

POLITECHNIKA LUBELSKA

**Andrzej Weroński
Tadeusz Hejwowski**

**PROBLEMATYKA TRWAŁOŚCI
ELEMENTÓW PRACUJĄCYCH PRZY
PODWYŻSZONYCH TEMPERATURACH**

Lublin 1993

OPINIODAWCA:

Prof. zw. dr hab. inż. Jerzy Gronostajski

Wydano za zgodą Rektora Politechniki Lubelskiej

Wydawnictwa Uczelniane Politechniki Lubelskiej

**Nakład 525 egz., f. B5. Ark. wyd. 10. Ark. druk. 11,6. Papier offset.
kl. III, B1, 80g. Zam.57/93**

**Druk: Zakład Wydawniczo-Poligraficzny Politechniki Lubelskiej
20-950 Lublin, ul. Bernardyńska 13**

SPIS TREŚCI

1. Wprowadzenie.....	5
2. Zmęczenie.....	7
3. Pełzanie.....	31
4. Wpływ środowiska na trwałość elementów maszyn i urządzeń.....	45
5. Zmęczenie cieplne.....	53
6. Metody analityczne i eksperymentalne badania materiałów, stosowanych do pracy przy podwyższonych temperaturach.....	59
7. Struktura i właściwości materiałów do pracy przy podwyższonych temperaturach.....	77
7.1. Stopy aluminium.....	79
7.2. Stopy tytanu.....	84
7.3. Stale o osnowie ferrytycznej.....	90
7.4. Stale austenityczne.....	98
7.5. Nadstopy.....	105
7.6. Kierunki rozwoju stopów metali do pracy przy podwyższonych temperaturach.....	110
7.7. Warstwy ochronne na elementach maszyn i urządzeń.....	112
7.8. Materiały ceramiczne.....	113
7.9. Odmiany ceramiki.....	115
7.10. Cermetale.....	117
7.11. Dewitryfikaty.....	119
8. Zasady projektowania elementów pracujących przy podwyższonych temperaturach.....	121
9. Warunki eksploatacji i trwałość elementów pracujących przy podwyższonych temperaturach.....	147
9.1. Silniki spalinowe.....	147
9.2. Turbiny.....	154
9.3. Kowadła i matryce.....	158
9.4. Walce.....	166
9.5. Formy do odlewania rur metalowych.....	170
10. Literatura.....	193

1. WPROWADZENIE

Problematyka trwałości elementów maszyn, urządzeń i oprzyrządowania technologicznego, pracujących przy podwyższonych temperaturach w stosunku do otoczenia, jest wysoce złożona.

Postęp techniczny w zakresie nowoczesnych konstrukcji i technologii oraz metod wytwarzania zapewniających wysoką wydajność inicjuje coraz trudniejsze dla materiałów warunki pracy. Wynika to między innymi z dążenia do uzyskania coraz wyższych parametrów procesów, w tym coraz większej temperatury procesów cieplnych.

Można podać, że na przykład silniki spalinowe nawet nowych generacji, posiadają stosunkowo niską sprawność nie przekraczającą 40%. Niska sprawność jest w głównej mierze determinowana niedostateczną trwałością materiałów przy podwyższonych temperaturach. Powoduje to konieczność stosowania złożonych systemów chłodzenia, których głównym celem jest obniżenie temperatury ścianek silnika i jego elementów. W silnikach spalinowych blisko 40% ciepła jest przejmowane przez system chłodzenia.

W wielu ośrodkach naukowo—technicznych i przemysłowych trwają prace nad stosowaniem do budowy silników innych materiałów, na przykład materiałów ceramicznych o wysokiej odporności na udary cieplne i wysokich temperaturach topnienia oraz wysokiej wytrzymałości na ściskanie.

Również podwyższenie sprawności turbin, a zwłaszcza turbin gazowych stacjonarnych i w pojazdach, jest możliwe przez powiększenie temperatury wlotowej gazów. Z rozważań sprawności przebiegów cieplnych procesów spalania wynika, że podwyższenie temperatury pracy turbin gazowych o ok. 100 K może podwyższyć sprawność procesu o kilkanaście procent. Wskazuje to jak bardzo istotne dla techniki stały się badania nad ulepszaniem obecnych lub konstruowaniem nowych materiałów o wysokiej odporności na działanie podwyższonej temperatury.

Bardzo istotnym jest również zagadnienie zużywania się oprzyrządowania technologicznego przy podwyższonych temperaturach w procesach technologicznych, takich jak na przykład: walce do walcowania stopów metali na gorąco, matryce i kowadła do kucia na gorąco, wykrojniki, formy do odlewania ciekłych metali pod ciśnieniem czy formy do odśrodkowego odlewania rur. Problematyka zmian strukturalnych zachodzących w rozważanych elementach z uwagi na współdziałanie równoczesne wielu mechanizmów zużycia jest nader złożona.

Stosowane tradycyjne określenia, jak żaroodporność czy żarowytrzymałość, przy wyborze materiału przez konstruktora okazują się niewystarczające. W warunkach rzeczywistych przy wysokich temperaturach rozważanych elementów występują różne zjawiska fizyczne, chemiczne i strukturalne. Najczęściej występują takie zjawiska, jak: pełzanie, zmęczenie cieplne, lokalna erozja, lokalna abrazja, korozja gazowa wysoko-

temperaturowa, pękanie i wykruszanie powstałych tlenków od podłoża, a także zmiany w wyniku dyfuzji od środowiska gazowego, ciekłego lub stałego.

W pracy podjęto próbę scharakteryzowania procesu zmęczenia, pełzania, zmęczenia cieplnego, wpływu środowiska na trwałość elementów, zarysowano istotę metod analitycznych i eksperymentalnych badań materiałów przy podwyższonych temperaturach, podano wyniki badań własnych nad zmęczeniem cieplnym oraz opracowano zasady projektowania elementów pracujących przy podwyższonych temperaturach. Przytoczono istotne informacje dotyczące warunków pracy i trwałości silników spalinowych, turbin, kowadeł i matryc do kucia, walców hutniczych oraz form do odśrodkowego odlewania rur metalowych.

Praca kierowana jest do studentów i pracowników naukowo—technicznych wyższych uczelni technicznych przy studiowaniu zagadnień szeroko rozumianej nauki o materiałach.

2. ZMĘCZENIE

Większość elementów maszyn i urządzeń podlega w trakcie pracy okresowym zmianom obciążeń. Już w ubiegłym wieku stwierdzono, że dopuszczalne naprężenie przyłożone w sposób statyczny jest znacznie większe od naprężenia jakie może być przykładane w sposób cyklicznie powtarzalny. Naprężenia panujące w elementach maszyn można ogólnie podzielić na trzy główne kategorie:

- naprężenia statyczne,
- naprężenia powtarzalne, które można opisać i scharakteryzować (podając częstość, amplitudę, współczynnik asymetrii cyklu itp.),
- naprężenia stochastyczne, mające charakter losowy.

Przy obciążeniu statycznym, naprężenie zależy od wielkości przyłożonego obciążenia, miejsca przyłożenia obciążenia i wielkości przekroju poprzecznego. Obciążenia o przebiegu stochastycznym mogą ujawnić wpływ innych czynników występujących losowo a najczęściej pomijanych, jak na przykład: wpływ procesu korozji ogólnej lub lokalnej, wpływ gładkości powierzchni, wpływ struktury warstwy wierzchniej i inne. Powoduje to obniżenie naprężeń dopuszczalnych w stosunku do tych, które występują przy obciążeniu statycznym.

Wöhler pierwszy opublikował pracę opartą na wieloletnich badaniach dotyczących przyczyn pękania osi wagonów. Od tego czasu opublikowano kilkadziesiąt tysięcy prac nad problematyką zmiennych obciążeń elementów maszyn i urządzeń. Jednak złożoność problematyki jest tak znaczna, że powoduje, iż niektóre uzyskane wyniki eksperymentalne są ze sobą sprzeczne. Natura procesu zmęczenia metali nie została do końca wyjaśniona a stosowane metody badań i opisu zjawisk są przybliżone i nie dają powtarzalnych w pełni rezultatów.

Proces zmęczenia można umownie podzielić na trzy etapy:

- zmiany inicjujące formowanie zarodka pęknięcia,
- rozwój zarodka pęknięcia,
- powstawanie przełomu.

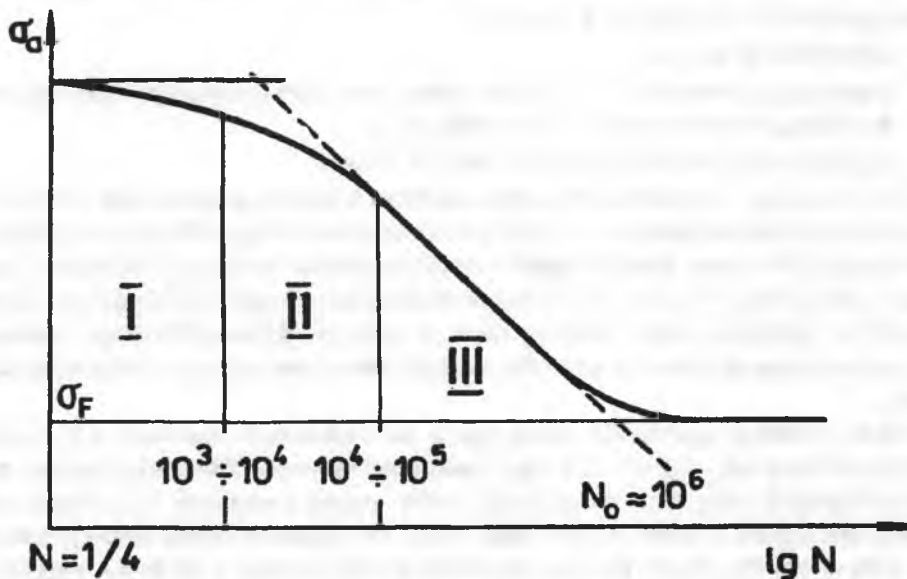
Powstawanie zarodka pęknięcia poprzedzają mało dostrzegalne zmiany w mikrostrukturze. Samo utworzenie zarodka przebiega we wczesnym okresie procesu zmęczenia i jest to zakres ok. 1% liczby cykli do przełomu przy zmęczeniu niskocyklowym. Nieraz powstaje nieomal równocześnie nie jeden, lecz wiele zarodków mikropęknięć w objętości materiału, co jest wyraźnie widoczne w nadstopach. Z powstałych zarodków tylko niektóre lub jeden ulegają szybkiemu wzrostowi i decydują o przełomie. Rozwój zarodków pęknięć występuje z różną prędkością dla różnych materiałów i zależy od wielu czynników, takich jak na przykład: charakterystyka obciążeń, charakterystyka budowy strukturalnej, czystość materiału, temperatura pracy, technologia wykonania i inne. Powstanie złomu końcowego jest ostatnim etapem rozwoju pęknięć

zmęczeniowych i określa całkowitą trwałość elementu obciążonego. Powstanie przelomu jest nierzadko przyczyną wielu katastrof maszyn, urządzeń i pojazdów.

