewania/chłodzenia może być także spowodowane kumulacją innych procesów zachodzących w staliwie w każdym cyklu zmiany wartości temperatury, np. zwiększania objętości elementów spowodowane tworzeniem się nowych pęknięć oraz łączeniem się mikroszczelin i porów (rys. 127). Stopień degradacji elementów wyposażenia pieców jest więc determinowany przede wszystkim parametrami cyklu cieplnego, kinetyką procesu zmęczenia cieplnego, składem chemicznym staliwa (rys. 127c) oraz kształtem i wymiarami elementów [147].



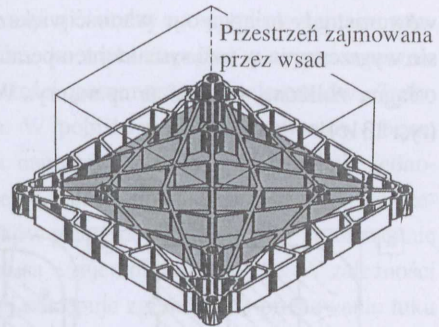
Rys. 127. Przyrost długości palety podstawowej (rys. 27a) w funkcji czasu eksploatacji pieca do nawęglania (a) [23] oraz zniekształcenie elementu ze stopu NiCr20Ti (b) i zmiana jego wymiarów w wyniku zmęczenia cieplnego (b): 1 – przed badaniem, 2 – po zakończeniu badań; 500 cykli – 900°C/woda, a także wpływ cykli cieplnych na zmianę długości próbek wykonanych z różnych stopów (c) [154]

W oprzyrządowaniu technologicznym z użyciem palety podstawowej rozmieszczenie wyrobów obrabianych cieplnie wymusza konieczność, dlatego część zewnętrzna palety wystaje poza obrys wsadu (rozdz. 3, np. rys. 33, 36, 37a–c). Paletę dzieli się zatem na dwie części (rys. 128):

– zewnętrzną – chwilowy rozkład wartości temperatury jest niezależny od umieszczonego na niej wsadu,

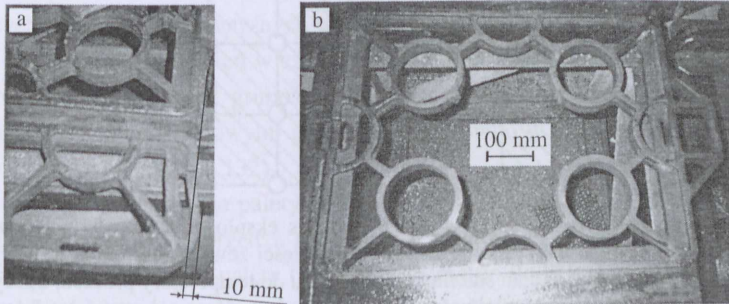
– środkową (zajmowaną przez wsad) – nagrzewaną/chłodzoną z mniejszą prędkością w porównaniu z jej częścią zewnętrzną.

Wartość naprężeń cieplnych zależy od liczby i sposobu rozmieszczenia wyrobów obrabianych cieplnie z założeniem, że pozostałe warunki procesu obróbki są stałe (cykl cieplnej obróbki, prędkość wprowadzania palety do komory pieca i jej usuwania z komory, rodzaj ośrodka chłodzącego itd.).

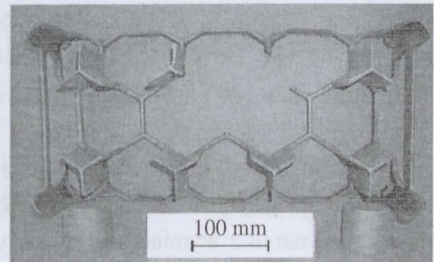


Rys. 128. Umowny podział palety na część zewnętrzną i środkową zajmowaną przez wsad

Podział palety na dwie umowne części umożliwia ustalenie typowych przyczyn jej uszkodzeń podczas eksploatacji: odkształcenia („wypchnięcia”) narożników (rys. 129a) i „wypadanie” środkowych ścianek (rys. 129b, 130). „Wypchnięcia” naroży na zewnątrz obrysu palet wynoszą od kilku do kilkunastu milimetrów [23].

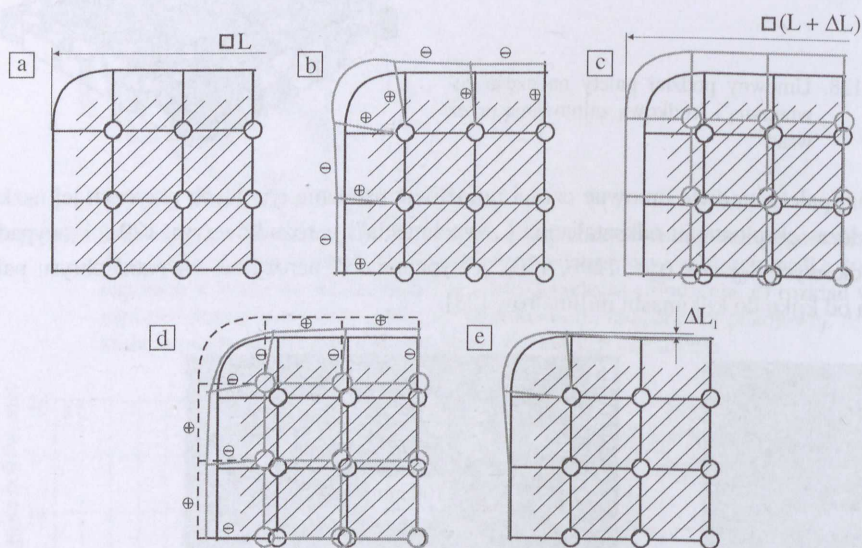


Rys. 129. Uszkodzona paleta podstawowa o wymiarach $900 \times 600 \times 32$ mm pieca PeKat-2 po ośmiu miesiącach eksploatacji [7]: a) odkształcony narożnik palety, b) brak środkowych ścianek



Rys. 130. Uszkodzony kosz odlewany o wymiarach $500 \times 250 \times 110$ mm, ustawiany na pałecie podstawowej w piecu do węglaozotowania [156]

Zmiany wymiarów i kształtu konstrukcji palety podczas nagrzewania i chłodzenia określono za pomocą modelu szkieletowego (rys. 131). Po wprowadzeniu palety z wsadem do wygrzanej komory pieca szybko nagrzewana jest jej część zewnętrzna, a znacznie wolniej część środkowa – obecność wsadu. Wymiary liniowe części zewnętrznej palety są większe niż jej części środkowej. Efekt wydłużenia ścianki zewnętrznej wywołuje zmianę kształtu i zniekształcenie narożników (rys. 131b). Elementy obrysu zewnętrznego palety podlegają naprężeniom ściskającym, natomiast środek palety – rozciągającym. Trwałe odkształcenie żeber zewnętrznych nastąpi wówczas, gdy osiągną one wartość większą od granicy plastyczności staliwa. Po pewnym czasie wygrzewania w maksymalnej temperaturze procesu obróbki cieplnej wszystkie części palety osiągną zbliżoną wartość temperatury. Wymiary obrysu palety zwiększą się o wartość ΔL (rys. 131c).



Rys. 131. Schemat zmian wymiarów i kształtu palety podczas eksploatacji [7, 155]: a) przed eksploatacją, b) szybkie nagrzewanie; temperatura części zewnętrznej palety jest wyższa niż części środkowej, c) stan stabilny po nagrzaniu do temperatury procesu, d) szybkie chłodzenie; temperatura części zewnętrznej palety jest niższa niż części środkowej, e) stan stabilny w temperaturze pokojowej; widoczne zniekształcenie („wypchnięcie”) narożnika palety

Podczas chłodzenia szybkiego zmiany wymiarów palety występują również w jej części zewnętrznej (rys. 131d). Zmniejszenie wymiarów liniowych powoduje „zaciskanie” się elementów obwodu palety w części środkowej, wywołujące naprężenia rozciągające w obrysie zewnętrznym i ściskające w środkowej części palety. Często doprowadza to do trwałego przyrostu długości elementów obrysu palety poddanych naprężeniom rozciągającym.

Chłodzenie palety do temperatury pokojowej powoduje, że wymiary obrysu powiększają się w porównaniu z wymiarami żeber usytuowanych w części środkowej palety. Odkształcenia cieplne sumują się na końcach palety, dlatego jej narożniki są wypychane poza obrys

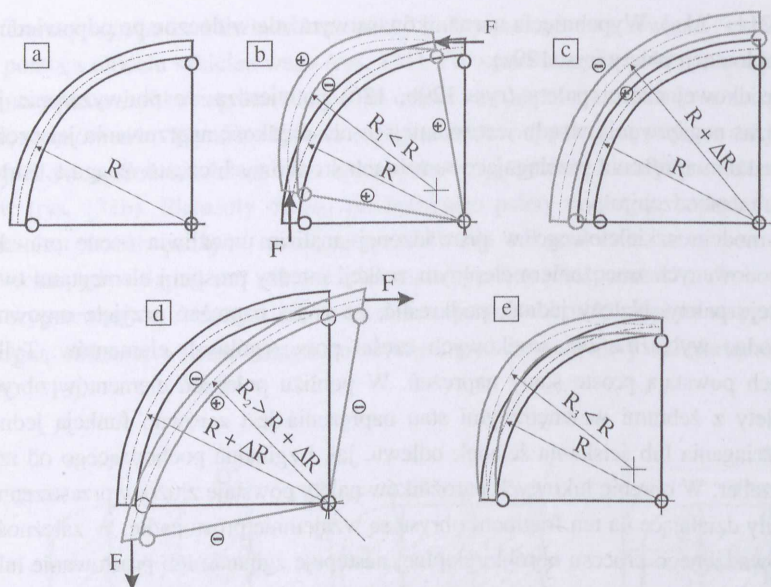
pierwotny (rys. 131e – ΔL_1). Wypchnięcia narożników są wyraźnie widoczne po odpowiednio długim czasie eksploatacji palety (rys. 129a).

Zniszczenie środkowej części palety (rys. 129b, 130) potwierdza, że podwyższenie jej temperatury podczas nagrzewania wsadu jest wolniejsze niż prędkość nagrzewania jej części zewnętrznej. Powstałe naprężenia rozciągające w żebrach środkowych często osiągają wartości powodujące ich uszkodzenia.

Zastosowanie modelu szkieletowego w prowadzonej analizie umożliwia ocenę prawdopodobnych, spowodowanych zmęczeniem cieplnym, reakcji między prostymi elementami tworzącymi konstrukcję palety. Należy jednak podkreślić, że znaki naprężeń przyjęte umownie (rys. 131) są zgodne wyłącznie dla środkowych części poszczególnych elementów. Tylko w tych przekrojach powstają proste stany naprężeń. W pobliżu połączeń elementów obrysu zewnętrznego palety z żebrami wewnętrznymi stan naprężenia jest zarówno funkcją jednokierunkowego rozciągania lub ściskania ścianek odlewu, jak i zginania pochodzącego od rzeczywistej reakcji żeber. W obrębie łukowych narożników palety powstaje złożony przestrzennie stan naprężeń – siły działające na ten fragment obrysu są wzajemnie prostopadłe. W zależności od warunków prowadzonego procesu obróbki cieplnej następuje zginanie lub prostowanie łuku obrysu, które wywołują na wewnętrznej i zewnętrznej jego stronie naprężenia różniące się pod względem wartości i znaku.

Zmiana wymiarów liniowych poszczególnych elementów palety większych od granicy odkształcenia sprężystego podczas jednokierunkowego rozciągania jest łatwa do określenia, natomiast trudniejsza dla naroży. Przyrost długości samego łuku naroża palety może być bowiem spowodowany cyklicznym przekraczaniem granicy dopuszczalnych naprężeń rozciągających zarówno w zewnętrznych warstwach jego ścianki łuku, jak i warstwach wewnętrznych. W analizie stanu naprężeń w części środkowej łuku narożnika palety konieczne jest przyjęcie założenia o niezerowej grubości jego ścianki oraz uproszczenia, że połączenia żeber wewnętrznych są beztarciowymi przegubami, zarówno w połączeniach z łukiem jak i z częścią wewnętrzną palety (rys. 132).

Szybkie nagrzewanie palety powoduje przyrost długości elementów jej obrysu zewnętrznego. Przyrost ten wyprzedza analogiczny przyrost jej części środkowej. Przyrosty długości sumują się w narożach palety i tworzą warunki do dodatkowego wyginania łuku naroża oraz zmniejszenia jego promienia (rys. 132a i b). W warstwach zewnętrznych łuku wywołano naprężenia rozciągające, a w jego warstwach wewnętrznych – naprężenia ściskające. Jeżeli w procesie nagrzewania palety powstają naprężenia większe niż granica plastyczności staliwa, to spowodują trwały przyrost wymiarów warstw zewnętrznych tego fragmentu palety. Po ustabilizowaniu się wartości temperatury we wszystkich częściach układu – palety i wsadu – elementy palety powinny zwiększyć swoje wymiary, a naprężenia własne – zaniknąć. Nie dotyczy to jednak elementów łuku palety, ponieważ nastąpił w nim przyrost długości warstw zewnętrznych. Po wyrównaniu się wartości temperatury palety w łuku pojawiają się naprężenia ściskające w określonym obszarze i naprężenia rozciągające w jego warstwach wewnętrznych (rys. 132c).



Rys. 132. Hipotetyczna zmiana stanu naprężeń w środkowej części łuku naroża palety nagrzewanej/chłodzonej z dużą prędkością [7, 155]: a) stan przed eksploatacją, b) szybkie nagrzewanie, c) stabilizacja wymiarów łuku w maksymalnej temperaturze obróbki cieplnej wsadu, d) szybkie chłodzenie, e) stan po nagrzewaniu i chłodzeniu

Przeprowadzona analiza stanu naprężeń podczas wygrzewania palety w maksymalnej temperaturze procesu obróbki cieplnej pozwala stwierdzić, że:

- a) naprężenia o wartości większej niż granica plastyczności staliwa powodują wydłużenie warstw wewnętrznych łuku i trwałe zmiany wymiarów tego fragmentu elementu palety;
- b) naprężenia o wartości mniejszej niż granica plastyczności staliwa wywołują odkształcenie sprężyste i częściową relaksację naprężeń – występuje mały, trwały przyrost długości łuku i odpowiednie zmniejszenie wartości naprężenia.

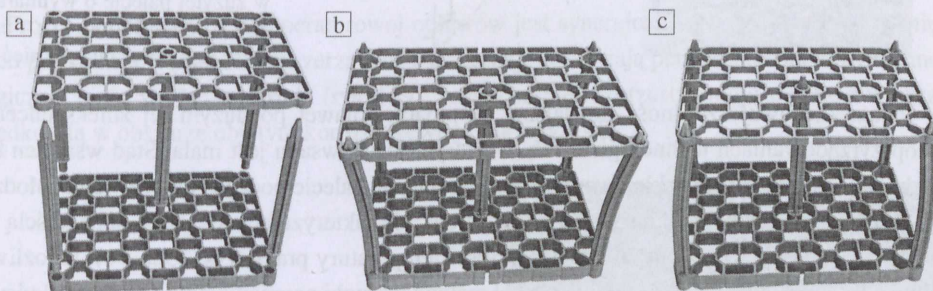
Przyjmując, że wartość powstających naprężeń jest mniejsza niż granica plastyczności, można stwierdzić, że podczas szybkiego chłodzenia wsadu (palety) w warstwach zewnętrznych łuku ciągle będą powstawały naprężenia ściskające, a w jego warstwach wewnętrznych – naprężenia rozciągające. Jednocześnie sam łuk cechuje się większymi wymiarami niż wynikające ze stanu równowagi dla danej temperatury.

Podczas chłodzenia szybkiego palety (rys. 132d) następuje szybszy skurcz/zmniejszenie długości jej obrysu zewnętrznego niż części środkowej – całkowite zmniejszenie długości ścian bocznych palety także sumuje się w ich narożach. Zmiana wymiarów żeber wewnętrznych, szczególnie żeber znajdujących się pod wsadem, zachodzi znacznie wolniej. W obrysie zewnętrznym powstaną więc siły rozciągające oddziałujące na naroża palety, które powodują efekt „rozprostowywania” łuku i chwilowy wzrost jego promienia. Jednocześnie powstanie dodatkowe naprężenie ściskające w warstwach zewnętrznych łuku i naprężenie rozciągające w jego warstwach wewnętrznych. Naprężenia te mogą osiągnąć wartość większą niż granica plastyczności staliwa. Nastąpi więc trwały przyrost długości warstw wewnętrznych łuku.

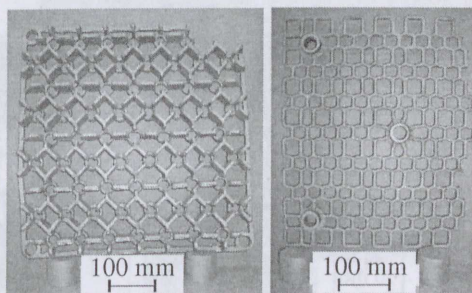
Chłodzenie palety do temperatury pokojowej umożliwi uzyskanie przez jej elementy długości wymiarów początkowych przed nagrzewaniem. Jednocześnie łuk naroża nadal pozostaje odkształcony wskutek przyrostu jego długości (rys. 132e).

Z analizy stanu naprężeń i odkształceń wynika, że w praktyce „wypychanie” naroży palet poza jej obrys zewnętrzny jest efektem sumowania się dwóch jednocześnie występujących efektów spowodowanych rozszerzaniem cieplnym: przyrostu długości prostych odcinków obrysu zewnętrznego palety i samego łuku narożnika obrysu palety.

Zmiana wymiarów elementów wyposażenia pieców podczas nagrzewania/chłodzenia wsadu jest bardziej złożona wówczas, gdy tworzą złożoną i większą konstrukcję (rys. 133a). Połączenie palet słupkami ogranicza wzajemną możliwość odkształceń cieplnych elementów palet podstawowej i pośredniej. Paleta pośrednia, ze ścianami z reguły o mniejszej grubości w porównaniu z paletą podstawową, nagrzewa się/chłodzi z większą prędkością w każdym cyklu obróbki cieplnej wsadu. Słupki łączące palety są więc rozginane podczas nagrzewania wsadu (rys. 133b) oraz wyginane do wewnątrz podczas chłodzenia (rys. 134c). Cykliczność tych procesów powoduje, że w oprzyrządowaniu technologicznym o konstrukcji opartej na paletach podstawowej i pośredniej zniszczeniu ulegają przede wszystkim narożniki palet, ich część zewnętrzna (rys. 134) i słupki (rys. 135).