Metody eksperymentalne stosowane w badaniach zmęczenia dzielimy na:

- metody badawcze, w których jest utrzymywana stała amplituda obciążeń, co ma miejsce w badaniach metodą Wöhlera,
- metody badawcze ze stałą wartością amplitudy odkształceń.

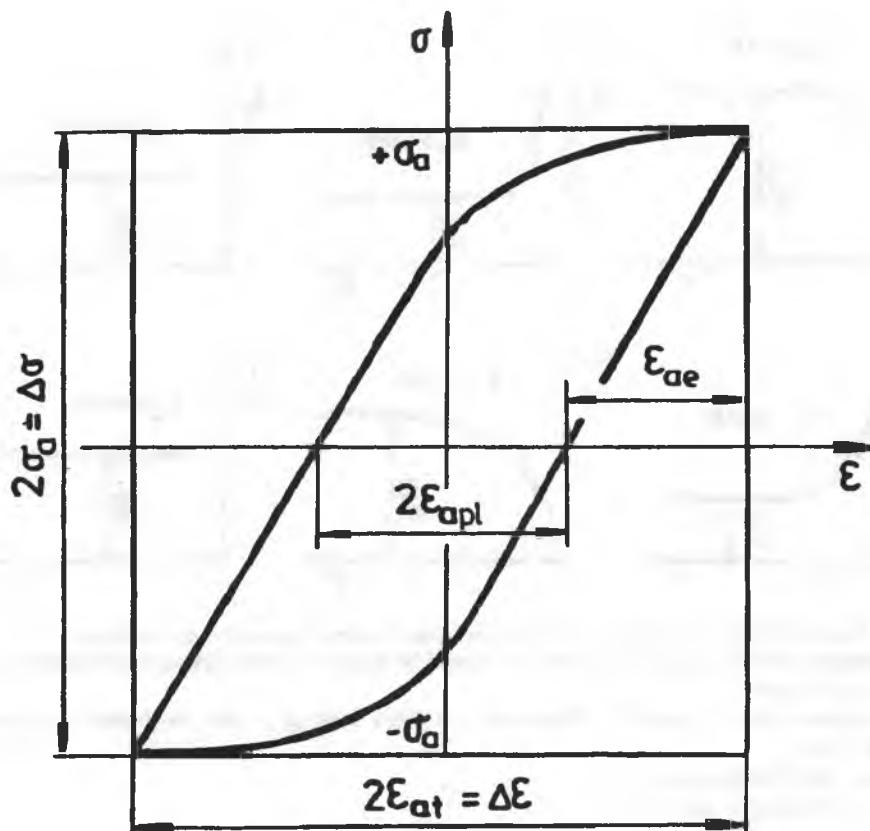
Podany na rysunku 2.1 wykres nosi nazwę wykresu Wöhlera. Na wykresie tym, zaznacza się dla różnych materiałów kilka charakterystycznych zakresów.



Rys. 2.1. Zależność liczby cykli do złomu od amplitudy naprężeń

Na rysunku 2.2 podano charakterystyczny przebieg odkształceń i naprężeń w cyklu rozciągania i ściskania. Powstaje charakterystyczna pętla, określana jako pętla histerezy. Pętla histerezy ulega zmianie podczas przebiegu testu. Rysunek 2.3 podaje charakterystyki zachowania się różnych materiałów w trakcie badania zmęczenia. Na rysunku 2.3a, b, c zaznaczono przebiegi zmian naprężeń w zależności od liczby cykli N , przy zachowaniu stałej wartości amplitudy odkształceń ($\epsilon_a = \text{const.}$). Natomiast na rys. 2.3d, e, f zaznaczono przebiegi zmian odkształceń w zależności od liczby cykli N przy zachowaniu stałej wartości amplitudy naprężeń ($\sigma_a = \text{const.}$).

Na wykresach Wöhlera czasami zaznacza się poszczególne odcinki oznaczone umownie I, II i III. Oznaczony na rysunku 2.1 odcinek I wykresu jest często nazywany zakresem quasi—statycznym z tego względu, że wydłużenia trwałe próbek są porównywalne z wydłużeniami w próbie statycznej. Odcinek II jest nazywany zakresem zmęczenia niskocyklowego. Pęknięcie rozwija się głównie w warunkach uplastycznienia.



Rys. 2.2. Pętla histerezy w próbie zmęczenia

gdzie: σ_a - amplituda naprężeń

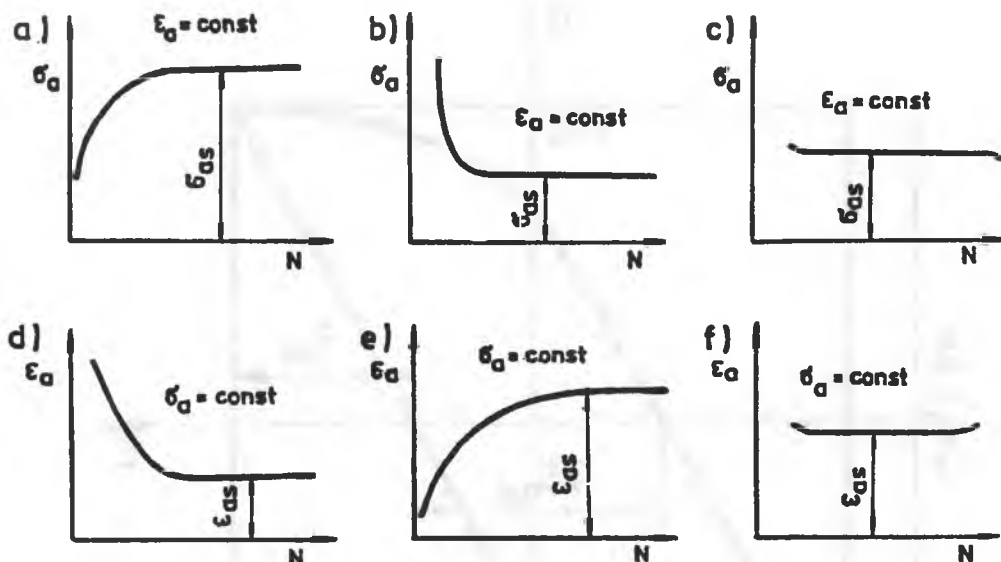
ϵ_{ae} - amplituda odkształceń sprężystych

ϵ_{ap} - amplituda odkształceń plastycznych

nia struktury. W zakresie III obciążenia cykliczne powodują w stopach metali głównie zlokalizowane odkształcenia plastyczne.

Testy zmęczenia wykonywane z reguły są do 10^6 cykli dla stopów żelaza. Przekroczenie tego zakresu jest czasochłonne i kosztowne. Prowadzenie badań przy większych częstościach stwarza natomiast problemy z utrzymaniem stałych wartości zakresów naprężeń i odkształceń. Z tego względu wytrzymałość zmęczeniowa podawana jest zwykle do $(1 \times 10^6 + 10 \times 10^6)$ cykli. Wybór takiej liczby cykli jest związany także z faktem, że powyżej 10^6 cykli krzywa Wöhlera asymptotycznie zbliża się do linii poziomej. W podwyższonych temperaturach nie obserwuje się części horyzontalnej wykresu, nawet w testach trwających 10^8 cykli, o czym należy pamiętać.

Kocańda [1, 2] przeprowadził badania zmęczeniowe dla żelaza Armco, przerywając wielokrotnie testy, aby na tych samych próbkach określić sekwencję zachodzących zmian mikrostrukturalnych. Wyniki uzyskane wykazały, że granica zmęczenia mate-



Rys. 2.3. Charakterystyczne przykłady zachowania się różnych materiałów w próbach zmęczenia

a, b, c - przebiegi zmiany amplitudy naprężeń w zależności od liczby cykli, przy stałej amplitudzie odkształcenia ($\epsilon_a = \text{const}$)

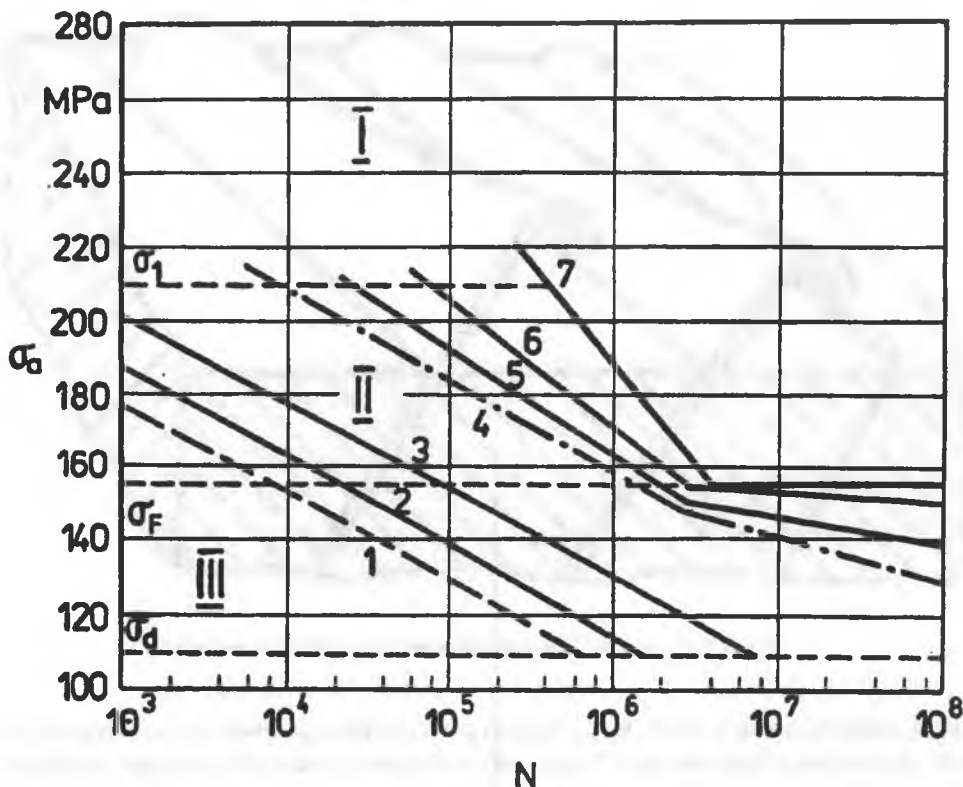
d, e, f - zależność zmiany amplitudy odkształcenia od liczby cykli, przy stałej amplitudzie naprężenia ($\sigma_a = \text{const}$)

gdzie: σ_{as} - naprężenie nasycenia,

ϵ_{as} - odkształcenie nasycenia

riału wynosiła $\sigma_F = 155$ MPa, a granica plastyczności 210 MPa. Amplitudy przykładanych naprężeń były 80+240 MPa. Uzyskano zakres liczby cykli $N = (10^3 + 10^8)$. Na rysunku 2.4 pokazano wykres Wöhlera uzyskany dla żelaza Armco. Dla naprężeń przekraczających σ_1 (zakres I), obserwowane zmiany były wyraźne, w przeciwieństwie do naprężeń σ_a , gdzie nie zauważono zmian. Zakres III oznacza amplitudy naprężeń, przy których powstałe zmiany mikrostrukturalne nie prowadziły do powstania przełomu, w przeciwieństwie do zakresu II. W zakresie I amplitud naprężeń obserwuje się wyraźne zmiany już po kilku cyklach. Stwierdzono występowanie pasm poślizgu, mikropęknięcia zarówno na granicach ziarn, jak i w pasmach poślizgu. Rozwój pęknięć obserwowano między liniami oznaczonymi "6" i "7" na rysunku 2.4. W zakresie II pasma poślizgu pojawiają się między "1" i "2". Linia "3" określa zakres blokady pasm poślizgu przez granicę ziarn. Między liniami "4" i "5" poślizgi są indukowane w sąsiednich ziarnach; łączenie się ich tworzy zarodek pęknięcia (linie "5"—"6"). Linie "6" i "7" określają obszar wzrostu pęknięcia od zarodka (0,1+0,5 mm) do końcowego przełomu. W regionie III schemat zmian jest podobny jak w regionie II. Liczba ziarn, w których są rozwinięte poślizgi jest mniejsza. Powstałe zarodki są dłużej blokowane przez granicę ziarn.

W przypadku polikrystalicznych stopów metali ze względu na ich złożoność mikrostrukturalną przebieg zmian jest trudniejszy do scharakteryzowania i opisanie.

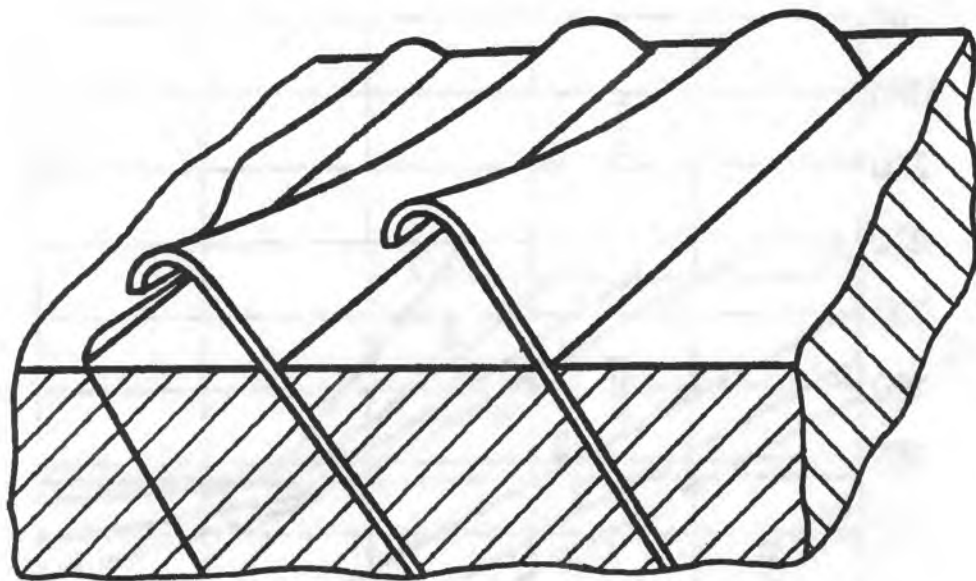


Rys. 2.4. Wykres Wöhlera dla żelaza Armco z zaznaczonymi zakresami zmian mikrostrukturalnych

Na powierzchni badanych próbek z żelaza Armco obserwuje się mikronierówności wysokości nawet rzędu kilku μm , będące rezultatem poślizgów, mikropęknięć oraz odkształcenia ziarn. Układ intruzji i ekstruzji jest stosunkowo rzadko obserwowany w niezakłóconej formie. Ekstruzję nazywa się wyciśnięty na wysokość ok. $1\ \mu\text{m}$ płatek metalu. Przykład powstawania ekstruzji podano na rysunku 2.5. Intruzję nazywa się wąskie $1\text{--}10\ \mu\text{m}$ szerokości wgłębienie między ekstruzjami. Została doświadczalnie udowodniona obecność mikropęknięć pod ekstruzjami. Pęknięcia mogą zarodkować na skutek:

- anihilacji dyslokacji przeciwnego znaku [3], (model Fuijty),
- zablokowania dyslokacji na przeszkodzie [4], (model Stroha),
- zablokowania pasma poślizgu na przeszkodzie [5], (model Averbacha),
- zablokowania bliźniaków lub dyslokacji na węglkach [6], (model Smitha),
- koalescencji dyslokacji poruszających się w przecinających się systemach poślizgu [7], (model Cottrella).

W stopach technicznych metali stwierdzono występowanie pęknięć przy wydzielaniach, wtrąceniach niemetalicznych, wadach i granicach międzyfazowych. Zestawienie czynników wpływających na szybkość rozwoju pęknięć podano przy końcu rozdziału.



Rys. 2.5. Schemat ilustrujący kształtowanie się ekstruzji w metalach

Budowa stereologiczna powierzchni przełomu jest wynikiem zarówno własności materiału, jak i geometrii próbek, warunków testu, niejednorodności materiału, zmiany warunków testu spowodowanej wzrostem naprężeń wraz z rozwijaniem się pęknięcia. Po całkowitym rozwoju pęknięcia powstają przełomy, które umownie określamy jako kruche lub plastyczne, a niekiedy mieszane. Przełom wówczas nazywamy kruchym, gdy pęknięcia biegą wzdłuż płaszczyzn kruchości (transkryystaliczne) lub wzdłuż granic ziarn (interkryystaliczne), co powstaje wówczas, gdy wewnątrz ziarna ma większą wytrzymałość. Praktycznie nie obserwuje się wówczas odkształceń plastycznych. Pęknięcie rozprzestrzenia się z prędkością poddźwiękową.

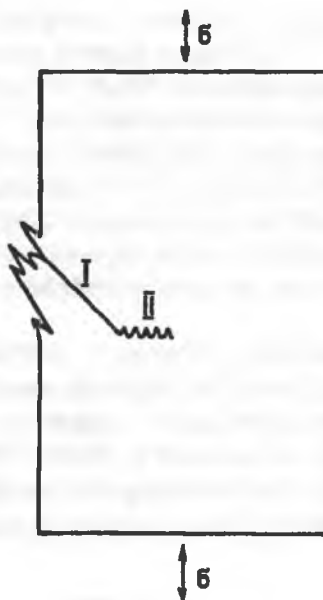
Przełom nazywamy plastycznym, gdy powierzchnia przełomu, składa się z wypukłości i wgłębień tworzących "układ plastra miodu" lub układ "łusek". Widoczne są liczne lokalne odkształcenia plastyczne na powierzchni przełomu.

Występują również przełomy mieszane tzn. obszary pęknięcia kruchego sąsiadują z obszarami pęknięcia plastycznego.

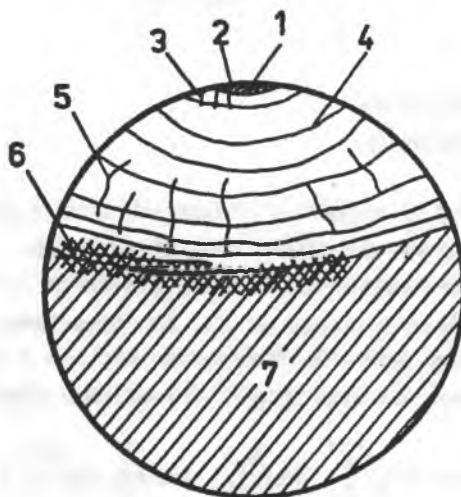
Rozwój pęknięcia dzieli się umownie na trzy etapy (Forsyth [8]). Przebieg procesu pęknięcia podano na rysunku 2.6. Etapy można scharakteryzować następująco:

- etap I, który nie musi wyraźnie występować. Pęknięcie przebiega w płaszczyźnie maksymalnego naprężenia stycznego ścinającego,
- etap II, rozwój pęknięcia w płaszczyźnie prostopadłej do maksymalnego naprężenia rozciągającego,
- etap III, powstanie końcowego przełomu (trwające częstokroć kilka cykli).