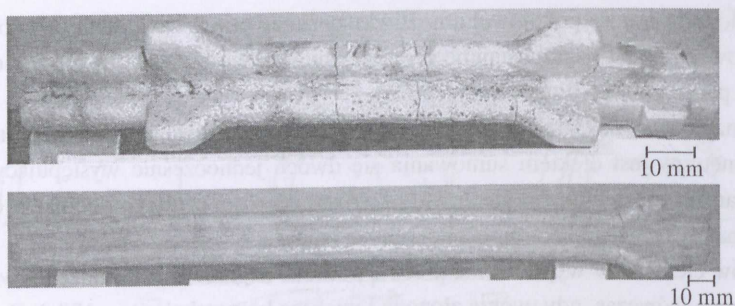


Rys. 133. Schemat zmian kształtu oprzyrządowania technologicznego podczas eksploatacji [24]: a) stan przed eksploatacją, b) nagrzewanie z dużą prędkością, c) chłodzenie szybkie

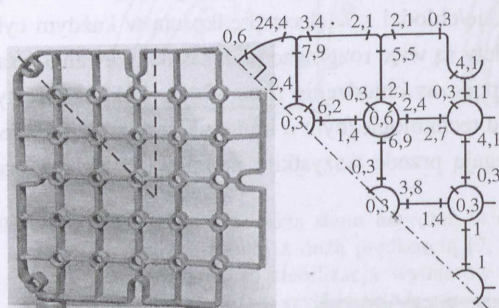


Rys. 134. Uszkodzone odlewy palet pośrednich współpracujące z paletą podstawową (rys. 27a) [156]; staliwo GX40-NiCrSi35-17

Makronaprężenia/pęknięcia w odlewach palet występują przede wszystkim w jej części zewnętrznej (rys. 128), na łączeniach z żebrami (rys. 136). W tej części paleta ulega szybszej degradacji wskutek tworzenia się na powierzchni siatki drobnych pęknięć (rys. 123b i 137).

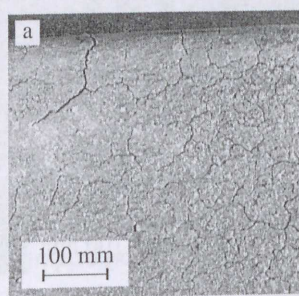


Rys. 135. Odształcone i popękane słupki ze staliwa GX40NiCrSi35-17 – łączą paletę podstawową (rys. 27a) z pośrednią (rys. 128) [156]

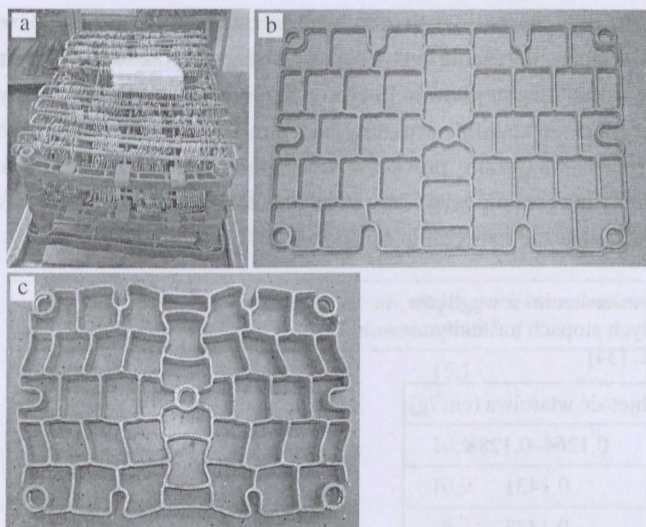


Rys. 136. Schemat pęknięć występujący w zużytej palecie o wymiarach $560 \times 560 \times 38$ mm [7]; – częstość występowania pęknięć

Paleta zachowuje zdolność do dalszej eksploatacji nawet po dużym jej zniekształceniu w oprzyrządowaniach technologicznych, w których masa wsadu jest mała. Stąd wsad ten nie oddziałuje znacząco na rozkład wartości temperatury w palecie podczas nagrzewania/chłodzenia (rys. 138a). Odpowiednia konstrukcja palety, charakteryzująca się dużą podatnością na odkształcenia pod wpływem zmiennej wartości temperatury pracy (rys. 138b i c), umożliwia długi czas jej eksploatacji. Zapewniają to określone warunki nagrzania/chłodzenia, dla których wartość naprężeń cieplnych powstających w ściankach palety jest większa niż granica plastyczności staliwa i nie przekracza wytrzymałości na rozciąganie.



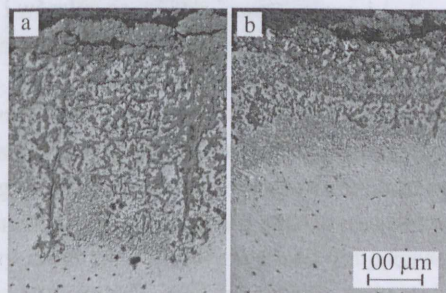
Rys. 137. Obraz powierzchni żebra zewnętrznego palety podstawowej – rysunek 130 – a) widoczna siatka pęknięć [7], b) pęknięcia tworzące się w zewnętrznym (1) i środkowym żebrze (2) palety [40]; piece do nawęglania



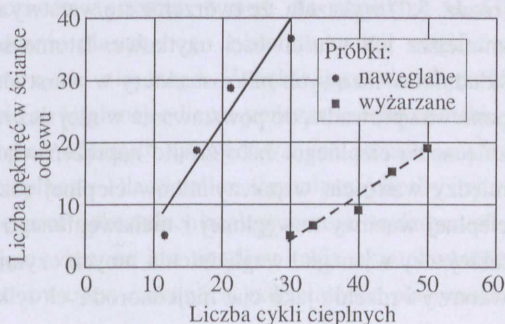
Rys. 138. Oprzyrządowanie do obróbki cieplnej narzędzi chirurgicznych [23]: a) oprzyrządowanie z wsadem, b) paleta podstawowa o wymiarach $600 \times 450 \times 45$ mm przed eksploatacją, c) paleta po eksploatacji – 7 lat; staliwo GX40NiCrSi35-17

Proces korozji wysokotemperaturowej odlewów jest synergiczny z powstawaniem pęknięć i ich propagacją. Pęknięcia rozszerzają obszar korozji i ułatwiają penetrację atmosfery technologicznej pieca w głąb materiału (rys. 139). Jednocześnie rozprzestrzeniają się one z większą prędkością w obszarze objętym korozją wewnętrzną (rys. 140).

Rys. 139. Mikrostruktura warstwy nawęglonej w staliwie G-X35NiCrSi36-18 [24]: a) z pęknięciami powierzchniowymi, b) bez pęknięć; proces węglazotowania



Rys. 140. Wpływ cykli cieplnych na tworzenie się pęknięć w odlewie ze staliwa GX40NiCrSi35-17 [157]; cykl cieplny: wyżarzanie/nawęglanie w temperaturze 890°C przez 20 godzin/chłodzenie w wodzie



W elementach wyposażenia wykonanych ze staliwa o dużej żarowytrzymałości jednocześnie powstają naprężenia cieplne oraz naprężenia wywołane przemianami fazowymi składników mikrostruktury podczas obróbki cieplnej wsadu [34–36]. Staliwo austenityczne w całym zakresie temperatury charakteryzuje się stabilną strukturą austenitu (rys. 56), stąd naprężenia własne w odlewach dotyczą przede wszystkim procesów wydzielania i przemian węglików. Objętość właściwa austenitu jest mniejsza niż węglików (tab. 17), zatem w obszarach osnowy w otoczeniu węglików występują znaczne naprężenia ściskające [24].

Tabela 17. Objętość właściwa austenitu i węglików w żarowytrzymałych stopach austenitycznych Fe–Ni–Cr–C [34]

Składnik mikrostruktury	Objętość właściwa (cm ³ /g)
Austenit	0,1264–0,1288
M ₂₃ C ₆	0,1431
M ₇ C ₃	0,1445

Wartość naprężeń wewnątrz wydzieliń i w otaczającej osnowie można określić za pomocą wzoru [158]:

$$\sigma = \pm \Phi \times (\alpha_2 - \alpha_1) \times \Delta T,$$

gdzie:

- Φ – funkcja zależna od wartości modułu Younga i współczynnika Poissona wydzielenia i osnowy oraz kształtu, rozmiarów i rozmieszczenia wydzieliń w osnowie,
- α₁, α₂ – współczynniki cieplnej rozszerzalności liniowej wydzielenia i osnowy,
- ΔT – wartość zmian temperatury.

Z porównania wartości współczynnika cieplnej rozszerzalności liniowej składników fazowych mikrostruktury staliwa austenitycznego oraz ich gęstości i twardości (tab. 18 i rys. 141) wynika, że skład fazowy staliwa jest główną przyczyną powstania naprężeń własnych w odlewach.

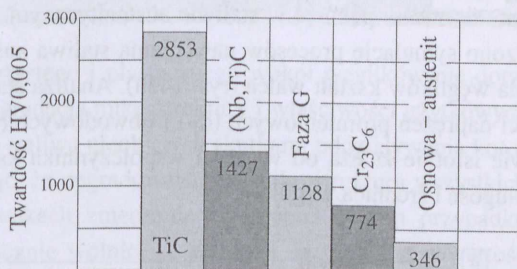
Analiza czynników oddziałujących na odporność staliwa austenitycznego na nawęglanie (rozdz. 5.2) wykazała, że tworzenie się warstwy nawęglonej w odlewach wyposażenia pieców zmniejsza ich właściwości użytkowe. Istotne są zmiany składu chemicznego i morfologii składników fazowych mikrostruktury w warstwie wierzchniej odlewów wskutek nawęglania, ponieważ prowadzą do powstawania w niej dużych naprężeń własnych oraz pęknięć w wyniku zmęczenia cieplnego. Jako źródło naprężeń własnych wskazuje się najczęściej dużą różnicę między wartością współczynników cieplnej rozszerzalności (rys. 109b) oraz przewodności cieplnej warstwy nawęglonej i nienawęglonego rdzenia. Z wielu prac wynika, że przyjęcie takiej tezy wymaga uwzględnienia innych czynników [34]. Traktowanie bowiem nawęglonej warstwy i rdzenia jako ciał niejednorodnych tylko w skali makroskopowej jest niewystarczają-

jące. W wyniku analizy stanu naprężeń stwierdzono dużą rolę naprężeń cieplnych powstających w warstwie nawęglonej wskutek zmiany temperatury. Są one wywołane obecnością w tej warstwie składników fazowych, istotnie różniących się właściwościami fizycznymi (tab. 18).

Tabela 18. Współczynnik cieplnej rozszerzalności liniowej α i gęstość austenitu stopowego oraz węglików w żarowytrzymałych stopach Fe-Ni-Cr-C [34, 159, 160]

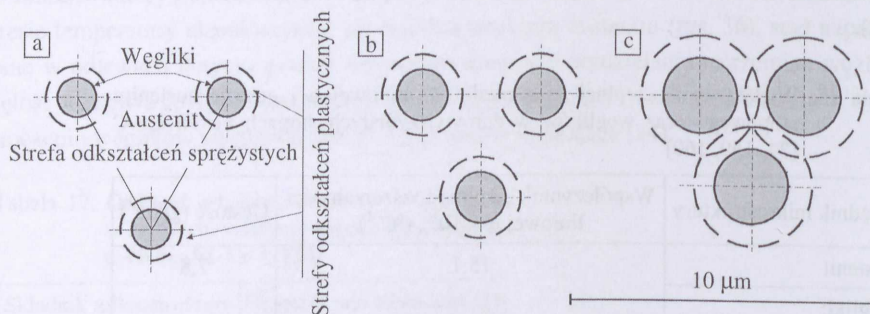
Składnik mikrostruktury	Współczynnik cieplnej rozszerzalności liniowej $\alpha \times 10^{-6}$, ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)	Gęstość (g/cm^3)
Austenit	15,1	7,8
Węgliki:		
M_{23}C_6	10,5	7,0
M_7C_3	10,9	6,9
NbC	6,7	7,6
TiC	7,7	4,9

Rys. 141. Twardość składników fazowych mikrostruktury staliwa 0,3C-30%Ni-18%Cr z dodatkiem 1,67% Nb i 1% Ti po wyżarzaniu w temperaturze 900°C przez 300 godzin [161]



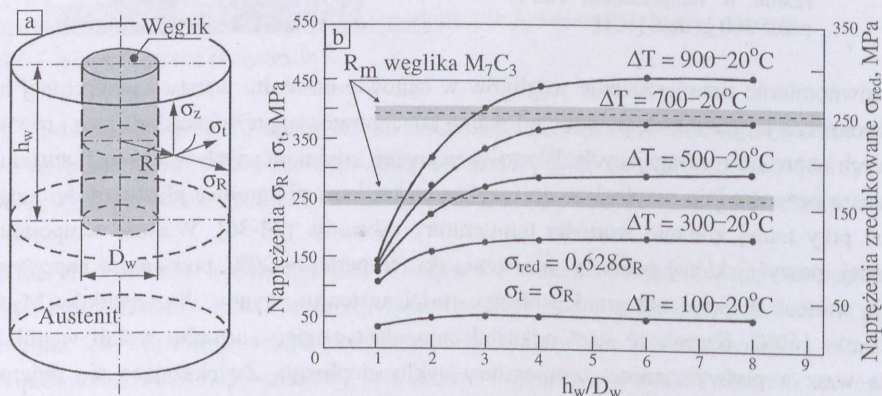
Nierównomierne rozmieszczenie węglików w osnowie austenitu warstwy nawęglonej lub nierównomierna jej głębokość powodują lokalną koncentrację naprężeń ściskających i równowagowych naprężeń rozciągających. Wartości naprężeń zredukowanych w ziarnach austenitu w obszarze bezpośrednio przyległym do węglika są większe niż granica plastyczności austenitu już przy małej zmianie wartości temperatury odlewów [34-36]. Wartość temperatury granicznej, powyżej której podczas chłodzenia do temperatury 20°C powstające naprężenia osiągają wartość większą niż granica plastyczności austenitu, wynosi dla węglików M_{23}C_6 i M_7C_3 ok. 160°C. Szerokość stref odkształcenia plastycznego austenitu wokół węglików wzrasta wraz z podwyższeniem temperatury cyklu cieplnego. Zwiększające się objętość względna węglików i ich rozmiary w warstwie nawęglonej odlewu podczas kolejnych zabiegów obróbki cieplnej powodują wzrost naprężeń własnych spowodowanych zmianą morfologii mikrostruktury podczas każdego cyklu cieplnego. Dla określonej granicznej liczby i rozmiarów węglików stwierdzono nakładanie się stref odkształcenia plastycznego w danym obszarze warstwy nawęglonej (rys. 142). Przyjęto więc, że jest możliwe takie ukształtowanie mikrostruktury warstwy nawęglonej, której osnowa jest całkowicie odkształcona plastycznie

(rys. 142c). Wzrost głębokości warstwy nawęglonej elementu w kolejnych procesach tworzy warunki do powstawania i rozwoju pęknięć w coraz głębszych jej obszarach.



Rys. 142. Strefy odkształcenia plastycznego austenitu w zależności od rozmiarów/średnicy węglików i odległości między nimi w obszarze warstwy nawęglonej staliwa 36%Ni-17%Cr: a) przejściowym, b) środkowym, c) podpowierzchniowym [52]; po nawęglaniu w temperaturze 900°C przez 340 godzin i chłodzeniu w temperaturze 700–20°C [34]

Położenie węglików w osnowie austenitu na powierzchni odlewu (rys. 143a) sprzyja zarodkowaniu pęknięć w staliwie austenitycznym. Opracowano model fizyczny i przeprowadzono symulację procesów nawęglania staliwa austenitycznego [34–36]. W modelu przyjęto dla węglików kształt walca (rys. 143a). Analiza stanu naprężeń pozwala stwierdzić, że wartości naprężeń promieniowych (σ_R) i obwodowych (σ_t) w węglkach oraz otaczającej ich osnowie istotnie zależą od wartości współczynnika kształtu h_w/D_w (gdzie h_w i D_w odpowiednio długość i średnica węglika).



Rys. 143. Model fizyczny węglika – jedna podstawa tworzy powierzchnię swobodną elementu o osnowie sprężysto-plastycznej (a), zależność naprężeń promieniowych (σ_R), obwodowych (σ_t) i zredukowanych (σ_{red}) w strefie przypowierzchniowej węglika od wartości współczynnika kształtu h_w/D_w dla różnych wartości cyklu cieplnego (b) [34]

Chłodzenie staliwa od niskiej temperatury (100–400°C) do 20°C powoduje, że wartości naprężeń σ_R i σ_t są mniejsze niż wytrzymałość na rozciąganie węglików ($R_m M_7C_3 = 250$ MPa).

Napężenia zredukowane o wartości większej niż wytrzymałość na rozciąganie węglików powstają natomiast przy chłodzeniu z temperatury wyższej niż 700°C (rys. 143b).

Analiza wyników badań [34-36] pozwala stwierdzić, że węglík „wychodzący” na powierzchnię elementu lub znajdujący się przed wierzchołkiem pęknięcia ulega zniszczeniu/pęknięciu już po pierwszych cyklach nagrzewania i chłodzenia odlewu wskutek dużych naprężeń rozciągających, np. węgliki eutektyczne o dużych rozmiarach rozmieszczone na granicach ziarn (rys. 144). Powierzchniowa siatka pęknięć (rys. 122b i rys. 138), przebiegających wzdłuż granic ziarn, powstaje wskutek łączenia się mikropeknięć podczas cykli cieplnych.

Rys. 144. Pęknięcie w nawęglonej warstwie staliwa w wyniku zmęczenia cieplnego [34]; staliwo G-X40NiCrSi35-17



Tworzenie się strefy odkształcenia sprężystego i plastycznego wokół węglików nie dotyczy tylko obszaru warstwy nawęglonej. Degradacja mikrostruktury i właściwości użytkowych odlewów zachodzi również w objętościach staliwa nieobjętych skutkami oddziaływania korozyjnego atmosfery piecowej. Można przyjąć, że degradowana jest mikrostruktura wszystkich elementów/wyrobów stosowanych w warunkach zmęczenia cieplnego. W tym przypadku procesy degradacji przebiegają jednak znacznie wolniej ze względu na mniejszą zawartość węglików w osnowie.

W charakterystykach podatności żarowytrzymałego staliwa austenitycznego na pękanie spowodowane występowaniem naprężeń własnych należy uwzględnić wpływ jego składu chemicznego. Ustalono, że pęknięcia powstające na krawędziach odlewów mają charakter mieszany – trans- i międzykrystaliczny [7]. Jest to spowodowane występowaniem na powierzchni i w warstwie wierzchniej odlewów wielu defektów makro- i mikrostruktury, będących potencjalnym źródłem zarodkowania pęknięć, np. lokalne strefy odkształcenia plastycznego wokół węglików rozmieszczonych na granicach i wewnątrz ziarn austenitu, a także na granicach międzyziarnowych i międzyfazowych.