Rysunek 2.7 ilustruje wygląd powierzchni przełomu [9]. Miejsce powstania pęknięcia



Rys. 2.6. Etapy rozwoju pęknięcia zmęczeniowego



Rys. 2.7. Widok przełomu zmęczeniowego z zaznaczeniem charakterystycznych obszarów

(oznaczone jako ognisko lub źródło) jest oznaczone "1". Niewielka strefa "2" przylega do ogniska pęknięcia. Progi oznaczone "3" rozwijają się wtedy, gdy jednocześnie rozwijają się kilka pęknięć, które łączą się później ze sobą. Linie zmęczeniowe "4" są śladami przemieszczania się czoła głównego pęknięcia, które ulega opóźnieniu i chwilowemu zatrzymaniu, tzn. niejednorodności materiału, wpływ środowiska, zmieniają-

ce się warunki obciążenia wpływają na opóźnienie ze względu na zmieniające się warunki jego rozwoju. Uskokki wtórne "5" są śladami łączenia się ze sobą pęknięć wtórnych, będących rozgałęzieniami głównego pęknięcia. Strefa "6", jest strefą przejściową między strefą rozwoju zmęczeniowego pęknięcia i strefą resztkową "7", która pęka po niewielkiej liczbie cykli. Strefa ta ma podobną budowę do przełomu powstałych w testach statycznych. Badania strefy "4" pod mikroskopem elektronowym ujawniają często obecność drobnej substrukury składającej się z prążków zmęczeniowych. Uda się często określić związek między odległością sąsiednich prążków i amplitudą naprężeń oraz określić ile cykli trwał rozwój pęknięcia. Pozwala to ustalić przyczynę uszkodzenia oraz warunki obciążenia elementu.

Griffith rozważał pękanie zakładając istnienie w materiale drobnych pęknięć [10]. Zgodnie z tą teorią wzrost pękania powoduje obniżenie energii odkształcenia sprężystego i jednocześnie wzrost energii powierzchniowej ze względu na tworzenie nowych powierzchni podczas pękania. Oznacza to, że pęknięcie (o długości $2a$) rozwija się spontanicznie, gdy naprężenie osiąga pewną krytyczną wartość σ_{kr} . Odpowiedni warunek dla dwuwymiarowego pęknięcia (szczeliny), płaskiego stanu naprężeń, pod działaniem siły prostopadłej do pęknięcia wynosi:

$$\sigma_{kr} = \sqrt{\frac{2\alpha E}{\pi a(1-\nu)^2}}$$

gdzie:

E — moduł Younga,

α — energia powierzchniowa,

ν — współczynnik Poissona.

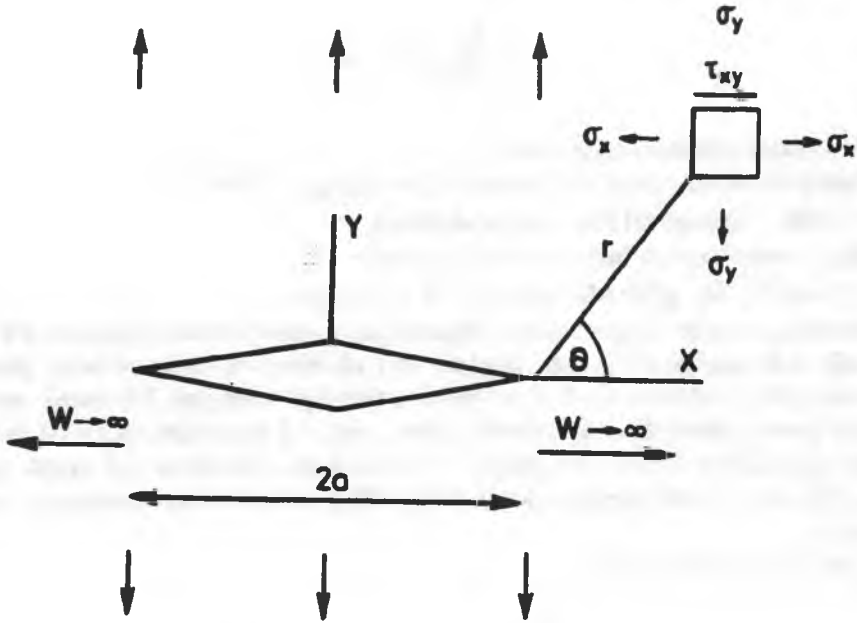
Korektę podanej zależności ze względu na istnienie odkształceń plastycznych wprowadza się zwiększając wartość α o energię odkształcenia plastycznego.

Pęknięcie o długości $2a$ w nieskończenie wielkiej płycie ($w \rightarrow \infty$) było także rozważane przez Irwina i in. [11] co pokazano na rys. 2.8. Naprężenie rozciągające σ działa prostopadle do powierzchni pęknięcia. Naprężenia składowe działające w wierzchołku pęknięcia w punkcie opisanym współrzędnymi r i θ wynoszą odpowiednio:

$$\sigma_x = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right]$$

$$\sigma_y = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right]$$

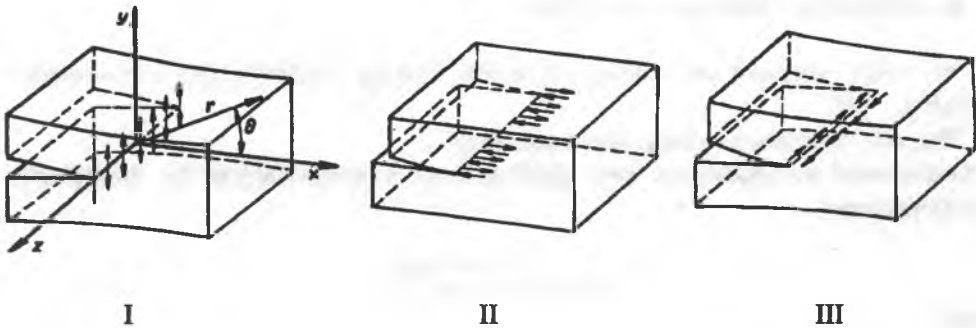
$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$$



Rys. 2.8. Pęknięcie w płycie o nieskończonych wymiarach

dla płaskiego stanu naprężeń, tzn. w cienkiej płycie $\sigma_z = 0$, dla płaskiego stanu odkształceń w grubej płycie $\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y)$

W ogólności przy makroskopowym ujęciu mogą być trzy podstawowe przypadki rozwoju pęknięcia (rys. 2.9).



Rys. 2. 9. Charakterystyczne przykłady rozwoju pęknięć

Naprężenia działające w wierzchołku pęknięcia wynoszą:

$$\sigma_{ik} = \frac{K_n}{\sqrt{2\pi r}} F_{ik}^n(\theta)$$

gdzie:

- ik oznacza składową naprężenia,
- indeks n oznacza przypadek rozwoju pęknięcia $n = I, II$ lub III ,
- $F_{ik}^n(\theta)$ — funkcja zależna jedynie od kąta θ ,
- K_n — współczynnik intensywności naprężeń,
- $K_I = \sigma \sqrt{\Pi a} M_k$, gdzie M_k współczynnik korekcyjny.

Równania powyższe są przybliżone. Współczynnik intensywności naprężeń K_n charakteryzuje pole naprężeń i z tego względu jest używany do opisu rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Gwałtowny rozwój pęknięcia występuje wtedy, gdy K_n osiąga wartość krytyczną zwaną odpornością na pękanie. (Dla pęknięć I typu określony K_{Ic}). Jednak założenie odkształceń czysto sprężystych w wierzchołku pęknięcia jest często uproszczone. Promienie stref sprężystych wynoszą według schematu oznaczonego na rysunku 2.10 [12]:

dla płaskiego stanu naprężeń:

$$r_{p1} = \frac{K_I^2}{2\Pi R_e^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + 3\sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$

dla płaskiego stanu odkształceń:

$$r_{p2} = \frac{K_I^2}{2\Pi R_e^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + 3\sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) - 4\nu(1-\nu)\right]$$

gdzie:

R_e jest granicą plastyczności materiału.

Jak widać wielkość stref plastycznych jest funkcją współczynnika intensywności naprężeń — K_I .

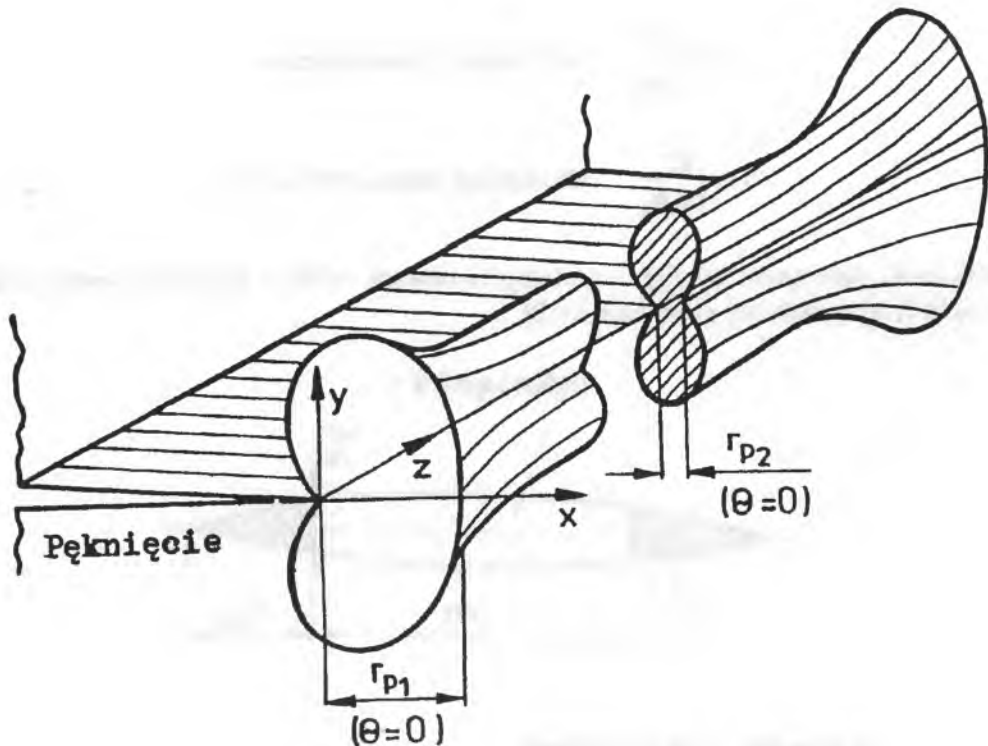
Obecność odkształceń plastycznych powoduje:

1. Konieczność uwzględnienia stref plastycznych w równaniach na K_n . Początkowo przyjmowano:

$$K_I = \sigma \sqrt{(a + r_{p1}) \Pi}$$

gdzie:

- a — długość pęknięcia,
- r_{p1} — promień strefy plastyczności w czole pęknięcia;



Rys. 2.10. Rysunek ilustrujący strefy plastyczne przy wierzchołku pęknięcia

2. Zasklepienie pęknięcia przez część cyklu, tzn. trzeba przyłożyć naprężenie rozciągające σ_0 aby pęknięcie otworzyć ponownie.