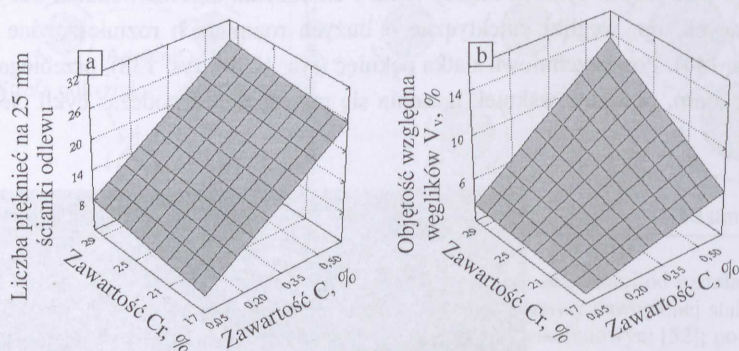
Na tworzące się pęknięcia w odlewach ze staliwa pierwszej generacji wpływa zawartość węgla, a w mniejszym stopniu – chromu (rys. 145a). Wzrost zawartości węgla w staliwie w przedziale (0,05, 0,61)% powoduje, że liczba pęknięć zwiększa się czterokrotnie. Ta duża rola węgla wynika z jego bezpośredniego wpływu na:

a) objętość względną węglików (rys. 145b) wydzielanych zarówno na granicach jak i wewnątrz ziarn austenitu (rys. 87); ich rozmiary i rozmieszczenie mają także wpływ na wartość naprężeń własnych podczas każdego cyklu cieplnego [34]; konsekwencją większej zawartości

węgla w staliwie jest m.in. wzrost gęstości i rozmiarów siatki węglików na granicach ziarn (rys. 58, 84 i 87);

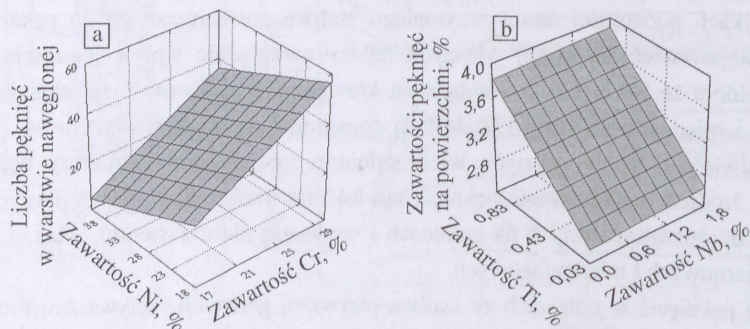
b) rozdrobnienie ziarn (rys. 58);

c) występowanie dwóch typów węglika chromu w mikrostrukturze staliwa (rys. 59).



Rys. 145. Wpływ zawartości węgla i chromu na liczbę pęknięć zarodkujących na krawędziach odlewów ze staliwa (18–40% Ni, 17–30% Cr, 0,05–0,6% C, 1,16–1,65% Si) w procesie zmęczenia cieplnego (a) (liczba cykli – 75, temperatura 900°C/0,5 godziny/woda) oraz (b) objętość względną węglików po wyżarzaniu 900°C/500 godzin [7]

Zwiększenie zawartości chromu w staliwie prowadzi do wzrostu liczby gęstości pęknięć tworzących się w warstwie nawęglonej (rys. 146a). Chrom, będący pierwiastkiem o dużym powinowactwie z węglem, zwiększa objętość względną węglików V_v w wierzchniej warstwie nawęglonej (rys. 113d). Wprowadzenie niobu i/lub tytanu do staliwa (staliwo drugiej generacji) również jest czynnikiem przyspieszającym zarodkowanie pęknięć we wcześniej utworzonej warstwie nawęglonej (rys. 146b).



Rys. 146. Wpływ niklu i chromu na liczbę pęknięć zarodkujących na powierzchni warstwy nawęglonej na podłożu staliwa (18–40% Ni, 17–30% Cr, 0,05–0,6% C, 1,16–1,65% Si) podczas nawęglania w temperaturze 900°C przez 500 godzin [7] (a) (liczba cykli – 50, temperatura 900°C/0,5 godzin/ woda) oraz wpływ tytanu i niobu na zawartość pęknięć tworzących się na powierzchni nawęglonego odlewu ze staliwa typu 30%Ni-18%Cr [7] (b) (nawęglanie w temperaturze 900°C przez 300 godzin, liczba cykli – 30, temperatura 900°C/0,5 godzin/ woda)

Stwierdzono, że staliwo austenityczne z dodatkiem tytanu w warunkach cyklicznego nagrzewania i chłodzenia cechuje się mniejszą odpornością na zmęczenie cieplne. Występuje większa liczba pęknięć powierzchniowych w porównaniu z warstwą nawęgloną na podłożu staliwa z dodatkiem niobu. Można jednocześnie przyjąć, że obecność węglików TiC w mikrostrukturze staliwa powoduje większą koncentrację naprężeń własnych niż ustalona dla węglików NbC (tab. 18).

5.4. Inne czynniki przyspieszające degradację odlewów

Czas niezawodniej eksploatacji odlewów stalowych zależy także od wielu czynników (tab. 1), przede wszystkim od właściwego ich zaprojektowania i wytworzenia oraz prawidłowej eksploatacji, uwzględniającej podstawowe właściwości stosowanych materiałów. Zagadnienia projektowania przedstawiono w kolejnym rozdziale, także ze względu na ich szeroki zakres. W tym rozdziale zwrócono uwagę na trwałość odlewów wyposażenia pieców w sytuacji nieskutecznej kontroli jakości procesów wytwarzania odlewów i ich eksploatacji.

Wytwarzanie odlewów – wymagana jakość odlewów określają warunki techniczne odbioru. Niektóre wymagania mają charakter ogólny, bezpośrednio niezwiązany z warunkami pracy poszczególnych, odlewanych elementów wyposażenia pieców, a inne mogą wprost z nich wynikać.

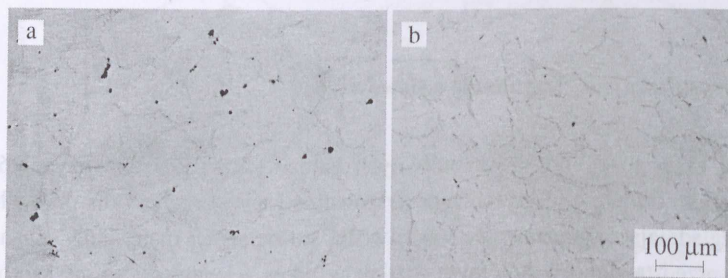
Pierwszą grupę wymagań tworzą czynniki określające metalurgiczną jakość stopów warunkowaną rodzajem, zawartością i kształtem wtrąceń niemetalicznych, tworzących się w ciekłym metalu podczas jego topienia i odlewania [162].

Staliwo austenityczne i odlewnicze stopy niklu są trudne technologicznie, ponieważ w porównaniu ze staliwem węglowym charakteryzują się większą lepkością, gęstością, skłonnością do pochłaniania gazów i tworzeniem na powierzchni ciągłych warstw tlenkowych oraz mniejszą leñością [69, 70, 163, 164].

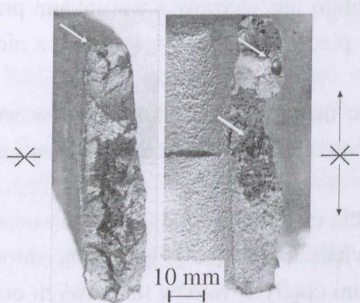
Do topienia tych stopów powszechnie stosuje się tyglowe piece indukcyjne o wyłożeniu kwaśnym oraz określoną zawartość dodatków stopowych, żelazostopów, własnego złomu obiegowego i złomu stalowego. Wadą kwaśnego wyłożenia pieca jest redukcja krzemionki z wymurówki przez niektóre pierwiastki znajdujące się we wsadzie, a w efekcie zmienia się skład chemiczny ciekłego metalu, przyspiesza zużycie wymurówki i powstaje duża ilość żużla podczas topienia wsadu. Mniejszy koszt wyłożenia kwaśnego wykonanego z kwarcytu (w porównaniu z masami zasadowymi) z reguły kompensuje obniżoną trwałość wymurówki. Uzyskanie planowanego składu chemicznego ciekłego metalu wymaga natomiast wielu dodatkowych zabiegów technologicznych, także stosowania ściśle określonych gatunków materiałów wsadowych [103, 104]. Odpowiednią jakość metalurgiczną odlewów uzyskuje się zwykle przez dwustopniowe odtlenianie osadowe (rys. 147), a także dzięki filtrom ceramicznym wbudowywanym do układu wlewowego [165].

Układy wlewowe o małej sprawności (w niewielkim stopniu zatrzymujące cząstki żużla i wtrąceń niemetalicznych oraz hamujące wydzielanie się gazów z wnętrza formy) mogą sprzyjać

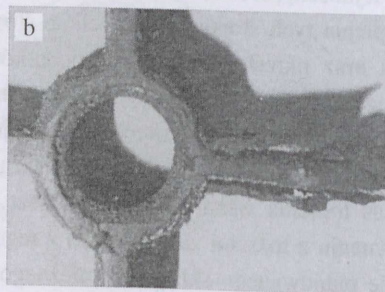
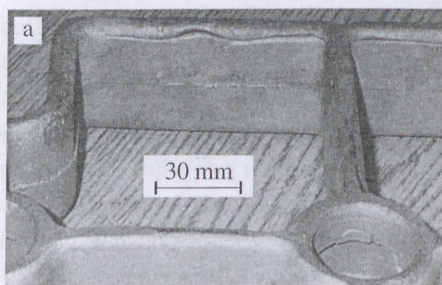
powstawaniu wad wewnętrznych – pęcherzy i zażużenia (rys. 148). Ponadto prowadzą do powstania wad powierzchni surowej, m.in. fałd (rys. 123b, 149a i 150), niespawów, niedolewów oraz obszarów utlenionych z licznymi nieciągłościami (rys. 151). Wady te przyspieszają proces niszczenia odlewów wyposażenia pieców w warunkach zmęczenia cieplnego (rys. 149b i 150) i korozji wysokotemperaturowej (rys. 105).



Rys. 147. Mikrostruktura staliwa G-X40NiCrSi35-17 [23]: a) odtlenionego ($\text{FeSi} + \text{FeMn}$), b) odtlenionego dodatkowo ($\text{FeTi} + \text{Al}$); widoczne wtrącenia niemetaliczne; wytopy w piecu indukcyjnym tyglowym z wyłożeniem kwaśnym

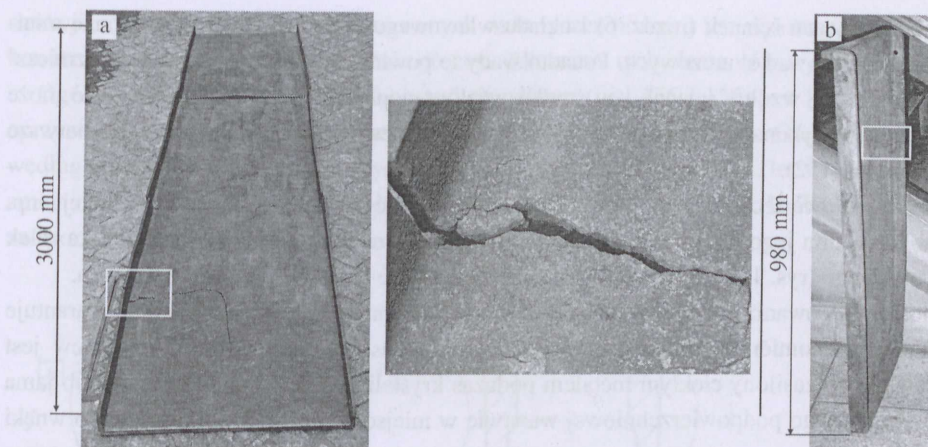


Rys. 148. Wady ścianek odlewu palety [7]; widoczne cząstki żużla i pęcherze gazowe



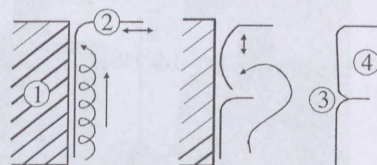
Rys. 149. Odlewy palety podstawowej [23]: a) fałd w odlewie surowym, b) „rozdzielenie” ścianki odlewu w miejscach fałd wskutek oddziaływania naprężeń cieplnych

W produkcji odlewów zwykle uzyskuje się również odlewy z wadami. Dopuszczanie do eksploatacji odlewów z wadami powierzchni surowej (rys. 124b, 149 i 150) świadczy jednak o braku kontroli technicznej zarówno u producenta, jak i u użytkownika.

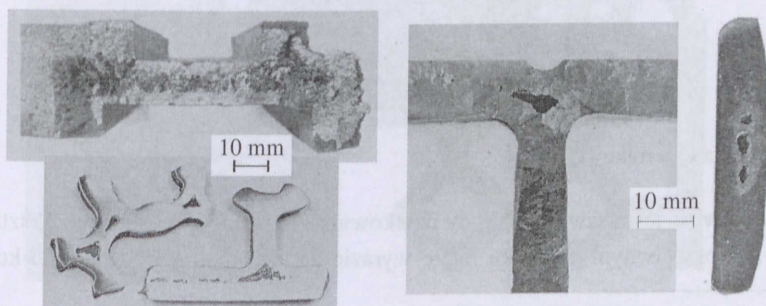


Rys. 150. Płyty cienkie [23]: a) trzysegmentowa, b) jednosegmentowa; widoczne pęknięcia w miejscach występowania fałd i zaproszeń w odlewach

Rys. 151. Schemat procesu tworzenia się fałd i nieciągłości na powierzchni odlewów ze staliwa chromowo-niklowego wskutek zawijania się warstwy tlenków [11]: 1 – ścianka formy, 2 – warstwa tlenków, 3 – fałda



Cienkościenna konstrukcja wyposażenia pieców wymaga stosowania zasady krzepnięcia jednoczesnego w opracowaniu technologii odlewania. Odlewy wytwarzane ze stopów charakteryzujących się szerokim zakresem wartości temperatury krzepnięcia (m.in. staliwo austeniczne żarowytrzymałe i stopy niklu) cechuje obecność w ich ściankach porowatości skurczowych i jam skurczowych (rys. 152). O występowaniu tych wad decyduje również skład chemiczny ciekłego stopu, temperatura zalewania formy, rozkład wartości temperatury w formie podczas krystalizacji oraz rozmiary odlewu i grubość jego ścianek [70, 125]. Ogólnie należy stwierdzić, że więcej wad wewnętrznych – skurczowych – występuje w odlewach o złożonym kształcie i zróżnicowanej grubości ścianki, z licznymi węzłami cieplnymi [15, 49, 125].

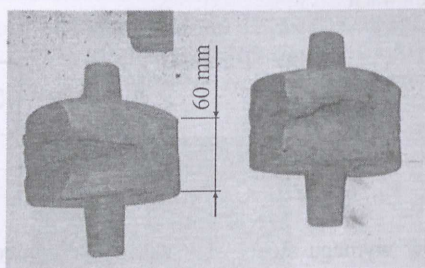


Rys. 152. Odlewy palety podstawowej i pośredniej [4, 34]; widoczne wady wewnętrzne – skurczowe – w ściankach

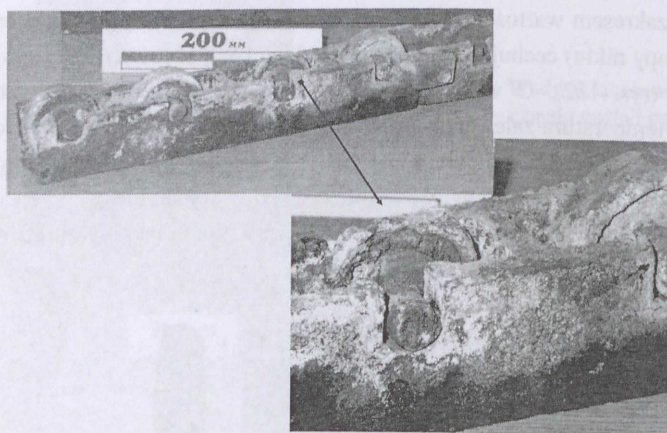
Dobór połączeń ścianek (rozdz. 6) i układu wlewowego musi uwzględniać uzyskanie minimalnej objętości wad skurczowych. Ponadto wady te powinny być skoncentrowane i rozmieszczone w środku, wzdłuż ścianek i w środku węzłów cieplnych* (rys. 152). Zadanie to może okazać się niewykonalne wówczas, gdy konstrukcja odlewu jest niewłaściwa (zob. pierwsze zdjęcie na rys. 152).

Nieprawidłowa technologia odlewu może powodować wyłączanie pieca z produkcji, np. po zablokowaniu jego komory uszkodzonymi paletami i uszkodzeniu bieżni rolki/kilku rolek toru rolkowego (rys. 153 i 154), które uniemożliwia ciągłe przesuwanie palet z wsadem.

Sposób mocowania rdzenia w formie w pierwszym przypadku (rys. 153) nie gwarantuje uzyskania równomiernej grubości bieżni rolki, natomiast w drugim (rys. 154) odlew jest nieprawidłowo zasilony ciekłym metalem podczas krystalizacji. Powstała rzadzikna lub jama skurczowa w jego podpowierzchniowej warstwie w miejscu doprowadzenia metalu do wnęki formy.



Rys. 153. Zniszczone rolki toru rolkowego [23]; prawdopodobną przyczyną ich zużycia jest niesymetryczne ustawienie rdzenia względem wnęki formy



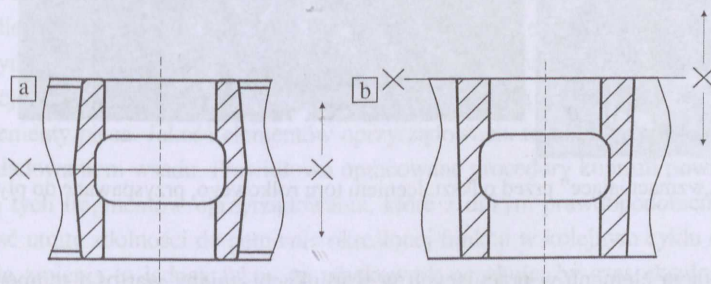
Rys. 154. Zużyta rolka toru rolkowego [23]

Eksploatacja odlewów jest prawidłowa, gdy użytkownik zna zasady określonego ukształtowania odlewów, w przeciwnym wypadku może wyrazić zgodę na wprowadzenie do kon-

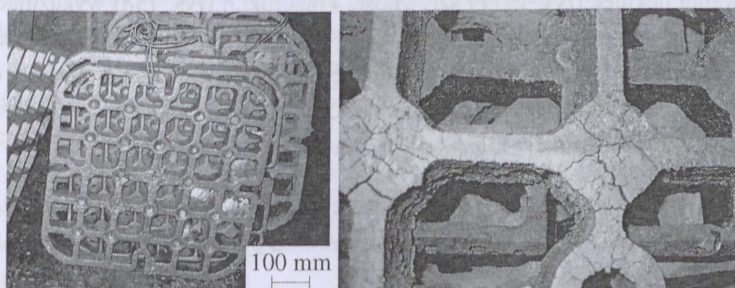
* Z doświadczenia użytkowania odlewów wynika, że wady rozmieszczone w środku węzłów cieplnych lub ścianek o rozmiarach do kilku milimetrów nie są źródłem pęknięć. Jeśli są zlokalizowane w małej odległości od powierzchni odlewu lub „wychodzą” na ich powierzchnię, tworzą pęknięcie [11].

struktury odlewu uproszczeń, proponowanych m.in. przez nowego ich wykonawcę. Często są bowiem rozważane sposoby ułatwienia procesu odlewania tych elementów (rys. 155 i 156).

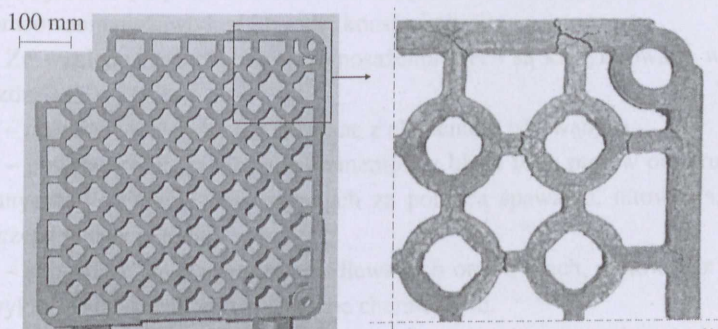
Ogólnie, podstawą modyfikacji konstrukcji odlewu (rys. 155 i 156) jest koszt wykonania oprzyrządowania odlewniczego i pracochłonność sporządzenia odlewu. Oferta wytworzenia według nowej konstrukcji jest korzystna ekonomicznie dla użytkownika, lecz zaproponowane zmiany w oczywisty sposób obniżają właściwości użytkowe palety (rys. 155b) i jednocześnie zwiększają koszty eksploatacji pieca.



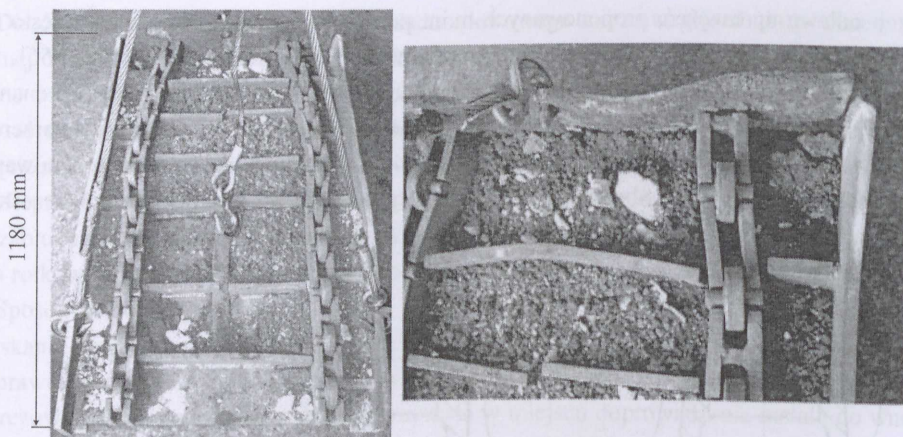
Rys. 155. Wpływ podziału odlewu na przekrój ścianki [23]: a) model dzielony, b) model nie-dzielony



Rys. 156. Odlewy palety podstawowej (rys. 27a) po wprowadzonych uproszczeniach dla ułatwienia procesu formowania [23]



Rys. 157. Paleta pośrednia ze „wzmocnionymi” narożami [23]



Rys. 158. Poprzeczki „wzmacniające” przed odkształceniem toru rolkowego, przyspawane do płyty dennej [40]

Prawidłowa eksploatacja elementów pracujących w warunkach zmiany wartości temperatury zależy także od doświadczenia zawodowego i wiedzy z zakresu współpracy elementów metalowych narażonych na zmęczenie cieplne. Zwiększanie rozmiarów przekroju elementów w obszarach powstawania pęknięć (rys. 157) i sztywności konstrukcji (rys. 158) wykazującej tendencję do odkształcania jest prawidłowe w warunkach stabilnej, stałej wartości temperatury pracy. Nie ma natomiast zastosowania w warunkach pracy wyposażenia pieców do obróbki cieplnej. W tym przypadku dla zwiększenia czasu eksploatacji odlewów konieczne i prawidłowe są zmiany w ich konstrukcji, nieograniczające ich odkształceń cieplnych.

6. OGÓLNE ZASADY PROJEKTOWANIA ODLEWANYCH ELEMENTÓW WYPOSAŻENIA PIECÓW DO OBRÓBKİ CIEPLNEJ

Elementy wyposażenia pieców zachowują swoją trwałość w czasie od kilku miesięcy do kilku lat w zależności od warunków, w jakich pracują (rys. 3). Użytkownicy oczekują, że trwałość odlewów elementów konstrukcyjnych pieców będzie odpowiednia, ponieważ podlegają one wymianie tylko podczas planowanych remontów/postojów. Przyjęcie takiego założenia jest racjonalne wówczas, gdy wymieniane/naprawiane są jednocześnie inne, nie tylko metalowe, elementy pieca. Jakość elementów oprzyrządowania technologicznego jest kontrolowana przed załadowaniem wsadu. Prawidłowo opracowane procedury kontroli powinny skutkować wymianą tych fragmentów oprzyrządowania, które z dużym prawdopodobieństwem mogą spowodować utratę zdolności do pełnienia określonej funkcji w kolejnym cyklu obróbki cieplnej wsadu. Nie zmienia to jednak faktu, że użytkownik oczekuje, by czas eksploatacji oprzyrządowania, a dokładniej liczba przepracowanych cykli obróbki cieplnej, była jak największa.

Uszkodzenia elementów wyposażenia pieca są naturalne. Powstają one wskutek synergii oddziaływania procesów starzenia, korozji i zmęczenia cieplnego staliwa. Użytkownik może mieć jednak wpływ na czas ich eksploatacji przez:

a) prawidłowe prowadzenie eksploatacji pieca, polegające na nieprzekraczaniu dopuszczalnej temperatury jego pracy i ładowności oraz niedoprowadzaniu zanieczyszczonej atmosfery technologicznej itd.;

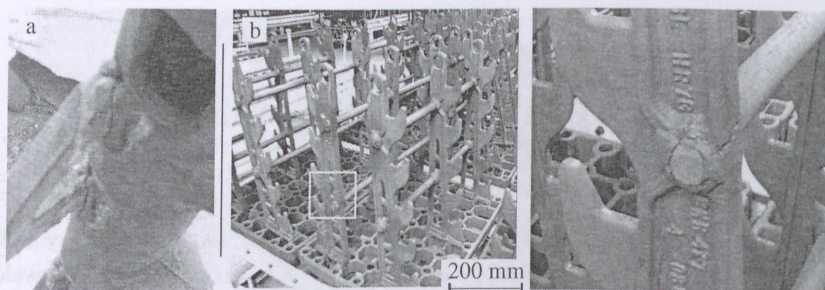
b) kontrolę stopnia zużywania się elementów wyposażenia; zbiór danych kolejnych pomiarów pozwala na ocenę jakości oprzyrządowania – niezawodności, technologiczności i ekonomiczności – i jest podstawą do ewentualnej modyfikacji konstrukcji wyposażenia i/lub procedur jego użytkowania.

W procesie projektowania elementów wyposażenia konstruktor uwzględnia określone kryteria. Dotyczą one przede wszystkim ich konstrukcji oraz doboru materiału (rozdz. 4.4). Późniejsza współpraca konstruktora wyposażenia z jego użytkownikiem dopełnia proces opracowania niezawodnej i trwałej konstrukcji.

Ze względu na technologię wyposażenia piece są klasyfikowane w trzech grupach (zob. rozdz. 2 i 3):

- odlewane w całości lub składane z elementów odlewanych,
- powstające przez łączenie elementów z blach i/lub prętów oraz rur wcześniej ukształtowanych i wzajemnie dopasowanych za pomocą spawania, nitowania, a także śrubami lub zaczepami specjalnymi,
- składające się z elementów odlewanych oraz z blach, prętów, rur i innych półwyrobów, zwykle ze stali o zbliżonym składzie chemicznym.

Elementy wyposażenia często są łączone za pomocą spawania, mimo że pierwsze uszkodzenia tworzą się na ogół w spoinach (rys. 159), a jednocześnie technologia spawania wymaga m.in. prowadzenia prób oceny spawalności każdego gatunku staliwa żarowytrzymałego/stali [46].



Rys. 159. Pęknięcia w spoinach oprzyrządowania technologicznego pieca [23]: a) pokazanego na rys. 46, b) stosowanego w EATON TRUCK COMPONENTS w Tczewie

Podstawowym kryterium doboru metody połączenia elementów wyposażenia pieca są: całkowity koszt wykonania, kształt i wymiary, prognozowana niezawodność i trwałość oraz wymagane właściwości mechaniczne [6, 9]. Wyposażenie pieca wykonanego z półwyrobów stalowych przerabianych plastycznie ma następujące zalety w porównaniu z ich odlewaniem:

a) koszt wykonania (materiały i montaż) pojedynczych elementów (np. kosza) jest zdecydowanie mniejszy; wersja odlewana wymaga przygotowania oprzyrządowania odlewniczego, którego koszt jest zwykle 2–3 razy wyższy niż koszt samego odlewu bądź odlewów składowych konstrukcji oprzyrządowania;

b) półwyroby przerabiane plastycznie umożliwiają wykonanie elementów wyposażenia o wymaganej grubości ścianki; w praktyce nie ma ograniczeń w dostępie do półwyrobu o odpowiednim przekroju, dlatego wyposażenie wykonane z takich elementów ma mniejszą masę, a w konsekwencji koszty eksploatacji pieca są mniejsze, głównie wskutek oszczędności energii grzewczej i czasu obróbki cieplnej;

c) półwyroby przerabiane plastycznie mają większą jakość i mniej wad wewnętrznych w porównaniu z odlewami, charakteryzują się także drobniejszym ziarnem i gładką powierzchnią, dlatego mają większą odporność na korozję wysokotemperaturową i zmęczenie cieplne;

d) duża podaż na rynku elementów konstrukcji stalowych ułatwia wybór wyrobów o wymaganej jakości i po konkurencyjnej cenie.

Do zalet wyposażenia pieców wykonanych z odlewów można zaliczyć:

a) dużą niezawodność i trwałość – elementy odlewane mają większą trwałość niż elementy wykonane ze stali, cechują się mniejszymi, trwałymi odkształceniami, spowodowanymi procesem pełzania; z badań dużej grupy odlewów wyposażenia pieców wynika, że zarówno obciążenie statyczne (zginające) wsadem, jak i pełzanie nie są bezpośrednimi przyczynami ich niszczenia [166];

b) mniejsze koszty elementów odlewanych w porównaniu ze stalowymi w przypadku produkcji większej liczby danego rodzaju wyposażenia bądź jego pojedynczych elementów, gdy są wielokrotnie zamawiane;

c) wystarczającą dokładność wymiarową odlewów i niski koszt technologii odlewania dla uzyskania złożonego kształtu większości elementów;

d) większą żarowytrzymałość elementów odlewanych w porównaniu z kształtowanymi z półwyrobów przerabianych plastycznie o zbliżonych wymiarach przekroju ścianki.

Ustalono cztery zasady obowiązujące projektanta konstrukcji wyposażenia pieców z elementów odlewanych.

1. Grubość ścianek odlewów powinna być jednakowa i jak najmniejsza. Unikać należy większych objętości materiału oddzielonych od innych cienkimi ściankami. Przejścia między ściankami o różnej grubości muszą być jak najłagodniejsze.

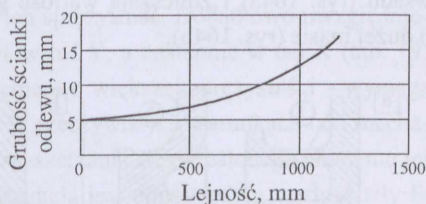
2. Ścianki odlewu powinny być łączone połączeniami typu T, Y, V oraz L. Należy minimalizować zwiększanie objętości materiału w miejscach połączeń ścianek. Zewnętrzne ścianki konstrukcji oprzyrządowania, narażone na największe obciążenie cieplne, powinny być wzmacniane żebrami.

3. Oprzyrządowanie technologiczne pieca wraz z wsadem obrabianym cieplnie powinno tworzyć zwartą całość.

4. Konstrukcja elementów wyposażenia musi zapewniać stosunkowo swobodną zmianę ich wymiarów, wywołanych cyklami cieplnymi ich pracy.

Rozmiary przekroju – grubość ścianki odlewu – oblicza się, przyjmując od 50% do 100% wartości wytrzymałości na pełzanie $R_{1/10\,000}$ danego gatunku staliwa austenitycznego w maksymalnej temperaturze obróbki cieplnej (tab. 18) [6, 23, 109]. Następnie określa się kształt wewnętrzny wyposażenia, uwzględniając m.in. zamocowanie wsadu, sposób przemieszczania się całej konstrukcji wyposażenia technologicznego w piecu i poza nim.

Grubość ścianki odlewu często nie jest determinowana obliczeniami wytrzymałościowymi, lecz minimalną jej grubością, zapewniającą wytworzenie „zdrowego” odlewu – zachowanie minimalnego pola powierzchni przekroju wnętrza formy zapewniającego jej właściwe zapełnienie ciekłym metalem (rys. 160).

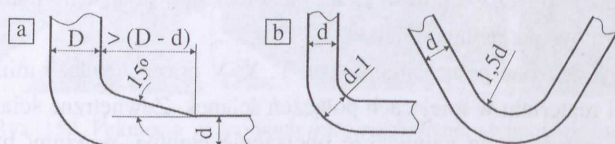


Rys. 160. Zdolność ciekłego staliwa do wypełniania wnętrza formy [69]

Z analizy porównawczej teoretycznej i rzeczywistej nośności wielu rodzajów eksploataowanego oprzyrządowania technologicznego wynika, że grubość ścianek palety podstawowej może być mniejsza niż dotychczas stosowane [166]. W analizie uwzględniono obecność wad odlewniczych w ściankach odlewów (rys. 149 i 153), które zmniejszają ich przekrój czynny nawet o 50%. W praktyce grubość ścianek, w zależności od ich rozmiarów, wynosi od 6 mm do 12 mm, a ich wysokość od 30 mm do 60 mm [23]. Podobną grubość ścianki mają pozostałe współpracujące elementy oprzyrządowania. Należy dodać, że gdy zmniejsza się masa wsadu, ścianki o przekroju prostokątnym są zastępowane ściankami o przekroju kwadratowym.

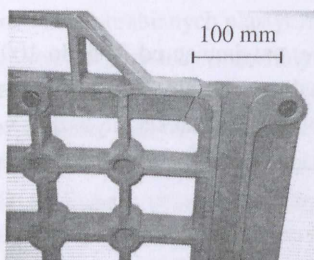
Grubość ścianek odlewu powinna być w miarę jednakowa. Należy unikać większych objętości materiału oddzielonych cienkimi ściankami (rys. 161). Zwiększające się przekroje ścia-

nek są zwykle źródłem wzrostu koncentracji naprężeń cieplnych w trakcie eksploatacji. Poprawne ukształtowanie połączeń ścian w odlewach pomaga zmniejszać ich negatywne oddziaływanie na trwałość. Przejście między grubymi i cienkimi przekrojami ścianek powinno być łagodne (rys. 161a). Zaokrąglenia należy wykonać z odpowiednio dużymi promieniami (rys. 161b).



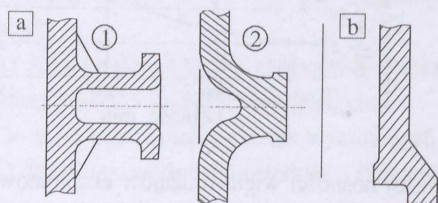
Rys. 161. Ukształtowanie połączenia ścianki typu L o różnej (a) i jednakowej grubości (b) [109]

Na przejściach między przekrojami ścianek odlewu o różnej grubości często już w początkowym okresie jego eksploatacji powstają pęknięcia (rys. 162).

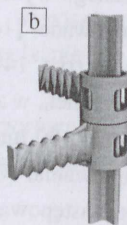
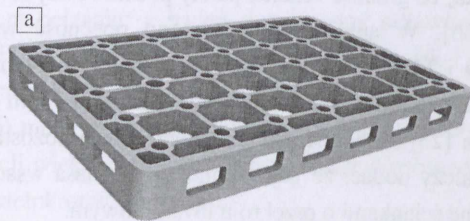


Rys. 162. Paleta pieca do nawęglania – widoczne pęknięcie ścianki palety na obszarze dużej zmiany jej przekroju, które powstało w trakcie pierwszego miesiąca eksploatacji palety [23]

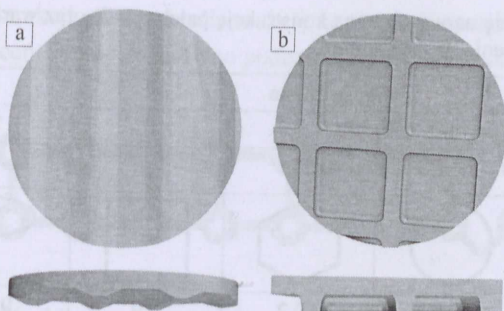
Masę wyposażenia pieca można również zmniejszyć przez projektowanie wybrań w materiale odlewów (rys. 163–165), które ułatwiają cyrkulację atmosfery technologicznej wokół wsadu (rys. 164a) i zmniejszają wartość gradientu temperatury w objętości oprzyrządowania o dużej masie (rys. 164b).



Rys. 163. Ukształtowanie ścianek kosza (rys. 51) dla usytuowania: a) uchwytów transportowych; masę uchwytu zmniejsza się przez wykorzystanie rdzenia zewnętrznego (1) lub wewnętrznego (2), b) zamka do układania dna i pozycjonowania kosza jeden na drugim [23]



Rys. 164. Otwory w ściance palety (a) i poprzeczce (b) – poprawiają wymianę ciepła z otoczeniem i zmniejszają masę elementu (wg [37])



Rys. 165. Sposób kształtowania powierzchni dolnej płyty dennej (rys. 22) dla obniżenia masy:
a) powierzchnia fałdowana, b) powierzchnia uźebrowana

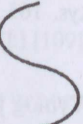
Wymóg projektowania cienkościennych konstrukcji ma też na celu maksymalne obniżenie jej masy, ponieważ wpływa ona bezpośrednio na wydajność i czas procesu obróbki cieplnej. Masa wyposażenia technologicznego pieca osiąga nawet 50% masy wsadu lub jest z nią porównywalna [4, 23].

Metodą obniżenia masy wyposażenia pieców (zmniejszenia grubości ścianek) jest wprowadzenie gatunków staliwa niklowo-chromowego zamiast chromowo-niklowego, ponieważ ma ono większą żarowytrzymałość (tab. 14), co umożliwia projektowanie lżejszych odlewów dla tej samej masy wsadu. Jednocześnie te gatunki staliwa mają większą odporność na zniszczenie w warunkach zmęczenia cieplnego.