Praktyczną granicą stosowalności liniowo,—sprężystej mechaniki pęknięcia przyjmuje się wartość $\sigma \leq 0,7 R_e$. Błędy wynikające z tego założenia wtedy wynoszą ok. 20%. Korekta współczynnika K_n przez włączenie strefy plastyczności jest uproszczona.

Wprowadza się przy większych naprężeniach dwa nowe parametry do opisu prędkości pęknięcia a mianowicie:

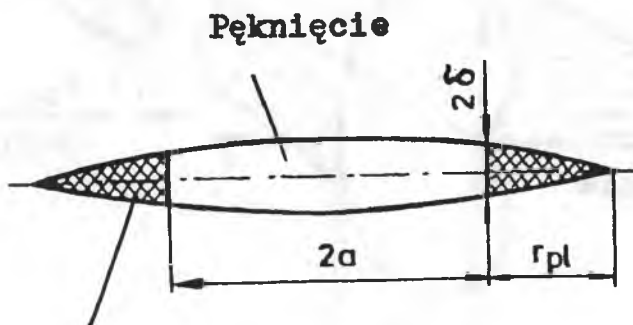
- COD (crack opening displacement) — rozwarcie wierzchołka szczeliny,
- całkę J.

Oznaczenie stref plastycznych pokazano na rysunku 2.11. Wybór miejsca pomiaru COD (δ) jest często dyskusyjny i trudny do oceny. Z czysto geometrycznych rozważań wynika, że $1/2 \text{ COD} = \Delta a$, gdzie Δa — elementarny krok pęknięcia w cyklu obciążeń. Jednak w warunkach technicznych udział ten zależy od warunków obciążenia. Wielkość δ i współczynnik intensywności naprężeń — K , są połączone ze sobą zależnością:

$$\delta \approx \frac{K^2}{E R_e} \quad \text{dla płaskiego stanu naprężeń}$$

$$\delta \approx \frac{K^2}{2 E R_e} \quad \text{dla płaskiego stanu odkształceń}$$

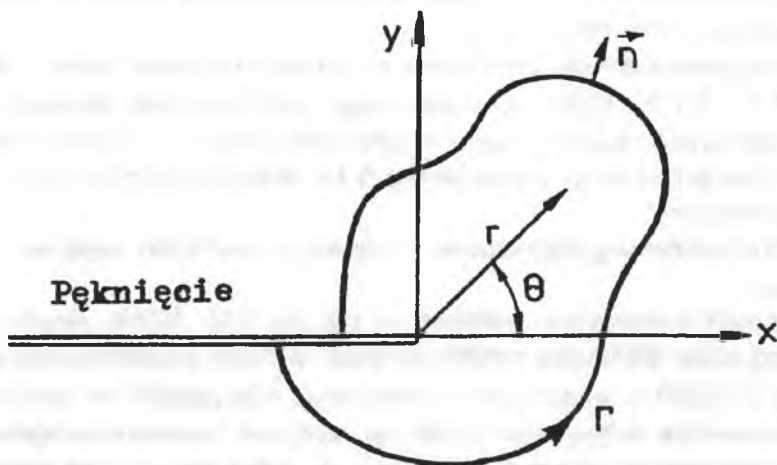
Dla $\sigma > R_e$, koncepcja COD (δ) nie może być stosowana. W takim przypadku korzysta się z całki J, wprowadzonej przez Rice'a [13].



Strefa plastyczna

Rys. 2.11. Oznaczenie stref plastycznych ilustrujące rozwarcie wierzchołka pęknięcia

Rozważając jednorodny materiał zawierający pęknięcia, w dwuwymiarowym stanie odkształceń określa się następującą całkę niezależną od drogi — rys. 2.12



Rys. 2.12. Schemat wprowadzający pojęcie całki J

$$J = \int_{\Gamma} [W(\epsilon) dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds]$$

gdzie:

kierunek obiegu krzywej Γ jest przeciwny do ruchu wskazówek zegara,

$$T = \sigma_{ij} \cdot n_j,$$

gdzie:

T — wektor sił powierzchniowych,

u — jest wektorem przesunięcia,

n — wektor jednostkowy prostopadły do Γ ,

s — odległością mierzoną wzdłuż drogi Γ ,

$W(\epsilon)$ jest gęstością energii odkształcenia tj. energią przypadającą na jednostkę objętości.

Definicja ta wskazuje, że całka J określa stosunki energetyczne w wierzchołku pęknięcia, a dokładniej całka ta określa zmianę energii potencjalnej związanej z przyrostem pęknięcia. Dla przypadku sprężystego:

$$\text{płaski stan naprężeń } J = \frac{K^2}{E}$$

$$\text{płaski stan odkształceń } J = \frac{(1 - \nu^2) K^2}{E}$$

Zakresem całki J nazywać będziemy ΔJ — różnicę między wartościami całki J obliczonymi dla maksymalnego naprężenia rozciągającego i naprężenia otwarcia pęknięcia.

Szybkość wzrostu pęknięć przy wysokiej temperaturze w testach z dużymi odkształceniami jest często opisywana przy pomocy zakresu współczynnika intensywności odkształceń: $\Delta K_{\epsilon} = \frac{\Delta K}{E}$. Wówczas można zapisać szybkość wzrostu pęknięć:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \Delta K_{\epsilon}^m$$

gdzie:

wykładnik m wynosi zwykle $m = (3+4)$.

W przypadku występowania odkształceń plastycznych wprowadza się

$$\Delta K_{\epsilon} = (\Delta \epsilon_p + q \Delta \epsilon_e) \sqrt{l a}$$

gdzie:

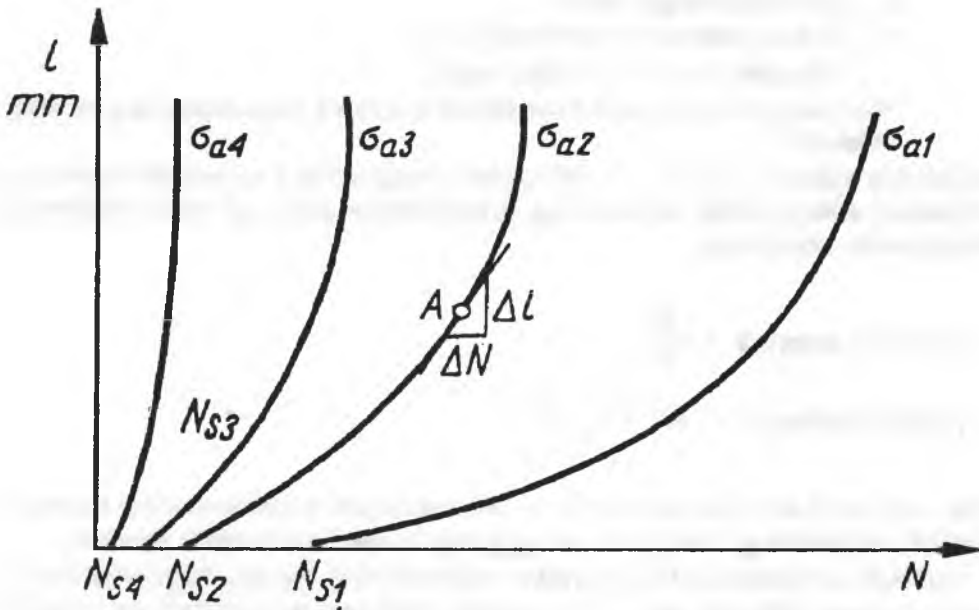
wartość $(\Delta \epsilon_p + q \Delta \epsilon_e)$ opisuje zakres odkształceń próbki, przy których jest otwarte pęknięcie,

q — współczynnik, $q = 0,5+1$,

$\Delta \epsilon_p$ — zakres odkształceń plastycznych,

$\Delta \epsilon_e$ — zakres odkształceń sprężystych.

Jak widać, prędkość pęknięcia $\frac{da}{dN}$ wyraża się jako przyrost długości pęknięcia w ciągu jednego cyklu obciążenia. Prędkość pęknięcia może być wyznaczona z nachylenia stycznej do krzywej rozwoju pęknięcia (rys. 2.13) [12]. Poszczególne krzywe ilustrują przyrost długości pęknięcia w testach o różnych amplitudach naprężeń. Symbolem N_s oznaczono liczbę cykli potrzebną do uformowania zarodka pęknięcia.



Rys. 2.13. Zależność szybkości rozwoju pęknięć od amplitudy naprężeń ($\sigma_{a1} < \sigma_{a2} < \sigma_{a3} < \sigma_{a4}$)

Opisu prędkości pęknięcia dokonuje się wykorzystując wprowadzone wcześniej wielkości: K , J , δ oraz K_{ϵ} a także wykorzystując zakresy zmian: tj. ΔK , ΔJ , ΔK_{ϵ} .