W ażurowej konstrukcji palety (rys. 27–32) stosuje się ścianki proste bądź ukształtowane w proste figury (tab. 19). Przeprowadzono analizę kształtu konstrukcji ze względu na możliwość sprężystego jej odkształcania pod wpływem powstających naprężeń. Określono wartość siły F , która powoduje odkształcenie $\Delta L = 0,5$ mm (tab. 19). Ustalono wpływ zmiany wartości proporcji i rozmiarów różnych prostych figur na ich sprężystość. Dodatkowo uwzględniono zmiany ich kształtu – zwiększono wymiar o 50% w osi Y , a następnie w osi X (tab. 19) [167]. Przyjęto, że trwałość konstrukcji zwiększa element o większej sprężystości – wymaga mniejszej siły F do odkształcenia o tę samą wartość. W rzeczywistych warunkach taki mechanizm odkształcania palety odpowiada zablokowaniu rozszerzania się określonego elementu jej konstrukcji wskutek zmiany wartości temperatury. Reakcją jest odpowiednia wartość siły F , większa dla większej sztywności elementu blokowanego i wyższej wartości temperatury.

Prawidłowa konstrukcja palety powinna charakteryzować się dużą możliwością odkształceń sprężystych w płaszczyźnie poziomej i dużą sztywnością w kierunku pionowym. Z analizy wartości siły F (tab. 19) wynika, że konstruktor może prognozować sprężystość projektowanej palety w szerokim zakresie przez wprowadzanie do konstrukcji elementów składowych o różnym kształcie geometrycznym zamiast ścianek prostych. Ponadto dobór smukłości elementów umożliwia dalszą poprawę tej cechy użytkowej palety. Na przykład, dla figur zamkniętych (kształty 3–6, tab. 19) wydłużenie ich wymiaru (obrys 75×50 , tab. 19) powoduje zmniejszenie wartości siły koniecznej do odkształcenia $\Delta L = 0,5$ mm w zakresie od 6,7% do 26,5% w porównaniu z kształtem wyjściowym (obrys 50×50 , tab. 19).

Tabela 19. Figury proste składające się na wewnętrzną konstrukcję palety (1–7) oraz wartości siły F wymuszającej odkształcenie $\Delta L = 0,5 \text{ mm}^*$

Rozmiar obrysu elementu (mm)	Figury proste					
	1	3	4	5	6	7
	F, MN					
50 × 50						
	85	12,5	11,5	10,2	8,9	0,75
75 × 50						
	57	10,5	9,3	7,5	7,5	0,65
50 × 75						
	85	3,8	3,6	3,3	2,7	0,19

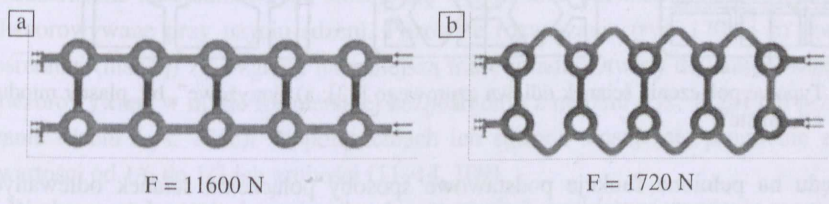
Analiza porównawcza wystarcza do wstępnej oceny podatności – sprężystości – elementów konstrukcyjnych palety, pomimo przyjęcia wielu uproszczeń. W rzeczywistych warunkach stan naprężeń jest inny wskutek zmiany właściwości fizycznych i mechanicznych staliwa w funkcji temperatury.

Zmiana kształtu pojedynczych elementów konstrukcji wewnętrznej palety przekłada się na podatność większych jej fragmentów (rys. 166). Z przeprowadzonych obliczeń [167] wynika, że segment palety z prostymi ściankami (rys. 166a) będzie oddziaływał z siłą o wartości 6–7 razy większą na współzależne elementy jej konstrukcji niż segment, w którym zakrzywiono ścianki w płaszczyźnie wymuszonego odkształcenia (rys. 166b). Można więc stwierdzić, że drugie rozwiązanie konstrukcyjne (rys. 166b) jest korzystniejsze ze względu na trwałość odlewu stosowanego w zmiennym polu temperatury.

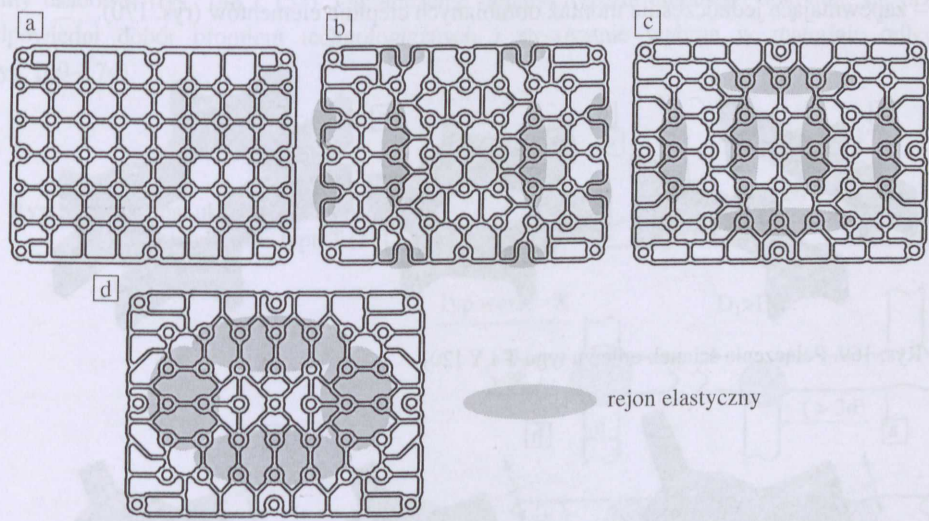
Analizę sztywności konstrukcji prowadzono również dla całych palet (rys. 167). Porównano sztywność prostszej, typowej konstrukcji (rys. 167a) ze sztywnością konstrukcji projektowanych z użyciem różnego typu elementów podatnych (rys. 167b–d). Wartość siły F potrzebnej do odkształcenia palety $\Delta L = 0,5 \text{ mm}$ zawsze jest największa dla konstrukcji wyjściowej, niezależnie od miejsca obciążenia – dłuższa lub krótsza ścianka konstrukcji (zob. rys. 167a, tab. 20). Zmiana ukształtowania ścianek wewnętrznych palety z zachowaniem rozstawu otworów niezbędnych do mocowania wsadu umożliwia znaczne zmniejszenie wartości siły koniecznej do jej odkształcenia. Obliczona wartość siły F (tab. 20) dla poszczególnych rozwią-

* Dla porównania poszczególnych elementów (1–7) przyjęto ujednolicone ich wymiary w osi X i Y – 50 mm. Grubość ścianek i wymiary w osi prostopadłej do płaszczyzny rysunku (oś Z) przyjęto – 7 mm. Symulację odkształcania wykonano za pomocą programu SolidWorks Simulation. Obciążenie przyłożono wzdłuż osi pionowej elementów (oś Y).

zań konstrukcji palety określa reakcję konstrukcji oprzyrządowania na ograniczanie swobody odkształceń cieplnych zarówno podczas nagrzewania, jak i chłodzenia wraz ze wsadem.



Rys. 166. Ażurowe segmenty konstrukcji palety oraz wartości siły F powodującej odkształcenie $\Delta L = 0,5 \text{ mm}$ [167]: a) typowej, b) zmodyfikowanej

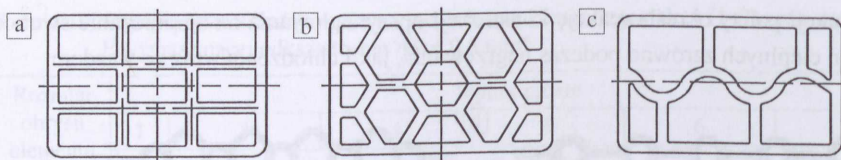


Rys. 167. Konstrukcja wyjściowa palety podstawowej – „sztywna” konstrukcja (a) oraz po modyfikacji (b–d) – według [167]; szare pola konstrukcji palety uznano za podatne (rejon elastyczny)

Tabela 20. Wartość siły F wymuszającej odkształcenie palet (rys. 169) w zależności od sposobu ich obciążenia (wg [167])

Sposób obciążenia palety	Konstrukcje palety – rysunek 169			
	a	b	c	d
	Wartość siły F powodująca odkształcenie palety $\Delta L = 0,5 \text{ mm}$, MN			
	560	340	270	312
	350	191	218	130

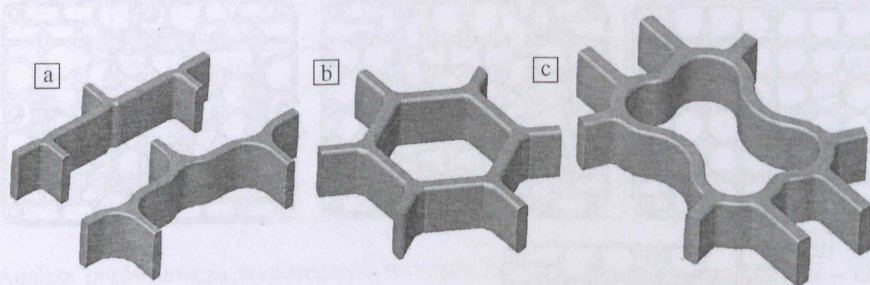
W odlewach oprzyrządowania o konstrukcji ażurowej stosuje się wszystkie rodzaje rozwiązań połączeń ścianek – X, T, Y, V, L oraz I (rys. 168–170). Przyjęcie określonego rozwiązania zależy od warunków jego eksploatacji [11, 12].



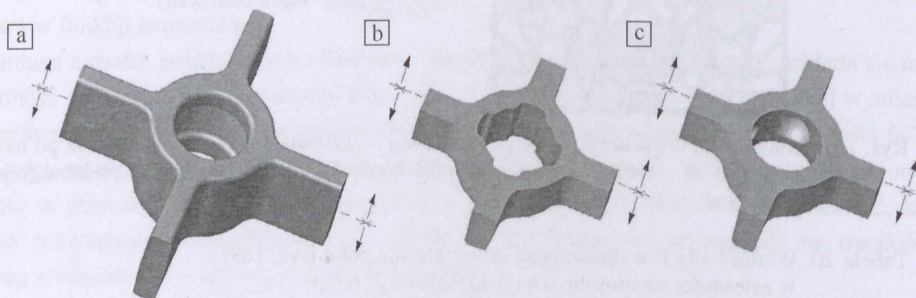
Rys. 168. Typowe połączenia ścianek odlewu żurowego [13]: a) „krzyżowe”, b) „plaster miodu”, c) „faliste”

Ze względu na pełnione funkcje podstawowe sposoby połączenia ścianek odlewanych palet (rys. 169 i 170) ujmowane są w dwóch grupach:

- zapewniające palecie tylko odpowiednią zwartość (rys. 169),
- zapewniające jednocześnie montaż obrabianych cieplnie elementów (rys. 170).



Rys. 169. Połączenia ścianek odlewu typu T i Y [20]



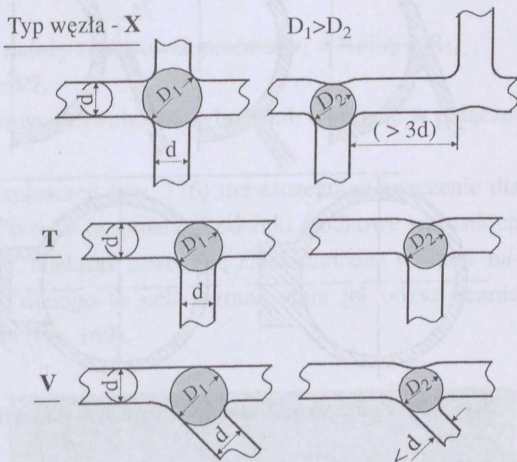
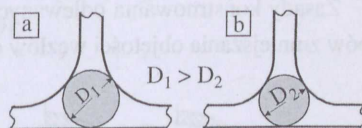
Rys. 170. Rozdzielenie połączenia „krzyżowego” ścianek odlewu przez wprowadzenie elementu typu „tuleja” [20], strzałki wskazują podział modelu; modele wysokie są dzielone (a), a niskie (b, c) niedzielone

Należy bezwzględnie unikać połączenia „krzyżowego” ścianek (typu X; rys. 168a) w konstrukcjach odlewów stosowanych w oprzyrządowaniu pieców do obróbki cieplnej. Prostem sposobem ich unikania jest rozsuwanie ścianek – zastępowanie połączeń typu X połączeniami typu T (rys. 169a). Połączenia Y (rys. 169b–c) są najkorzystniejsze ze względu na równomierność odprowadzania z nich ciepła, a zatem także na mniejszą koncentrację naprężeń [11, 12]. Zaleca się stosowanie ścianek wygiętych (rys. 169a i c) zamiast ścianek prostych, ponieważ pozwalają one na uniknięcie dużych koncentracji naprężeń cieplnych [11, 12].

Druga grupa połączeń ścianek (rys. 170) jest stosowana w konstrukcjach palet podstawowej i pośredniej, które muszą mieć otwory do ustawienia/zamocowania wsadu. Rozwiązanie przedstawione na rysunku 170a stosuje się w wysokich paletach podstawowych. Otwory są odwzorowywane przy użyciu rdzeni. Pozostałe rozwiązania (rys. 170b i c) dotyczą palety pośredniej (niskiej) ze względu na mniejszą masę wsadu. Otwory do zamocowania wsadu są odwzorowywane w masie formierskiej bezpośrednio z modelu (rys. 172b) lub przez wprowadzanie rdzeni (rys. 170c). W połączeniach ich ścianek stosuje się promienie zaokrąglenia o wartości od 1/6 do 1/3 ich grubości [11–14, 109].

W obszarach łączenia ścianek odlewów, ze względu na większe skupienie masy metalu (węzły cieplne), wzrasta prawdopodobieństwo tworzenia się wad wewnętrznych – rzadziny lub jamy usadowej (rys. 148 i 152). Ograniczenie objętości węzła cieplnego dokonuje się przez odpowiedni dobór promieni technologicznych i stosowanie wybrań w materiale odlewu (rys. 169–174).

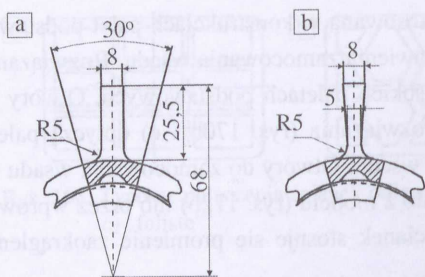
Rys. 171. Schemat ukształtowania połączeń ścianek odlewów typu T [12]



Rys. 172. Typy połączeń ścianek odlewu zmniejszające objętość węzła cieplnego [109]

Usunięcie lokalnego zwiększenia objętości i masy odlewu poprawia równomierność ich nagrzewania się/chłodzenia podczas obróbki cieplnej. Zmniejsza się prawdopodobieństwo powstawania dużej koncentracji naprężeń w tych obszarach konstrukcji w porównaniu z sąsiednimi obszarami (wartości naprężeń cieplnych w grubych i cienkich ściankach odlewu są odwrotnie proporcjonalne do pola powierzchni przekrojów ścianek). Zastąpienie przejścia kołowego (a) hiperbolicznym (b) istotnie zmniejsza objętość węzła cieplnego (rys. 171).

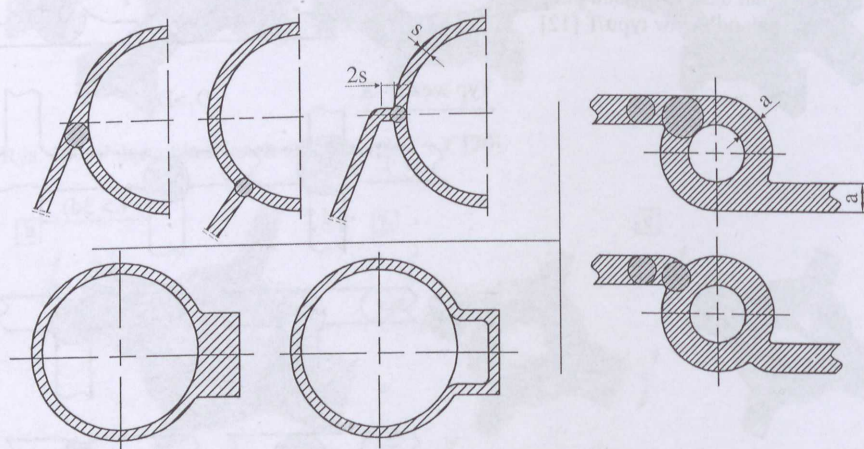
Podczas projektowania należy przestrzegać zasady równomierności pola powierzchni przekroju sąsiednich ścianek, ponieważ wpływa to na trwałość odlewu, np. na trwałość odlewu oprawy (rys. 173).



Rys. 173. Zmiana konstrukcji węzła typu Y [23]:
a) przed zmianą, b) po zmianie w odlewie oprawy (rys. 34) [23]

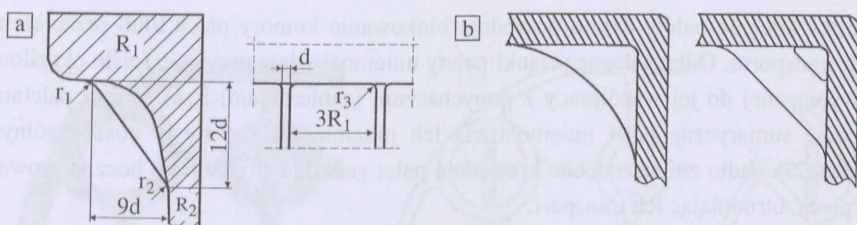
Odlew oprawy jest obciążony osiowo masą wsadu – elementu obrabianego cieplnie. Oprawa ulega zniszczeniu wskutek odłamywania się ramion [23]. Jej konstrukcję zmodyfikowano (zmniejszono objętość węzła typu Y) przez zastosowanie wybrania od wewnętrznej strony pierścienia (rys. 173a) i pocienienie ramienia w miejscu ich łączenia z pierścieniem (rys. 173b). Dzięki temu wytrzymałość na zginanie połączenia ramię–oprawa zwiększa się o ok. 15% [19].

Zasady konstruowania odlewanych maszyn i urządzeń ilustrują praktyczne przykłady sposobów zmniejszania objętości węzłów cieplnych w odlewach (np. rys. 174).



Rys. 174. Zmiana konstrukcji odlewów w połączeniach ścianek – zmniejszenie ich rozmiarów [13]

Połączenia ścianek, szczególnie na zewnętrznym obrysie palet, są źródłem największej liczby pęknięć (rys. 136). Czas do zniszczenia tych ścianek można wydłużyć przez wprowadzenie żebra wzmacniającego, podobnego do odlewniczych żeber skurczowych (rys. 175). Żebra odlewu, szczególnie w warunkach eksploatacji zwiększającej tendencję do zarodkowania pęknięć (głównie podczas nagrzewania wsadu), zapewniają mu dostateczną wytrzymałość i zapobiegają temu procesowi [11, 12]. Ponadto ułatwiają odprowadzanie ciepła z przekrojów ścianek o większej grubości i usztywniają konstrukcję odlewu, dlatego nie zawsze mogą być stosowane w konstrukcjach odlewów narażonych na zmienne obciążenia cieplne podczas ich pracy.



Rys. 175. Sposoby kształtowania żeber skurczowych: a) dobór wymiarów żeber – zalecenia konstrukcyjne [168], b) żebro pełne i z wybraniem w obszarze węzła cieplnego [11, 12]

Wymiary żeber skurczowych są określone na podstawie grubości ścianki odlewu d , przyjmując [14, 69]:

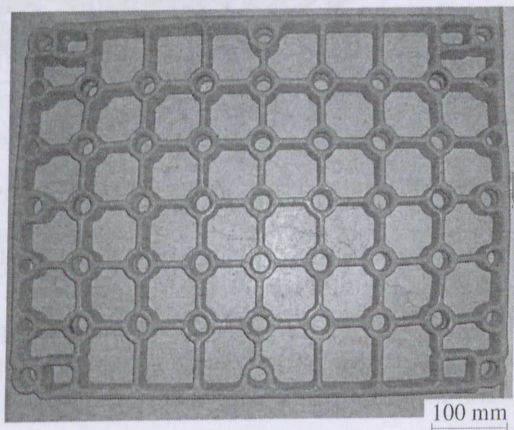
- grubość $g = (0,2-0,3)d$, minimalne $g \geq 2,5$ mm,
- wysokość – $(1,5-2,5)d$.

Podstawą doboru żebra jest także wartość współczynnika R [168] (rys. 175a) – $R = V/F$, gdzie: V – objętość odlewu, F – powierzchnia odlewu [169]:

- $R_1/R_2 = 1-3$,
- grubość żebra $d = 0,3R_1$,
- wysokość żebra przy ścianie R_1 wynosi $9d$, natomiast przy ścianie R_2 – $12d$,
- odległość między żebrami wynosi $3R_1$,
- przy przejściu żebra w ściankę odlewu należy zastosować promień $r_1 = R_1$ i $r_2 = R_2$,
- promień połączenia ścianki i żebra $r_3 = d/2$.

Dodatkowo należy stosować zaokrągloną krawędź swobodną żebra i/lub wybranie w połączeniu ścianek i żebra (rys. 175b).

Stabilność wymiarów palety podczas eksploatacji (rys. 176) ma szczególne znaczenie dla bezawaryjnej pracy pieca przepychowego. Po roku eksploatacji odcinki środkowe wszystkich ścian obrysu zostają wypchnięte na zewnątrz. Niektóre otwory są zniekształcone wskutek naprężeń cieplnych powstających w palecie, dlatego w celu ograniczenia jej odkształcania wprowadzono modyfikacje konstrukcji palety (rys. 169).



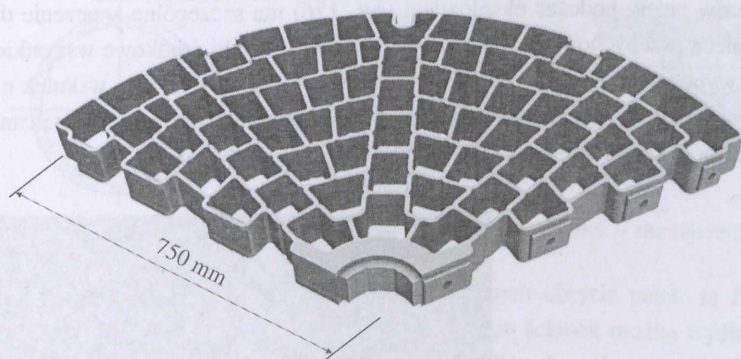
Rys. 176. Zniekształcona paleta podstawowa o wymiarach $606 \times 456 \times 50$ mm, stosowana w przepychowym piecu do nawęglania [23]

Duże odkształcenie palety często powoduje blokowanie komory pieca i/lub przeciążenie układu ich transportu. Odkształcone ścianki palety uniemożliwiają przyjęcie ściśle określonej pozycji, wymaganej do jej współpracy z popychaczem (zabierakiem) i sąsiednimi paletami. Odkształcenie sumaryczne palet uniemożliwia ich przemieszczanie się w poszczególnych strefach pieca. Ponadto zniekształcone krawędzie palet generują siły tarcia o boczne prowadnice toru pieca, utrudniając ich transport.

Utrudnienia w transporcie palet spowodowane ich odkształceniem stwierdzono w procesie obróbki cieplnej z użyciem palety podstawowej, której kształt już omówiono (rys. 167). W jej konstrukcji nie przewidziano elementów zdolnych do chwilowych odkształceń ani na jej obrysie, ani w jej części środkowej [167].

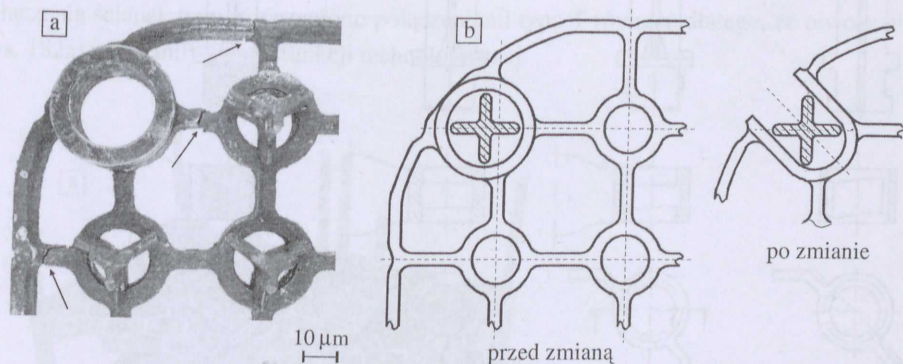
Zapewnienie możliwości swobodnej zmiany wymiarów odlewu w warunkach cyklicznej zmiany wartości temperatury wymaga prowadzenia analizy stanu naprężeń cieplnych wywołanych w jego konstrukcji w trakcie eksploatacji. Często dobry efekt daje obserwacja pracujących odlewów i modyfikowanie zastosowanych rozwiązań konstrukcyjnych, np. uszkodzenia tworzące się w odlewach spowodowane całkowitym bądź częściowym brakiem możliwości odkształcania się danego elementu lub współpracujących elementów (rys. 157 i 158 – rozdz. 5.4). Ogólnie przyjęto więc, że w konstrukcjach wyposażenia pieców należy unikać połączeń sztywnych.

Wprowadza się także podział dużych odlewów na mniejsze elementy (rys. 177). Prawidłowa konstrukcja połączeń rozłącznych powoduje, że poszczególne elementy danego wyposażenia technologicznego uzyskują dodatkową swobodę zmiany wymiarów i mogą być łatwo wymieniane.



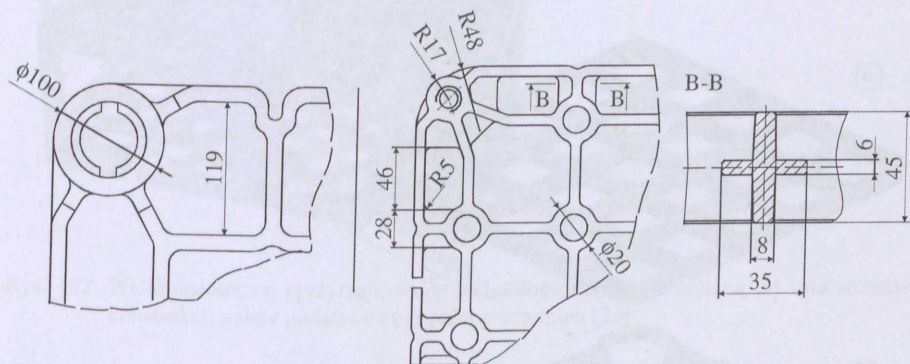
Rys. 177. Element składowy dużej palety podstawowej do pieca węglnego [23]

Zwiększanie swobody zmiany wymiarów niektórych elementów oprzyrządowania technologicznego podczas eksploatacji osiąga się przez prostą modyfikację konstrukcji palety (np. palety pośredniej – rys. 178). Spośród odlewów oprzyrządowania technologicznego paleta pośrednia najszybciej ulega zniszczeniu wskutek odpadania jej naroży (rys. 134, 178a). Zmiana konstrukcji narożnika i kształtu otworu (rys. 178b) praktycznie usuwa przyczynę jej niszczenia.



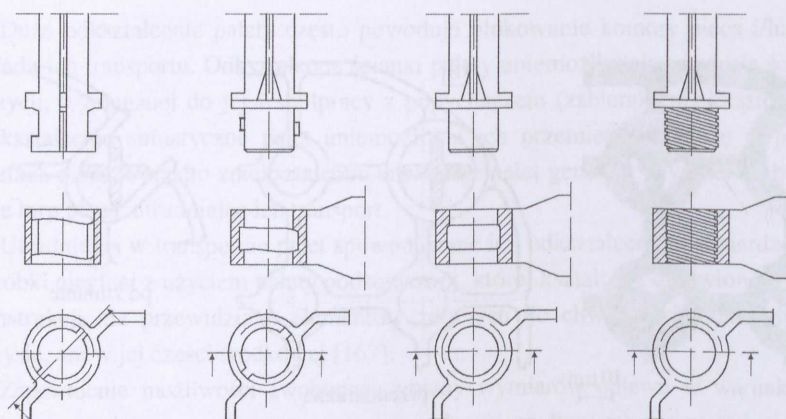
Rys. 178. Zmiana kształtu otworu narożnego w paletce pośredniej (rys. 31b) [23]: a) naroże przed zmianą kształtu otworu; → pęknięcia, b) schemat naroża palety przed zmianą i po zmianie sposobu mocowania słupka

Do konstrukcji palety wprowadzane są także rozwiązania zwiększające trwałość szybciej zużywającego się jej obrysu zewnętrznego (rys. 131 i 132). Zwykle stosuje się rozcięcia w pasie zewnętrznym, wygięcia odpężające typu U oraz żebra wzmacniające (rys. 179). Trwałość palety znacznie zwiększa konstrukcja umożliwiającą zmianę kierunku odkształcania się jej pasa zewnętrznego – podczas zmian wartości temperatury pracy następuje odkształcenie pasa zewnętrznego palet w kierunku jej środka, a nie, jak obecnie, na zewnątrz (rys. 176).



Rys. 179. Schemat konstrukcji naroży odlewów palet [23]

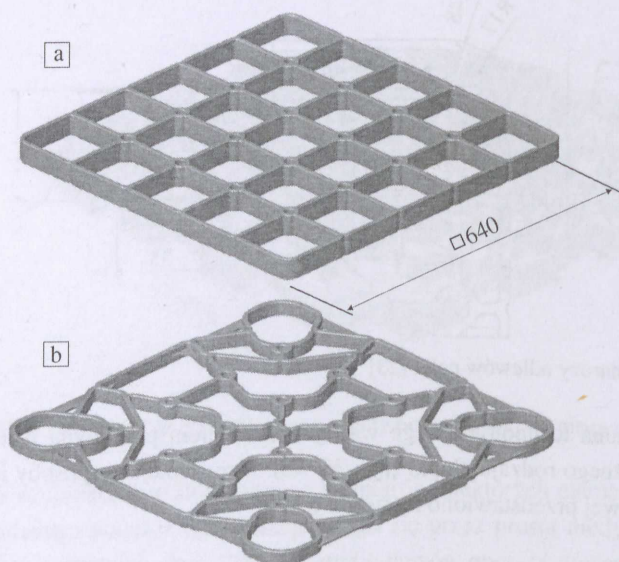
W konstrukcji oprzyrządowania technologicznego ważnym elementem połączenia palety podstawowej z pośrednią są różnego rodzaju słupki (rys. 37–40). Najważniejsze sposoby ich mocowania w paletce podstawowej przedstawiono na rysunku 180.



Rys. 180. Sposoby mocowania słupków w paletce podstawowej – firma AFE

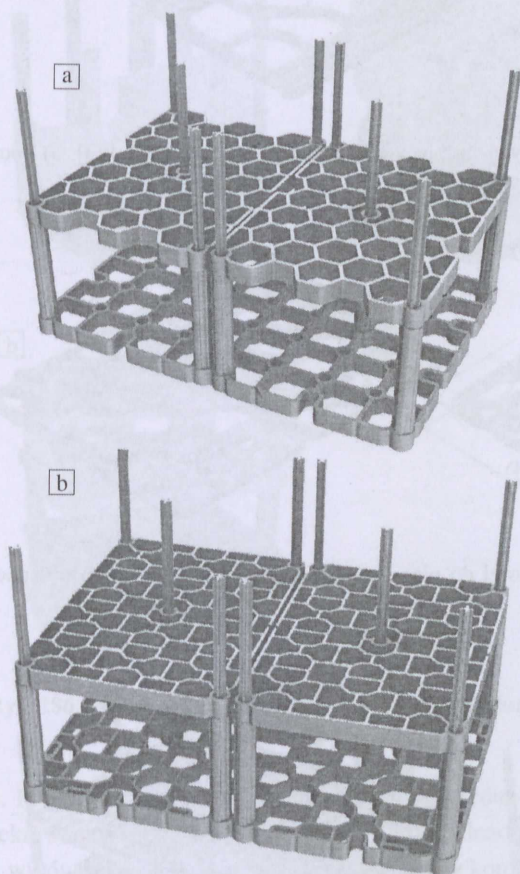
Przedstawione zasady projektowania wyposażenia pieców do obróbki cieplnej zastosowano do zmiany konstrukcji oprzyrządowania technologicznego i elementów konstrukcyjnych (rys. 181–187), co wpłynęło na podwyższenie trwałości i niezawodności wyposażenia pieców oraz na poprawę ich funkcjonalności.

1. Paleta podstawowa stosowana w piecu do wyżarzania normalizującego (rys. 181) – analiza warunków jej eksploatacji doprowadziła do usztywnienia obrysu zewnętrznego odlewu, co poprawiło sprężystość w jego środku (rys. 181a i b). W nowo opracowanej konstrukcji zachowano tylko jej wymiary X-Y oraz rozstaw otworów.



Rys. 181. Paleta podstawowa pieca przepychowego do wyżarzania normalizującego: a) przed zmianą konstrukcji i b) po zmianie konstrukcji [23]

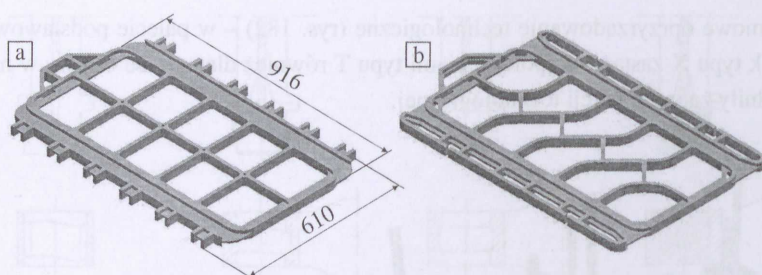
2. Wielopoziomowe oprzyrządowanie technologiczne (rys. 182) – w paletce podstawowej połączenia ścianek typu X zastąpiono połączeniami typu T również dlatego, że otwory w niej (rys. 182a) nie pełniły żadnej funkcji technologicznej.



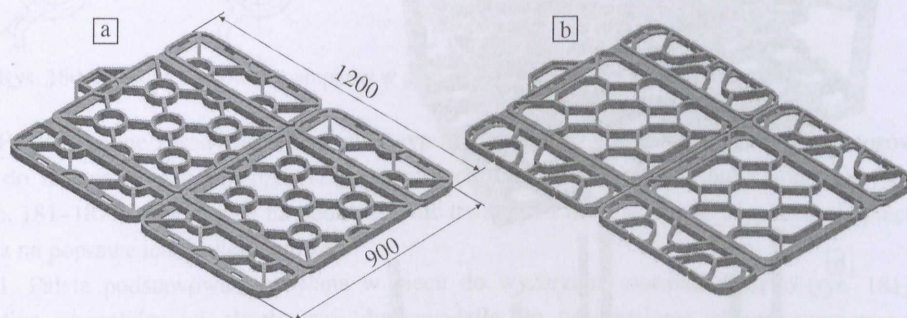
Rys. 182. Wielopoziomowe oprzyrządowanie technologiczne: przed zmianą (a) i po zmianie (b) konstrukcji palety podstawowej i palet pośrednich [23]

3. Palety podstawowe do pieców komorowych do nawęglania PeKat-1 i 2 (rys. 183–185). Pierwszą ich wersją były konstrukcje masywne (rys. 183a i 184a), opracowane w połowie lat 50. XX wieku.

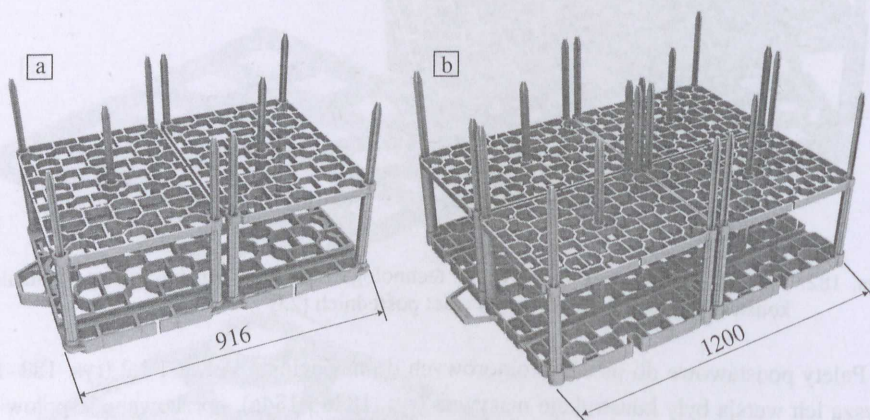
Nowe palety (rys. 183b i 183b) zaprojektowano na początku lat 90. XX wieku. Mają one masę o ok. 20% mniejszą wskutek zmniejszenia grubości i gęstości ścianek. Ich trwałość jest znacznie większa w porównaniu z pierwszą konstrukcją [170, 171]. Kolejnym etapem modernizacji tej rodziny palet było opracowanie kolejnych wersji ich konstrukcji (rys. 185) – możliwość wielopoziomowej zabudowy oraz wstawiania ścian bocznych (zob. rys. 46a).