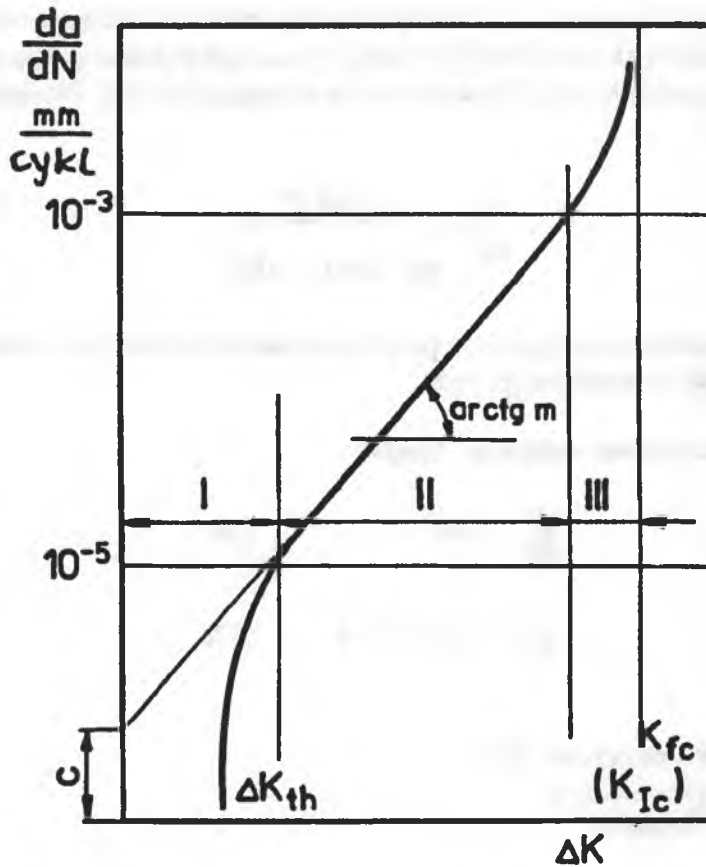
Najczęściej korzysta się ze wzoru zaproponowanego przez Parisa i Erdogan [14]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$$

gdzie:

wielkości współczynników C i m zmieniają się w szerokim zakresie, a m zwykle wynosi $m = (3+4)$.

Rysunek 2.14 [9] pokazuje zależność szybkości pęknięcia od zakresu zmian współczynnika intensywności naprężeń. W zakresie I, na wzrost pęknięcia mają duży wpływ:



Rys. 2.14. Zależność szybkości rozwoju pęknięć od zakresu zmian współczynnika intensywności naprężeń

mikrostruktura, średnie naprężenie cyklu i środowisko. W zakresie II obserwuje się niewielki wpływ tych czynników na pękanie. W zakresie III natomiast zaznacza się wyraźny wpływ mikrostruktury, średniego naprężenia jak i grubości próbki. Wpływ środowiska jest niewielki. Wartość ΔK_{th} jest wielkością progową odpowiadającą momentowi gdy pęknięcie ma większą długość niż rozmiar podziarna lub ziarna. Odstępstwo od liniowości w zakresie I jest tym mniejsze, im mniejsze jest zaburzenie struktury na granicy ziarna, w którym powstaje zarodek, i tym w którym rozprzestrzenia się pęknięcie. W zakresie I wątpliwa staje się stosowalność liniowo—sprężystej mechaniki pęknięcia.

Uzyskiwane rezultaty teoretyczne odbiegają często znacznie od rezultatów doświadczalnych. Dla dłuższych pęknięć wpływ poszczególnych ziarn ulega uśrednieniu. Przy obciążeniu typu II pęknięcia rosną łatwiej niż przy typie I ze względu na łatwiejsze uplastycznienie pod naprężeniami ścinającymi. W typie III obciążenia można uzyskać wykładniki we wzorze Parisa równe nawet 6. Dlatego ten typ obciążenia powinien być unikany w pracach projektowych. Najłatwiej bada się ten typ obciążenia na próbkach

skręcanych i jest to związane ze znacznym uplastycznieniem. Zależności korelujących szybkości pęknięcia z ΔI oraz COD (δ) poszukuje się na ogół w postaci potęgowej. Wpływ współczynnika asymetrii cyklu R jest ujęty wzorem Formana i in. [15]. Dla płaskiego stanu odkształceń:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^m}{[(1 - R)K_{fc} - \Delta K]^2}$$

gdzie:

K_{fc} jest odpornością na pękanie, w przybliżeniu można traktować ją za równą K_c odporności w testach statycznych.

Z rozważań wynikają następujące związki:

$$\frac{da}{dN} \sim \Delta K^2 \quad [16]$$

$$\frac{da}{dN} = A \Delta \sigma^3 \sigma_m \cdot a \quad [17]$$

gdzie:

σ_m — średnie naprężenie cyklu,

a — długość pęknięcia,

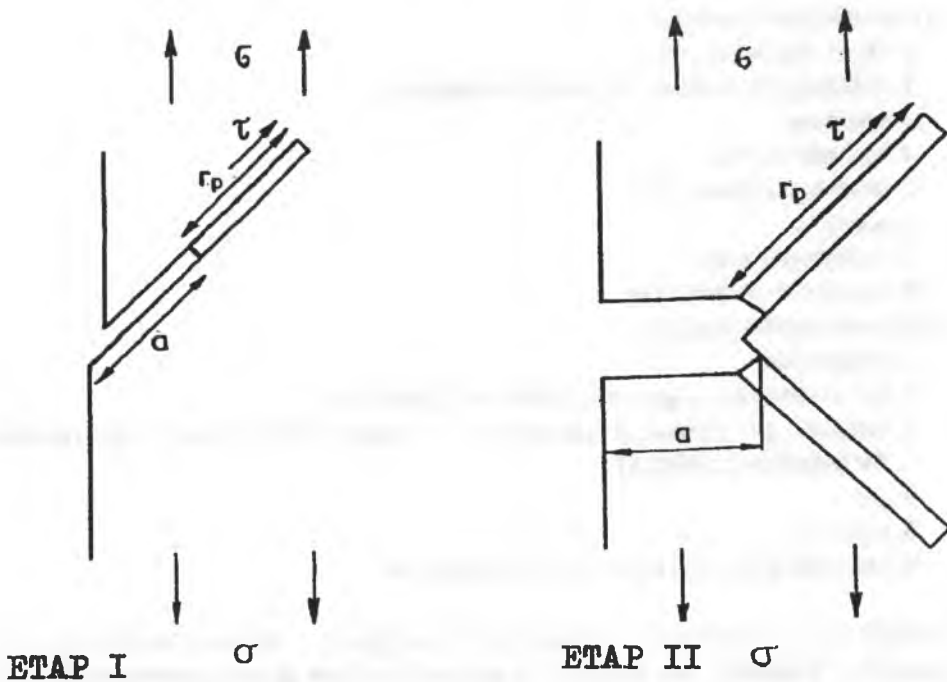
A — współczynnik.

Model Lardnera [16] opierał się na zastąpieniu pęknięcia ciągłym rozkładem dyslokacji krawędziowych.

Model Tomkinsa [17] ilustruje rys. 2.15. W modelu założono istnienie jednego pasma poślizgu dla etapu I oraz dwóch pasm poślizgu dla etapu II. Odkształcenie plastyczne r_p jest w dużym stopniu nieodwracalne i wywołuje powstanie prążków na płaszczyźnie przełomu.

Wpływ różnych czynników na wytrzymałość zmęczeniową

Czynniki wpływające na szybkość rozwoju pęknięcia są podane w tab. 1. Wyróżniono: wpływ obciążeń — a), geometrii elementu lub pęknięcia — b), własności badanego materiału — c), oraz środowiska pracy — d).



Rys. 2.15. Model Tomkinsa rozwoju pęknięć zmęczeniowych

Tablica 1.

Zestawienie czynników wpływających na szybkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych

a) Czynniki mechaniczne:

1. maksymalne naprężenie σ_{max} lub maksymalna wartość współczynnika intensywności naprężeń w cyklu,
2. zakres zmian naprężeń lub zakres zmian współczynnika intensywności naprężeń,
3. współczynnik asymetrii cyklu,
4. częstość obciążeń,
5. kształt cyklu,
6. stan naprężeń,
7. obecność naprężeń własnych,
8. efekt wpływu obciążeń o zmiennych amplitudach,

b) Czynniki geometryczne:

1. wielkość pęknięcia,
2. geometria pęknięcia,
3. geometria elementu w pobliżu pęknięcia,
4. obecność koncentracji naprężeń związana z rozwiązaniami projektowymi,

c) Czynniki metalurgiczne:

1. skład chemiczny stopu,
2. rozkład pierwiastków stopowych i domieszek,
3. struktura,
4. obróbka cieplna,
5. obróbka mechaniczna,
6. tekstura,
7. zanieczyszczenia,
8. własności mechaniczne,

d) Czynniki środowiska pracy:

1. temperatura,
2. typ środowiska — gazowe, ciekłe, ciekły metal itp.,
3. ciśnienie par substancji agresywnych w środowisku gazowym lub stężenie (w środowisku ciekłym),
4. pH,
5. lepkość,
6. obecność inhibitorów, pokryć ochronnych itd.