Rys. 183. Konstrukcja palety podstawowej do pieca komorowego typu PeKat-1 [23]: a) początkowa, b) zmodyfikowana

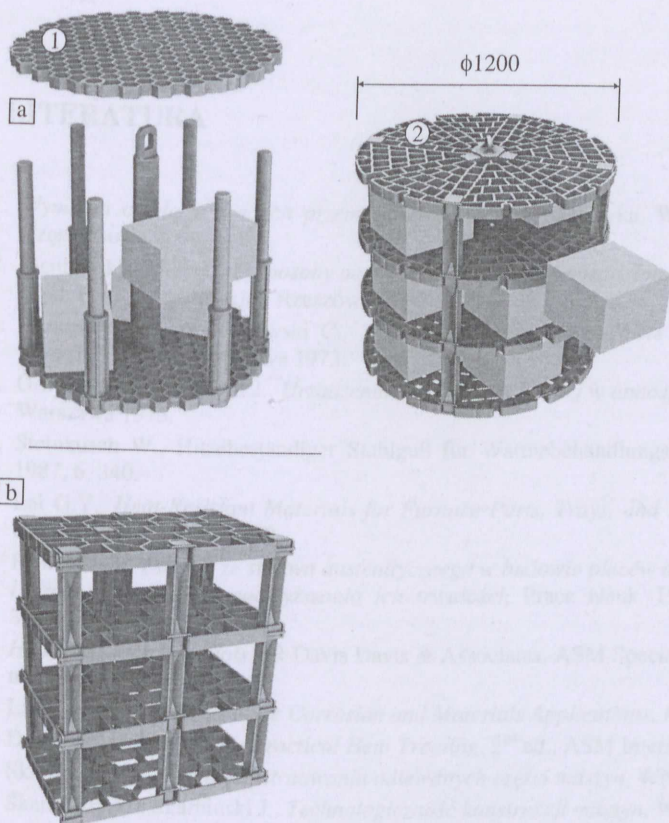


Rys. 184. Konstrukcja palety podstawowej do pieca komorowego typu PeKat-2 [23]: a) początkowa, b) zmodyfikowana



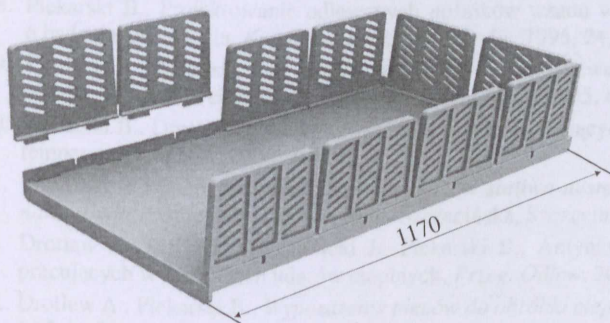
Rys. 185. Wielopoziomowe oprzyrządowanie technologiczne zaprojektowane do pieca komorowego typu PeKat-1 (a) – jest również przedstawione na rys. 39b; oraz PeKat-2 (b) [23]

4. Oprzyrządowanie technologiczne wielopoziomowe ze zmienionym kierunkiem montażu/demontażu słupów (rys. 186) [172]. Załadowanie/wyładowanie elementów obrabianych cieplnie o dużych rozmiarach wymaga demontażu typowego oprzyrządowania (rys. 186a-1). Opracowanie nowego systemu składania/rozkładania oprzyrządowania rozwiązało ten problem (rys. 186a-2 i b).



Rys. 186. Wielopoziomowe oprzyrządowanie technologiczne zaprojektowane do pieca węglowego (a) i komorowego (b) [23]

5. Płyta denna do pieca komorowego wyposażona w ściany boczne (rys. 187) została zaprojektowana w celu zwiększenia masy wsadu złożonego z elementów o małych rozmiarach oraz wyrównania wartości temperatury wewnątrz komory pieca.



Rys. 187. Płyta denna pieca komorowego z wkładanymi ścianami bocznymi [23]

LITERATURA

1. *Wymiana ciepła w piecach przemysłowych*, red. L. Szczówka, Wyd. Polit. Częstochowskiej, Częstochowa 2006.
2. Sieniawski J., *Kryteria i sposoby oceny materiałów na elementy lotniczych silników turbinowych*, Wyd. Polit. Rzeszowskiej, Rzeszów 1995.
3. Pachowski M., Andrzejewski C., *Stopy żaroodporne w budowie urządzeń technologicznych*, Wyd. IMP, A-13, Warszawa 1973.
4. Grzyb J., Trzciałkowski J., *Urządzenia do obróbki cieplnej w atmosferach regulowanych*, WNT, Warszawa 1975.
5. Steinkusch W., *Hitzebeständiger Stahlguß für Wärmebehandlungsanlagen*, *Gas Wärme Inter.* 1987, 6, 340.
6. Lai G.Y., *Heat-Resistant Materials for Furnace Parts, Trays, and Fixtures*. ASM Handbook – Heat Treating, 1991, 4, 510.
7. Piekarski B., *Odlewy ze staliwa austenitycznego w budowie pieców do nawęglania – teoretyczne i praktyczne aspekty podwyższania ich trwałości*, *Prace Nauk. Polit. Szczecińskiej* nr 573, Szczecin 2003.
8. *Heat Resistant Materials*, JR Davis Davis & Associates, ASM Speciality Handbook, ASM International 1997.
9. Lai G.Y., *High-Temperature Corrosion and Materials Applications*, ASM International 2007.
10. Dossett J.L., Boyer H.E., *Practical Heat Treating*, 2nd ed., ASM International 2006.
11. Skarbiński M., *Zasady konstruowania odlewanych części maszyn*, WNT, Warszawa 1968.
12. Skarbiński M., Skarbiński J., *Technologiczność konstrukcji maszyn*, WNT, Warszawa 1982.
13. Píšek F., *Konstrukce Otlíku*, SNTL, Praha 1956.
14. Richert R., *Form-und gießgerechtes Konstruieren*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoff-industrie, Leipzig 1984.
15. Campbell J., *Castings Practice – the 10 Rules of Castings*, Elsevier 2004.
16. Jakubiec M., Lesiński K., Czajkowski H., *Technologia konstrukcji spawanych*, WNT, Warszawa 1987.
17. Piekarski B., *Palety do pieców do obróbki cieplno-chemicznej – uwagi konstrukcyjne i technologiczne*, *Przeg. Odlew.* 1984, 5, 181.
18. Piekarski B., *Projektowanie odlewanych nośników wsadu w piecach do nawęglania w oparciu o badania ich zużycia*, *Krzepnięcie Metali i Stopów*, 1995, 24, 95.
19. Kubicki J., Piekarski B., *Podwyższenie trwałości odlewanych elementów konstrukcyjnych pieców do obróbki cieplno-chemicznej*, *Przeg. Odlew.* 1995, 4, 149.
20. Piekarski B., Drotlew A., *Konstruowanie odlewów pracujących w warunkach cyklicznych zmian temperatury*, *ATMiA*, 2008, 3, 95.
21. Piekarski B., *Dobór podstawowych składników staliwa austenitycznego na elementy pieców do nawęglania*, rozprawa doktorska, Polit. Szczecińska, Szczecin 1986.
22. Drotlew A., Garbiak M., Kubicki J., Piekarski B., *Antynawęgleniowe powłoki na odlewach pracujących w warunkach uderów cieplnych*, *Przeg. Odlew.* 2004, 9, 742–751.
23. Drotlew A., Piekarski B., *Wyposażenie pieców do obróbki cieplnej. Projektowanie i eksploatacja*, POLCAST, Szczecin 2002–2011 (praca niepublikowana).
24. Piekarski B., *Damage of heat-resistant castings in a carburizing furnace*, *Engineering Failure Analysis* 2010, 17, 143.

25. Piekarski B., Drotlew A., Cast functional accessories for heat treatment furnaces, *Archives of Foundry Engineering* 2010, 2, 155.
26. Piekarski B., Drotlew A., Cast construction elements for heat treatment furnaces, *Archives of Foundry Engineering* 2011, 3, 163.
27. Hernas A., *Żarowytrzymałość stali i stopów*, cz. I, Wyd. Polit. Śląskiej, Gliwice 1999.
28. Christodulu P., *Przeciwnawęgleniowe powłoki na bazie Al, Cu, Fe, i Si na wysokostopowym podłożu staliwnym*, rozprawa doktorska, Polit. Szczecińska, Szczecin 1984.
29. Kubicki J., *Odlewnicze powłoki ochronne Al-Cu na staliwie żarowytrzymałym*, Prac. Nauk. Polit. Szczecińskiej nr 529, Szczecin 1996.
30. Kochmańska A., *Powłoki ochronne na staliwie żarowytrzymałym wytwarzane metodą zawieszinową*, rozprawa doktorska, Polit. Szczecińska, Szczecin 2006.
31. Kubicki J., Kochmańska A., Aluminide protective coatings on high-temperature creep resistant cast steel, w: *Postęp teorii i praktyki odlewniczej*, PAN Oddz. Katowice 2009.
32. *Obróbka cieplna stopów żelaza. Poradnik inżyniera*, red. W. Luty, WNT, Warszawa 1977.
33. Moszyński A., *Nawęglanie gazowe stali*, WNT, Warszawa 1983.
34. Gutowski P., *Badanie przyczyn pęknięcia palet używanych w piecach do nawęglania*, rozprawa doktorska, Polit. Szczecińska, Szczecin 1989.
35. Gutowski P., The use of finite element method to calculate tessellated stresses in multiphase alloys, mater. 10th Congress on Material Testing, vol. 1, 7–11 Oct. 1991, Budapest 1991, s. 267.
36. Tuleja J., Gutowski P., Leus M., Naprężenia strukturalne w stabilnym staliwie austenitycznym w warunkach nawęglania i nagłych zmian temperatury. *Arch. Odlew.* 2006, 22, 590.
37. Materiały firm: Lohmann, COURTH, CRONITE, NICRO, POSE-MARRE, IMP, F.A.I., TECHNOALLOY, AFE, NCK, POLCAST.
38. Hernas A., Maciejny A., *Żarowytrzymałe stopy metali*, Wyd. PAN Oddz. Katowice–Wrocław 1989.
39. Castings for Heat Treatment Plants, G.E. Totten & Associates, LLC; www.getottenassociates.com [dostęp: wrzesień 2011].
40. Heat and Corrosion Resistant Castings: their engineering properties and applications. Publication № 266 NiDI; www.nickelinstitute.org [dostęp: wrzesień 2011].
41. Materials Selection Considerations for Thermal Process Equipment. A Best Practices Process Heating Technical Brief. www1.eere.energy.gov/manufacturing [dostęp: wrzesień 2011].
42. Hattersley B., Hume-Rothery W., Constitution of certain austenitic steel, *J. Iron Steel Inst.*, 1966, July, 683.
43. Głównia J., *Odlewy ze stali stopowej – zastosowanie*, Wyd. Fotobit, Kraków 2002.
44. Murza-Mucha P., Ziemkiewicz J., *Człowiek i żelazo*, Wyd. Iskry, Warszawa 1967.
45. *Concise Encyclopedia of the Structure of Materials*, red. J.W. Martin, Elsevier 2007.
46. Mrowec S., Werber T., *Nowoczesne materiały żaroodporne*, WNT, Warszawa 1982.
47. Prowans S., *Struktura stopów*, Wyd. Nauk.-Tech., Warszawa 2002.
48. Flemings M.C., *Solidification processing*, McGraw-Hill, New York 1974.
49. Campbell J., *Castings*, Butterworth-Heinemann, Oxford 1991.
50. Braszczynski J., *Krystalizacja odlewów*, WNT, Warszawa 1991.
51. Fraś E., *Krystalizacja metali i stopów*, Wyd. PWN, Warszawa 1992.
52. Pucka G., Cieśla M., Oddziaływanie wielkości ziaren mikrostruktury na wytrzymałość zmęczeniową żarowytrzymałego stopu na osnowie niklu, *Przegl. Odlew.* 2004, 10–11, 826.
53. Kobayashi K. i in., Grain size effect on high-temperature fatigue properties of alloy 718, *Materials Letters*, 2005, 59, 386.
54. Mikułowski B., *Stopy żaroodporne i żarowytrzymałe – nadstopy*, Wyd. AGH, Kraków 1997.
55. Gommans R.J., *Life assessment and inspection techniques in reformer furnaces*, 6th Schmidt + Clemens Group Symposium, Bali, Indonesia, Aug. 2002.

56. Beyer F., Brightling J., Fernell P., Foster C., *Steam reforming – 50 years of development and the challenges for the next 50 years*, AIChE 50th Annual Safety in Ammonia Plants and Related Facilities Symposium, Sept. 26–29, Toronto, Canada, 2005.
57. Green R., *Re-tubing your primary reformer the KATAL-COJM PERFORMANCE concept*, 19th AFA Int'l Fertilizer Technical Conference & Exhibition, 18–20 April 2006, Four Seasons Hotel, Dohra – Qatar 2006.
58. Łabanowski J., *Ocena procesów niszczenia rur katalitycznych w eksploatacji reformerów metanu*, Wyd. Polit. Gdańska, Monografie nr 35, Gdańsk 2003.
59. Jasiński W., *Trwałość eksploatacyjna rur katalitycznych reformerów amoniaku*, Wyd. ZUT, Szczecin 2009.
60. Katalog: Heat-resistant alloys for hydrocarbon processing. MANOIR PETROCHEM®.
61. www.paralloy.net/Content/About/News.asp [dostęp: wrzesień 2011].
62. Zapala R., *Rola mikrododatków w poprawie żaroodporności staliwa odlewanego odśrodkowo*, rozprawa doktorska, AGH, Kraków 2008.
63. Tęcza G., *Związki struktury z wytrzymałością i plastycznością modyfikowanego staliwa Ni32-Cr25-Nb*, rozprawa doktorska, AGH, Kraków 2009.
64. Garbiak M., Jasiński W., Piekarski B., *Materials for reformer furnace tubes. History of evolution*, *Archives of Foundry Engineering*, 2011, 2, 47.
65. Gierek A., Mikuszewski T., *Kształtowanie struktury pierwotnej metali i stopów*, Wyda PŚ, Gliwice 1998.
66. Barcik J., *Stopy na rury pirolityczne. Skład chemiczny, struktura i właściwości eksploatacyjne*, Prace Nauk. Uniwersytetu Śląskiego, nr 1487, Katowice 1995.
67. Zaghoul M.B., Shinoda T., Tanaka R., *Relation between structure and creep rupture strength of centrifugally cast HK40 steel*, *Trans. ISIJ* 1977, 17, 520.
68. Chylińska R., *Procesy wydzieleniowe w żaroodpornym staliwie typu 30Ni-18Cr stabilizowanym dodatkami niobu i tytanu*, rozprawa doktorska, ZUT, Szczecin 2011.
69. Kniagin G., *Staliwo. Metalurgia i odlewnictwo staliwa*, Wyd. Śląsk, Katowice 1977.
70. Chojecki A., Telejko I., *Odlewnictwo staliwa*, Wyd. Nauk. Akapit, Kraków 2003.
71. www.eeve.energy.gov [dostęp: wrzesień 2011].
72. Geier M., Gobin F., *Contribution á l'étude de la fissuration en cours solidification des austénites alliées á 25% Cr – 20% Ni en rapport avec leur teneur en carbone*, *Métaux*, 1969, 8, 280.
73. Aydin I., Bühler H-E., Rahmel A., *Ausscheidungsverhalten der hitzebeständigen austenitischen Gußstähle G-X40CrNiSi 25 20, G-X40NiCrSi 35 25 und G-X35CrNi SiNb 24 24*, *Arch. Eisenhüttenwes.* 1983, 10, 421.
74. Głownia J., *Krystalizacja staliwa*, skrypt AGH, Kraków 1984.
75. Surmail T., *Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels*, *Mater. Sci. Technol.* 2001, 17, 1.
76. Padihla A F., Rios P. R., *Decomposition of austenite in austenitic stainless steels*, *ISIJ Inter.* 2002, 42, 325.
77. Adamczyk J., Szkaradek K., *Materiały metalowe dla energetyki jądrowej*, Wyd. PŚ, Gliwice 1992.
78. Adamczyk J., *Metaloznawstwo teoretyczne, cz.1. Struktura metali i stopów*, Wyd. PŚ, Gliwice 1999.
79. Ul'ānin E.A., Svistunov T.V., Levin F.L., *Korrozionnostojkie splawy na osnovie železa i nikela*, *Metallurgija*, Moskva 1986.
80. Wang F., Northwood D.O., *The effect of carbon content on the microstructure of an experimental heat-resistant steel*, *Mat. Char.* 1993, 31, 3.
81. Ibañez R.A.P. i in., *Effects of Si Content on the Microstructure of Modified-HP Austenitic steels*, *Mat. Char.* 1993, 30, 243.

82. Lenart S., Piekarski B., *Przydatność pomiaru indukcji magnetycznej do oceny zmian zachodzących w staliwie typu 17/36 w wyniku starzenia*, Mater. XIII Symp. Nauk. Wydz. TIMO AGH, Kraków 1987, s. 169.
83. Garbiak M., Piekarski B., Węgliki eutektyczne w staliwie austenitycznym, *Inż. Mat.* 2010, 1, 12.
84. Pearson W.B., *A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*, Pergamon Press 1958.
85. Wadsworth J., Woodhead J.H., Keown S.R., The influence of stochiometry upon carbide precipitation, *Met. Sci.* 1976, Oct. 342.
86. Kula P., Olejnik J., Nawęglanie próżniowe; technologia, ekonomia, przyszłość, *SECO/WARWICK* 2001, 2(11), 4.
87. Garbiak M., *Ocena wpływu niobu i tytanu na strukturę i właściwości mechaniczne staliwa typu 30Ni-18Cr*, rozprawa doktorska, Politechnika Szczecińska, Szczecin 2006.
88. Piekarski B., The influence of Nb, Ti, and Si additions on the liquidus and solidus temperatures and primary microstructure refinement in 0.3C-30Ni-18Cr cast steel, *Mat. Char.* 2010, 61, 899.
89. Thomas C.W. i in., Stress relaxation properties of alloy HP50Nb and their application to life assessment of reformer furnace tubing, *Int. J. Pres. Ves. & Piping* 1997, 70, 59.
90. Tůma H., Ciznerová M., Vyklický M., Precipitace karbidu typu M_6C u materiálu Cr25 Ni35Nb v závislosti na obsahu přítomného uhlíku a křemíku, *Hutnické listy* 1991, 11–12, 43.
91. Chylińska R., Garbiak M., Piekarski B., Electrolytic phase extraction in stabilised austenitic cast steel, *Medžiagotyra (Materials Science)* 2005, 11, 348.
92. Jasiński W., Characteristics of the reforming catalytic pipes material, *Inż. Mater.* 2002, 5, 482.
93. Beattie H.J., Ver Snyder F.L., A new complex phase in a high-temperature alloy, *Nature* 1956, 178, 208.
94. Powell D.J., Pilkington R., Miller D.A., The precipitation characteristics of 20%Cr/ 25% Ni-Nb stabilised stainless steel, *Acta Metall.* 1988, 36, 713.
95. *Atlas of Microstructures*, Prepared by Ellen Berghof-Hasselbacher, Peter Gawenda, Monika Schorr, Michael Schutze of Karl-Winnacker-Institut der DECHEMA e.V. and John J. Hoffman of Air Products & Chemicals, Inc. 2008, ISBN 978-1-57698-046-0.
96. Ecob R.C., Lobb R.C., Kohler V.L., The formation of G-phase in 20/25 Nb stainless steel AGR fuel cladding alloy and its effect on creep properties, *J. Mater. Sc.* 1987, 22, 2867.
97. Spiegel F.X., Bardos D., Beck P.A., Ternary G and E Silicides and Germanides of Transition Elements, *Trans. Metall. Sc. of AIME* 1963 June, 227, 575.
98. Miller M.K. Bentley J., *Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors*, The Metallurgical Society, London, 1988, s. 341.
99. Sourmail T., Badeshia H.K.D.H., Microstructural Evolution in Two Variants of NF 709 at 1023 and 1073K, *Metalurgical and Mat. Trans. A* 2005, vol. 36A, Jan., 23.
100. Chen Q.Z., Thomas C.W., Knowles D.M., Characterization of 20Cr32Ni1Nb alloys in as-cast and Ex-Service conditions by SEM, TEM and EDX, *Mat. Sci. Eng.* 2004, A374, 398.
101. *Steel Castings Handbook*, Supplement 2, Steel Founder's Society of America 1999.
102. Piekarski B., *Wytapianie staliwa austenitycznego w piecu indukcyjnym z wyłożeniem kwaśnym*, Mater. I Inter. Conf. of Faculty of Foundry Eng., 8–9.VI.1995, Wydz. Odlew. AGH, Kraków 1995, s. 65.
103. Garbiak M., Piekarski B., Melting of Ni-Cr cast steel with additions of niobium and titanium, *Medžiagotyra (Materials Science)* 2005, 4, 329.
104. *Stahleisen – Kalendar 1981*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1981.
105. Ribeiro A.F. i in., Microstructural modifications by hydrogen in a heat resistant steel type HP-45 with Nb and Ti additions, *Mater. Char.* 2003, 693, 356–357.
106. McKimpson M.G. *High-Performance, Oxide-Dispersion-Strengthened Tubes for Production of Ethylene and Other Industrial Chemicals*, Final Technical Report DE-FC36-01ID14255, 30 September 2001 through 30 June 2005, 20 March 2006.

107. Gajewski M., *Przemiany strukturalne w stalach i staliwach stosowanych w energetyce oraz ich wpływ na mechanizmy pęknięcia i korozji*, Wyd. Polit. Świętokrzyskiej, Kielce 2003.
108. Steinkusch W., Verbesserte Werkstoff und Konstruktionen verringern Betriebskosten bei der Wärmebehandlung, *Fachberichte Hütten. Metall.* 1985, 9, 746.
109. Piekarski B., Christodulu P., Kubicki J., Wpływ nawęglania i wyżarzania na udarność na gorąco staliwa LH17N36S, *Ochrona przed korozją* 1984, 4, 230.
110. Mrowec S., *Kinetyka i mechanizm utleniania metali*, Wyd. Śląsk, Katowice 1982.
111. Yamasaki D., Hirata I., Study on the Carburizing Phenomenon of Heat-Resisting Cast Steel for Pyrolysis Tubes, *Tech. Rev.* 1977, 1, 294.
112. Piekarski B., Makroskopowe aspekty zużycia odlewów palet stosowanych w piecach do nawęglania, *ATMiA, KBM PAN* 2000, vol. 20, nr 1, s. 127.
113. Piekarski B., Mikrostrukturalne aspekty zużycia odlewów pracujących w piecach do nawęglania, *ATMiA, KBM PAN* 2001, vol. 21, nr 1, s. 127.
114. Piekarski B., Garbiak M., Chylińska R., *Sprawozdanie z projektu badawczego KBN 3 T08C 048 27 „Podwyższenie trwałości staliwa 0.3%C-30%Ni-18%Cr przeznaczonego do pracy w warunkach uderzeń cieplnych”*, Polit. Szczecińska, Szczecin 2007 (praca niepublikowana).
115. Barcik J., *Proces wydzielania fazy sigma w chromowo-niklowych stalach austenitycznych*, Prace Nauk. Uniwersytetu Śląskiego nr 340, Katowice 1979.
116. Gutowski P., Piekarski B., Zmiana własności mechanicznych staliwa typu 17/36 w zakresie temperatur 293–1173 K, *Mater. XIV Symp. Nauk. ITMO AGH, Kraków* 1988, s. 123.
117. Miyahara K., Bae D.S. i in., *Proc. of 5th Int. Conf. Creep and Fracture of Eng. Materials and Structure*, Swansea, 1993.
118. Chylińska R., Garbiak M., Lenart S., *Morphology of precipitates in stabilized austenitic cast steel*, *Mater. 13th Inter. Symp. on Metallography*, 2–4 May 2007, Stará Lesná, Slovak Republic 2007, s. 264–267.
119. Piekarski B., Effect of Nb and Ti additions on microstructure and identification of precipitates in stabilized Ni-Cr cast austenitic steels, *Mater. Char.* 2002, 47/3–4, 181.
120. Garbiak M., Piekarski B., Influence of annealing/ carburizing on structure of 30%Ni/ 18%Cr NbTi cast steel, *Medžiagotyra (Materials Science)* 1999, 2(9), 58.
121. Piekarski B., Garbiak M., Effect of Nb and Ti on microstructure and mechanical properties of 30%Ni/18%Cr cast steel after annealing, *Metalurgija* 2002, 2, 77.
122. Shi S., Lippold J.C., Microstructure evolution during service exposure of two cast, heat resisting stainless steels – HP-Nb modified and 20-32Nb, *Mat. Char.* 2008, 59, 1029.
123. Burakowski T., Wierchoń T., *Inżynieria powierzchni metali*, WNT, Warszawa 1995.
124. Stachura S., *Powstawanie wad struktury w czasie krzepnięcia odlewów staliwnych i ich wpływ na własności*, *Zesz. Nauk. Polit. Częstochowskiej* nr 140, *Hutnictwo* nr 19, Częstochowa 1988, s. 154–167.
125. Harrison J.M. i in., The Gaseous Carburisation of Austenitic Steels, *Werkst. Korros.* 1979, 30, 785.
126. Christodulu P., Piekarski B., Kubicki J., Wpływ obróbki mechanicznej na kinetykę nawęglania staliwa L35H17N36S w atmosferze gazowej, *Prac. Nauk. Polit. Szczecińskiej* nr 281, Szczecin 1985, s. 61.
127. Piekarski B., Kubicki J., Ochrona oceli na odlitki 36%Ni/18%Cr powłaki na bází hliníku před vlivem atmosféry nasycené Uhlím, *Slévárství* 2002, 4, 140.
128. Garbiak M., Piekarski B., Anticarburing coatings applied on parts of carburising furnaces, *Int. J. Microstructure and Materials Properties* 2007, 1, 35.
129. Schnaas A., *Veränderung der Eigenschaften hochwarm fester Stähle durch Aufkohlung und karbidenscheidungen*, PhD thesis, Max-Planck-Institut, Düsseldorf 1977.
130. Schnaas A., Grabke H.J., High-Temperature Corrosion and Creep of Ni-Cr-Fe Alloys in Carburizing and Oxidizing Environments, *Oxid. Metals* 1977, 5, 387.

131. Grabke H.J., *Carburization of Fe-Ni-Cr Alloys*, Zesz. Nauk. AGH nr 1126, Chemia z. 5, Kraków 1987, s. 9.
132. Yoshikawa K. i in., The Relation between Carburization Resistance and Surface Oxide Film of Heat Resistant Steels for Petrochemical Plants, *Sumitomo Search* 1986, 33, 45.
133. Piekarski B., Properties of Stabilised Ni-Cr Cast Steel Exposed to the Effect of Carburising Atmosphere and Thermal Fatigue, *Metallurgija* 2005, 4, 269.
134. Grabke H.J., Metal Dusting of Low- and High-Alloy Steels, *Corrosion* 1995, 9, 711.
135. Grabke, H.J., Spiegel M., Occurrence of Metal Dusting-Referring to Failures Cases, *Materials and Corrosion* 2003, 10, 799.
136. Grzesik Z., Danielewski M., Mrowec S., Mechanizm typu metal dusting w atmosferach nawęglających, *Ochr. przed Korozją* 2005, 11s/A, 269.
137. Hrivnak I. i in., Metal Dusting of Inlet Tube Made of Alloy 800, *Kovove Mater.* 2005, 43, 290.
138. Toh Ch. H., *Metal Dusting on Heat-Resistant Alloys under Thermal Cyclic Conditions*, PhD thesis, University of New South Wales 2002.
139. Al-Meshari A.I., *Metal Dusting of Heat-Resistant Alloys*, PhD thesis, University of Cambridge 2008.
140. Zabelin S.F., Tihonov A.S., Zemskij S.V., Diffuziá pri termocikličeskoj obrabotke stalei, *Fizika i Himiá Obrabotki Materialov*, 1982, 6, 115.
141. Quadakres W.J., Viehhaus H., The Applications of Surface Analysis Techniques in High Temperature Corrosion Research. Guidelines for Methods of Testing and Research in High Temperature Corrosion (EFC 14), red. H.J. Grabke, D.B. Meadowcroft, Maney Publishing 1995, s. 189–217.
142. Walter M., Schütze M., Rahmel A., Behavior of Oxide Scales on Alloy 800 H and HK 40 During Thermal Cycling, *Oxidation of Metals* 1993, 1/2, 37.
143. Ramanathan L.V., Pohl M., Padilha A.F., The effect of niobium on the oxidation bahaviour of fuuly austenitic Fe-15%Cr-15Ni stainless steel, *Materials and Corrosion* 1995, 46, 71.
144. Gierzyńska M., Smarzyński Z., Zmęczenie cieplne metali, *Mechanik* 1979, 3, 147.
145. Żuchowski R., *Analiza procesu zniszczenia podczas zmęczenia cieplnego metali*, Prace Nauk. Polit. Wrocławskiej, Monografie nr 18, Wrocław 1986.
146. Żuchowski R., *Zmęczenie cieplne metali i elementów konstrukcji*, Prace Nauk. Polit. Wrocławskiej, Monografie nr 15, Wrocław 1981.
147. Weroński A., *Zmęczenie cieplne metali*, Wyd. Nauk.-Tech., Warszawa 1983.
148. *Naprężenia cieplne*, red. Z. Orłoś, PWN, Warszawa 1991.
149. Weroński A., Hejwowski T., *Problematyka trwałości elementów pracujących przy podwyższonych temperaturach*, Wyd. Polit. Lubelskiej, Lublin 1993.
150. Jakowluk A., *Procesy pełzania i zmęczenia w materiałach*, WNT, Warszawa 1993.
151. Wyrzykowski J.W., Pleszakow E., Sieniawski J., *Odkształcenie i pękanie metali*, Wyd. Nauk.-Tech., Warszawa 1999.
152. Rose A., Eigenspannungen als Ergebnis von Wärmebehandlung und Umwandlung-sverhalten, *Härtereitechnische Mitteilungen* 1966, 21, 1.
153. Himużyn F., *Žaropročnye stali i splavy*, Metallurgia, Moskva 1964.
154. Drotlew A., Piekarski B., *Žarowytrzymałe odlewy palet – uwagi konstrukcyjne i technologiczne*, *Arch. Odlew.* 2001, 1, 446.
155. Tuleja J., *Sprawozdanie z praktyki w FIAT AUTO POLAND w Bielsku-Białej*, WSM, Szczecin 2001 (praca niepublikowana).
156. Gutowski P., Piekarski B., *Wpływ kształtu ścianki odlewu na jej odporność na zmęczenie cieplne*, Polit. Szczecińska, Szczecin 1989 (praca niepublikowana).
157. Laszlo F., Tessellated stresses, *Trans. JISI* 1943, 147, 173.
158. *Ceramic Industry's*, Materials Handbook 2001.

159. Union Carbide Corporation, Dec. 1986, ME, s. 198.
160. Garbiak M., Identyfikacja faz w stabilizowanym staliwie austenitycznym, *Arch. Odlew.* 2006, 22, 186.
161. Mamro K., *Odtlenianie stali*, Wyd. Śląsk, Katowice 1976.
162. Telejko J., Temperatura odlewania staliwa chromowego i chromowo-niklowego, *Przeg. Odlew.* 1978, 12, 293.
163. Telejko J., *Wytapianie odlewniczych stopów metali*, Wyd. STOP i OIG, Kraków 2008.
164. Drotlew A., Garbiak M., Kubicki J., Piekarski B., Stachańczyk J., Filter effectiveness in the manufacture of high-chromium steel castings, *AFE* 2011, 1, 15.
165. Gutowski P., Piekarski B., *Analiza przyczyn niszczenia palet do pieców do obróbki cieplno-chemicznej*, Prace Nauk. Polit. Szczecińskiej nr 281, Szczecin 1985, s. 33.
166. Sajluk P., Drotlew A., Piekarski B., *Projektowanie odlewów palet stosowanych w piecach do obróbki cieplnej*, prezentacja na VII Seminarium Studenckiego Koła Naukowego Odlewników „SFEROID” w Katedrze Odlewnictwa Wydziału Mechanicznego Technologicznego Polit. Śląskiej w Gliwicach, Ustronie Jaszowiec, 2–4 czerwca 2011 r. (praca niepublikowana).
167. *Zarys metalurgii i odlewnictwa staliwa*, cz. I, II, red. A. Staronka, Wyd. AGH, Kraków 1986.
168. Longa W., *Krzepnięcie odlewów*, Wyd. Śląsk, Katowice 1985.
169. Drotlew A., Piekarski B., *Paleta piecowa. Wzór przemysłowy nr 4956*, UP RP, Warszawa 2004.
170. Drotlew A., Piekarski B., *Paleta piecowa. Wzór przemysłowy nr 6322*, UP RP, Warszawa 2005.
171. Drotlew A., Piekarski B., Konstrukcja wielopoziomowego zestawu do obróbki cieplnej. Zgłoszenie przygotowane do UP RP.



ODLEWY ZE STOPÓW ŻAROWYTRZYMAŁYCH W PIECACH DO OBRÓBKİ CIEPLNEJ

Streszczenie

W książce przedstawiono aktualny stan wiedzy na temat żarowytrzymałych stalowych odlewów pracujących w piecach do obróbki cieplnej. Ma ona charakter specjalistyczny i została przygotowana z myślą o tej części kadry inżyniersko-technicznej – głównie projektantach i użytkownikach pieców do obróbki cieplnej – która jest zainteresowana problematyką żarowytrzymałego metalowego wyposażenia pieców oraz czynnikami mającymi wpływ na jego trwałość. Prezentowane w opracowaniu treści, głównie o charakterze aplikacyjnym, powinny ułatwić zrozumienie zjawisk i procesów decydujących o degradacji właściwości użytkowych odlewanych, żarowytrzymałych elementów konstrukcyjnych omawianej rodziny pieców, ale też innych urządzeń do procesów cieplnych. Może ono również zainteresować pracowników jednostek badawczych, doktorantów oraz studentów wyższych lat studiów zajmujących się zagadnieniami trwałości części maszyn i konstrukcji pracujących w wysokiej temperaturze.

Opis odlewów żarowytrzymałych pracujących w piecach do obróbki cieplnej, ogólną ich klasyfikację oraz charakterystykę warunków eksploatacji przedstawiono we wprowadzeniu i pierwszym rozdziale. Żarowytrzymałe elementy pieców wykonuje się głównie z wysokostopowych chromowo-niklowych oraz niklowo-chromowych stopów żelaza, zarówno odlewniczych jak i przerobionych plastycznie. Ponieważ w pracy tej skoncentrowano się na zagadnieniach związanych z odlewami, powszechnie stosowanymi w tego typu elementach konstrukcyjnych, więc w rozdziałach drugim i trzecim zaprezentowano szczegółową klasyfikację żarowytrzymałego wyposażenia pieców, zilustrowaną przykładami głównie konstrukcji odlewanych, a w czwartym rozdziale scharakteryzowano staliwo austenityczne stosowane do ich wykonywania.

Podczas pracy odlewów w piecach do obróbki cieplnej ich właściwości użytkowe podlegają procesom ciągłej degradacji, przede wszystkim wskutek starzenia, korozji wysokotemperaturowej oraz zmęczenia cieplnego, dlatego w piątym rozdziale szerzej omówiono te zagadnienia. W ostatnim, szóstym rozdziale, przedstawiono wytyczne do projektowania odlewanych elementów wyposażenia pieców.

CREEP-RESISTANT CASTINGS USED IN HEAT TREATMENT FURNACES

Summary

This study presents the current state of knowledge about the creep-resistant steel castings operating in heat treatment furnaces. It has a specialised character and is addressed to this part of the engineering and technical staff - mostly designers and users of heat treatment furnaces – who are interested in a concise information about the creep-resistant metal accessories for furnaces and factors on which their service life depends.

The issues presented in the study, mainly of an application character, are expected to help in understanding the phenomena and processes governing the degradation of the performance properties of the cast, creep-resistant structural components of the furnaces in question, and also of other equipment for thermal processes. The study may also prove to be of some interest to the employees of research centers, post-graduate students and senior-year students dealing with the problems of the durability of machines and structures operating at high temperatures.

An introduction to the description of creep-resistant castings operating in heat treatment furnaces is their general classification and characterisation of operating conditions, presented in an Introduction and Chapter 1.

Creep-resistant furnace components are made of high-alloyed chromium-nickel and nickel-chromium ferrous alloys, both cast and wrought.

This study stresses mainly the issues related with castings, as they are commonly used for structural components of this type. For this reason, Chapters 2 and 3 discuss in detail the classification of the creep-resistant accessories for furnaces, giving also examples of the cast structures, while Chapter 4 gives characteristics of the austenitic cast steel commonly used for these components.

When castings are operating in the heat treatment furnaces, their performance properties are subject to a continuous process of degradation, due primarily to the impact of the aging process, high temperature corrosion and thermal fatigue, and therefore Chapter 5 presents a broader approach to these problems.

The last chapter, that is Chapter 6, gives guidelines for designing of the cast furnace components.

ЖАРОПРОЧНОЕ ЛИТЬЕ, ПРИМЕНЯЕМОЕ В ТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧАХ

Аннотация

Настоящая разработка содержит актуальное состояние объема знаний на тему жаропрочного стального литья, применяемое в термических печах. Она носит специализированный характер и была подготовлена с мыслью о инженерно-технических кадрах, главным образом проектантах и потребителей термических печей, которые заинтересованы данной информацией о жаропрочном металлическом оборудовании печей, а также факторов, влияющих на его прочность.

Представленное в разработке содержание, прежде всего аппликационного характера должно помочь облегчить понимание явлений и процессов, которые играют решающую роль в деградации эксплуатационных литейных свойств жаропрочных элементов конструкции, оговариваемого семейства печей, а также и другого оборудования для тепловых процессов. Данная разработка может заинтересовать также сотрудников исследовательских центров, аспирантов и студентов старших курсов, занимающихся проблемами прочности частей машин и конструкций, работающих при высоких температурах.

Введением в данную тематику, описывающую жаропрочное литье в термических печах, является общая их классификация и характеристика условий эксплуатации, представленная в введении до разработки и в главе 1.

Жаропрочные элементы печей выполнены, главным образом, из высоколегированных хромоникелиевых и никелевохромистых сплавов железа как литейных, так и пластически преобразованных.

Настоящая разработка представляет, прежде всего, проблематику связанную с литьем, т. к. элементы такого рода конструкции находят широкое применение. Следовательно, в главах 2 и 3 представлена подробная классификация жаропрочного оборудования печей, которая проиллюстрирована примерами, главным образом, литейных конструкций, а в главе 4 охарактеризована аустенитовая литейная сталь, применяемая в производстве.

Во время работы литейных изделий в термических печах их потребительские свойства подвергаются процессам постоянной деградации, прежде всего из-за воздействия процессов старения, высокотемпературной коррозии и тепловой усталости материала, поэтому в главе 5 представлен ряд подходов к этим проблемам.

Последняя 6 глава посвящена указаниям для проектирования литейных элементов оборудования печей.



Biblioteka Główna
Zachodniopomorskiego Uniwersytetu
Technologicznego w Szczecinie

CZ.55289



001-055289-00-0

CZ 22.07

ISBN 978-83-7663-128-8