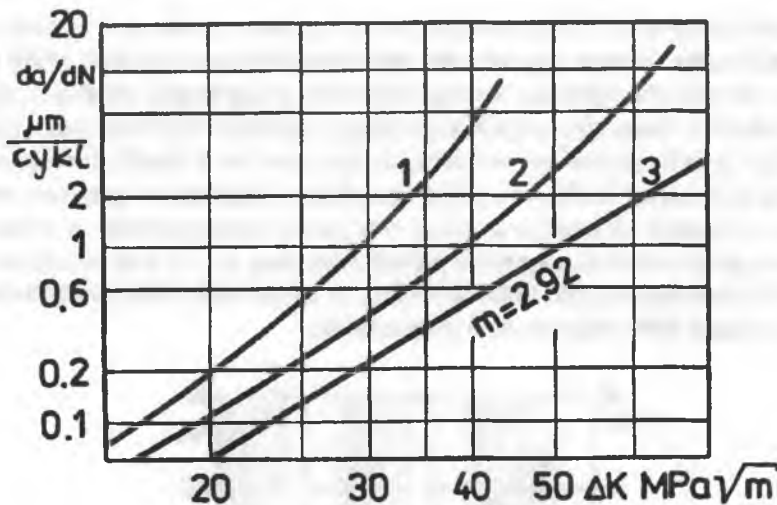
Mitchell [18], przedyskutował wpływ mikronieciągłości w staliwach na ich własności mechaniczne. Terminem tym określano: wtrącenia, pęcherze gazowe, porowatość, jamy skurczowe itp. Zanieczyszczenia są zwykle złożonymi związkami pierwiastków stopowych, tlenu, węgla, fosforu siarki i krzemu. Krzemiany są zwykle sferyczne, siarczki mają różny kształt zależnie od zawartości aluminium dodanego jako odtleniacz. Wielkość wtrąceń zależy także od szybkości krzepnięcia. Rozmiar pęcherzy gazowych można ograniczyć przez mieszanie metalu podczas ogrzewania i stygnięcia co pozwala utworzyć dodatkowe dendryty. Staliwa przerobione plastycznie mają lepsze własności ze względu na zgrzewanie porowatości.

Przeróbka plastyczna wydłuża wtrącenia w kierunku podłużnym w stosunku do kierunku płynięcia i powoduje, że wytrzymałość zmęczeniowa próbek w kierunku prostopadłym jest mniejsza. Wpływ nieciągłości należy rozważać w kategoriach koncentracji naprężeń. Lokalna segregacja chemiczna powoduje powstanie i stabilizację faz zwykle nieobecnych w stopie, co powoduje także koncentrację naprężeń.

Ilość wtrąceń można znacznie ograniczyć poprzez:

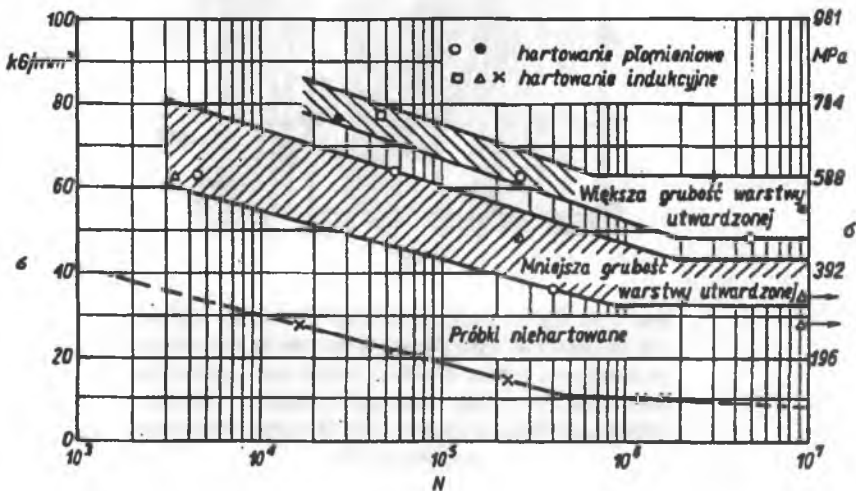
- przetapianie próżniowe,
- odgazowanie próżniowe przed odlewaniem,
- przetapianie elektrożuźłowe,
- zastosowanie filtrów ceramicznych do usunięcia zażuźleń i wtrąceń ze strugi ciekłego metalu,
- odlewanie syfonowe.

Rys. 2.16 [12] pokazuje wpływ morfologii perlitu na prędkość pęknięcia. Wyższa prędkość pęknięcia dla perlitu jest związana z kruchym pękaniem płytek cementytu. Morfologię faz można zmieniać w szerokim zakresie odpowiednią obróbką cieplno—mechaniczną.



Rys. 2.16. Wpływ morfologii perlitu na prędkość pękania 1—perlit płytkowy, 2—perlit płytkowo-sferoidalny, 3—perlit sferoidalny

Na rysunku 2.17 [19] przedstawiono dla ilustracji jak wpływa grubość warstwy zahartowanej stali węglowej 45 na własności zmęczeniowe.

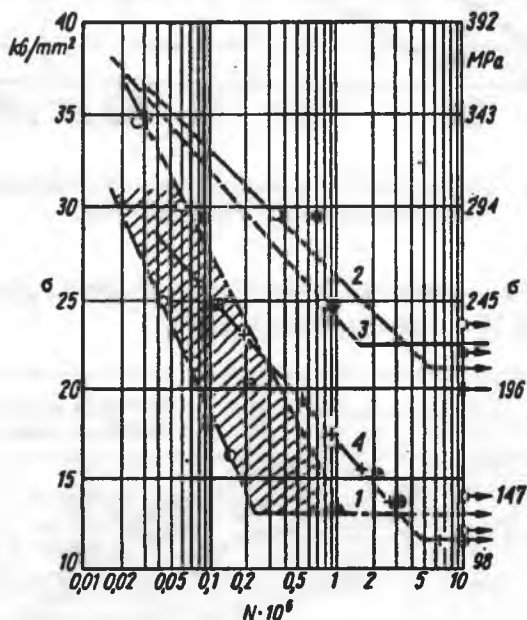


Rys. 2.17. Wpływ grubości warstwy zahartowanej stali 45 na własności zmęczeniowe

Warto zauważyć, że określenie optymalnej grubości warstwy zahartowanej pozwala na nawet dwukrotne podwyższenie wytrzymałości na zmęczenie stali zwłaszcza przy większej grubości strefy zahartowanej. Przy określeniu procesu technologicznego można ogólnie powiedzieć, że umocnienie materiału w strefie maksymalnych naprężeń, wpływa

korzystnie na wytrzymałość zmęczeniową. Jest to wynikiem utrudnienia zarówno powstawania zarodków, jak również ograniczenia szybkości propagacji pęknięć. Jeżeli jednakże w obszarze wierzchołka pęknięcia wystąpi zbyt mała plastyczność materiału, niewystarczająca do lokalnej relaksacji naprężeń, to propagacja pęknięć ulega ułatwieniu i przebiega szybciej. Stąd wynika praktyczny wniosek, że opracowanie technologii wykonania elementu winna poprzedzać wnikliwa analiza warunków obciążenia i wymaganej trwałości.

Wpływ azotowania elementów z żeliwa o wysokiej wytrzymałości na wytrzymałość zmęczeniową przy obrotowym zginaniu próbek o średnicy $p = 50$ mm podano na rysunku 2.18 [20]. Prezentowane wyniki badań wskazują, że azotowanie powierzchni żeliwa może zwiększyć o ponad 80% wytrzymałość zmęczeniową.



Rys. 2.18. Wpływ różnicy technologii azotowania elementów żeliwnych na wytrzymałość zmęczeniową przy obrotowym zginaniu próbek o średnicy $\Phi < 50$ mm 1—próbki bez azotowania, 2— próbki azotowane w czasie $t = 40$ h, 3 — próbki azotowane w czasie $t = 60$ h, 4—próbki azotowane w czasie $t = 90$ h.

Dużą poprawę wytrzymałości zmęczeniowej można uzyskać stosując kompozyty lub monokryształy. Kompozyty pozwalają skojarzyć kilka funkcji, np. wytrzymałość zmęczeniową jednej fazy z odpornością na korozję drugiej fazy. Monokryształy, ze względu na brak granic ziarn będących często drogami rozwoju pęknięć, są obiecujące i potwierdzono to eksperymentalnie. Wpływ wielkości ziarna nie jest jednoznaczny i zależy od tego, który z elementów struktury: granica ziarna czy jego wnętrze, ma wyższe własności mechaniczne.

Wpływ karbu

W miejscach, gdzie zmienia się kształt elementu albo wielkość przekroju, następuje koncentracja naprężeń. Efektowi karbu przypisuje się blisko jedną trzecią uszkodzeń zmęczeniowych w przemyśle.

Eksperymenty wykazały, że obniżenie trwałości zależy zarówno od karbu jak i materiału. Do opisu ilościowego efektu karbu wprowadza się:

—teoretyczny współczynnik spiętrzenia naprężeń $\alpha_k = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\min}}$

gdzie:

$\sigma_{\max}$ — maksymalne naprężenie tzn. naprężenie w dnie karbu,

$\sigma_{\min}$ — nominalne naprężenie

— współczynnik działania karbu β_k jako iloraz wytrzymałości zmęczeniowej próbki gładkiej do wytrzymałości zmęczeniowej próbki z karbem.

Oba te współczynniki łączy współczynnik wrażliwości materiału na działanie karbu — η_k

$$0 \leq \eta_k \leq 1, \quad \eta_k = \frac{\beta_k - 1}{\alpha_k - 1}$$

Wartość η_k jest bliska 1 dla szkła i bliska zero dla żeliwa szarego. Wpływ gładkości powierzchni rozważa się także w kategoriach efektu karbu. Wpływ obróbki powierzchniowej pokryć ochronnych można określić rozważając wprowadzony stan naprężeń oraz efekt karbu.

Wpływ warunków testu

a) wpływ temperatury

W temperaturach obniżonych wytrzymałość statyczna rośnie. Może się zmienić mechanizm odkształceń, np. z mechanizmu poślizgowego na powstawanie bliźniaków lub pojawienie się kruchego międzykrystalicznego pęknięcia. W testach ze stałą amplitudą naprężeń wytrzymałość zmęczeniowa wyraźnie rośnie przy obniżeniu temperatur. W testach ze stałą amplitudą odkształceń można natomiast zaobserwować przeciwny efekt.

Ze wzrostem temperatury maleje wytrzymałość zmęczeniowa. Przyczynami głównymi są:

- silniej zaznaczający się wpływ środowiska, np. preferencyjne utlenianie wydzielen węglikowych,
- zmiana mechanizmu pęknięcia, np. osłabienie granic ziarn przez obecność niskotopliwych eutektyk,
- brak umocnienia odkształceniowego, wpływ pełzania.

Prowadzone badania wykazały na przykład, że osiowo obciążone próbki ze stali nierdzewnej typu 304 testowane w temperaturze 650°C przy zakresie odkształceń 0,5% i czasach wytrzymania równym 1 godz. ulegały zerwaniu po 600 cyklach, podczas gdy w testach bez czasów wytrzymania nawet po 15000 cyklach. Wyższa trwałość odpowiada zwykle przelomom transkryystalicznym, niższa — międzykryystalicznym. Podobne efekty obserwowano przy małych częstościach obciążeń. Uważa się, że dla częstości przekraczających 10 Hz szybkość wzrostu pęknięcia jest niezależna od częstości. Szybkość wzrostu pęknięcia można zapisać wzorem [21, 22] jako sumę trzech udziałów pochodzących od zmęczenia, utleniania i pełzania:

$$\frac{da}{dN} = C_0 (0) f^{-m} (K, R_1, n) + C_1 (0) f^{-m} (K, R_1, n) \left(\frac{1}{v}\right)^k \exp \left(- \frac{Q_{ox}}{RT} \right) + \\ + C_2 (0) f^{-m} (F, R_1, n) \left(\frac{1}{v}\right) \exp \left(- \frac{Q_{cp}}{RT} \right)$$

gdzie:

C_0, C_1, C_2, m, n i K są stałymi empirycznymi,

v — częstością obciążeń,

R — uniwersalna stała gazowa,

T — temperatura,

R_1 — współczynnik asymetrii cyklu, $f^m(K, R_1, n) = K^m (1 - R_1)^{m+2n}$. Współczynnik F charakteryzuje pole naprężeń w wierzchołku pęknięcia. Pierwszy człon opisuje udział zmęczenia we wzroście pęknięcia, drugi człon wpływ utleniania (z energią aktywacji Q_{ox}). Trzeci człon określa udział pełzania (z energią aktywacji pełzania — Q_{cp}).

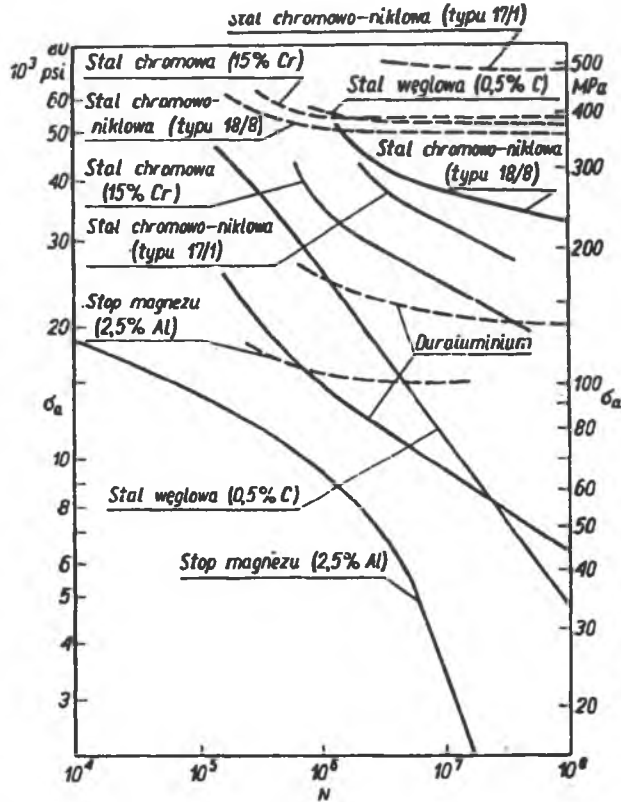
b) wpływ środowiska

Hudson i Seward [23] dyskutowali wpływ środowiska na wytrzymałość zmęczeniową. Analiza zjawisk i badania wykazały co następuje:

- 1) para wodna znacznie obniża wytrzymałość zmęczeniową; powstają zjawiska takie jak utlenianie, kruchość wodorowa, brak zgrzewania ścian pęknięcia,
- 2) para wodna silniej obniża wytrzymałość zmęczeniową niż tlen, wodór, azot lub argon,
- 3) łatwiejszy jest ruch dyslokacji gdy środowiskiem testu jest próżnia,
- 4) pęknięcia zmęczeniowe wolniej rosną w próżni niż w powietrzu.

W ośrodkach korozyjnych nie zaznacza się wyraźnie poziomy odcinek krzywej Wöhlera. Istotnym jest wpływ średniego naprężenia cyklu ze względu na przyleganie warstwy korozyjnej do metalu. Jeśli występuje pękanie lub odpadanie tej warstwy to wydatnie zwiększa się atak środowiska. Produkty korozji powodują także rozwieranie pęknięcia lub jego zamykanie jeśli wywołują znaczne odkształcenie plastyczne. Wpływ korozji na szybkość pękania zależy więc od kształtu cyklu. Jamki korozyjne działają jak karby, wpływ ten jest szczególnie wyraźny w przypadku stali wysokowytrzymałych.

Wpływ środowiska korozyjnego i normalnego na przebieg wytrzymałości zmęczeniowej podano na rysunku 2.19. Wpływ środowiska zależy od wielkości i kształtu elementu. Mówimy o wpływie kształtu i wielkości elementu mając na uwadze w tym przypadku zarówno wpływ środowiska, jak i wprowadzenie złożonego stanu naprężeń. Dane prezentowane na rysunku 2.19. wskazują, że dla wielu stopów konstrukcyjnych wpływ solanki na wytrzymałość zmęczeniową jest bardzo duży.



Rys. 2.19. Porównanie wytrzymałości zmęczeniowej różnych stali węglowych i stopowych w środowisku korozyjnym — (solanka) oraz normalnym — (powietrze)

3. PEŁZANIE

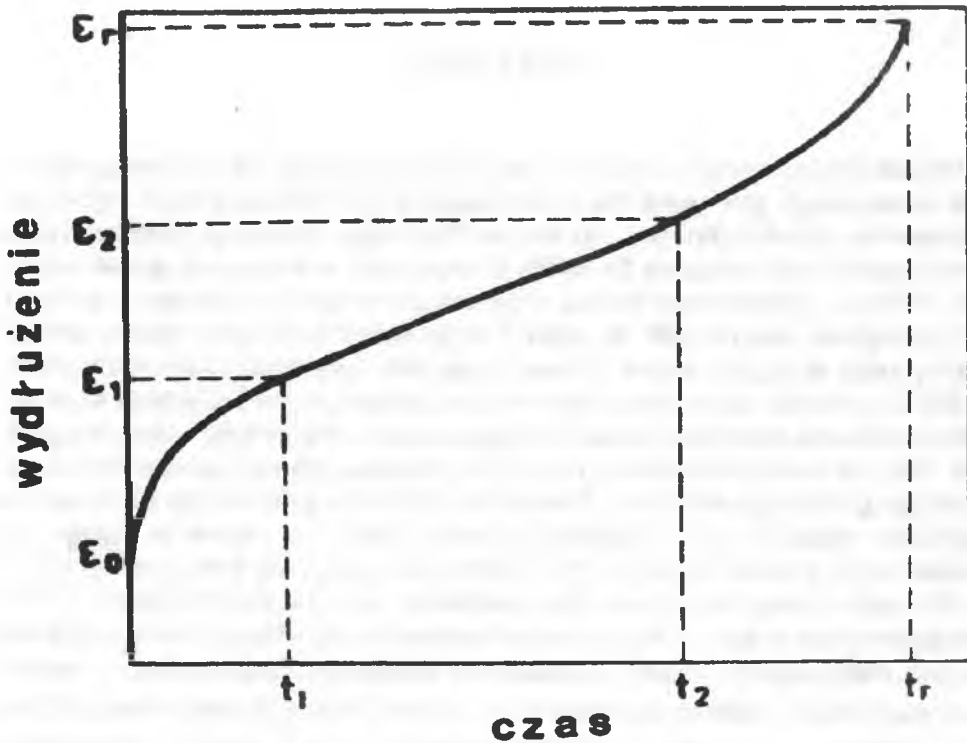
Pełzanie jest procesem trwałego odkształcania elementu pod wpływem stałego obciążenia zewnętrznego przy podwyższonych temperaturach. Prawdopodobnie pierwszym badaczem tego zjawiska był francuski inżynier Vicat. Jego obserwacje dotyczyły zmian w wytrzymałości na rozciąganie lin stalowych używanych w konstrukcji mostów wiszących. Pierwsze systematyczne badania dostarczające ilościowych informacji na temat pełzania wykonał Andrade [24]. W okresie I wojny światowej badania pełzania stały się bardziej ważne ze względu na podwyższone temperatury pary w siłowniach parowych do ok. 400°C, tj. do zakresu, w którym wpływ pełzania jest istotny. Pierwsi badacze starali się znaleźć minimalne naprężenie, poniżej którego pełzanie nie wystąpiłoby w danej temperaturze. Wkrótce zostało udowodnione przy użyciu dokładnej aparatury pomiarowej, że nie ma takiego granicznego naprężenia. Temperatura przy której pełzanie staje się istotne dla projektanta wynosi ok. 0,4 temperatury topnienia. Jednak nie stanowi to reguły i na przykład wpływ pełzania ujawnia się dla stopów tytanu przy niższych temperaturach testu niż dla stopów żelaza, pomimo wyższej temperatury topnienia stopów tytanu. Krzywa pełzania pokazana na rys. 3.1 jest graficznym zapisem zmiany odkształcenia w zależności od czasu. Odkształcenie ϵ_0 stanowi odkształcenie początkowe. Odkształcenie ϵ_1 stanowi rozpoczęcie procesu pełzania ustalonego, a ϵ_2 — koniec okresu pełzania ustalonego. Okres czasu pomiędzy ϵ_0 i ϵ_1 zwany jest pełzaniem początkowym, między ϵ_1 i ϵ_2 prędkość pełzania staje się niemal stała — $\dot{\epsilon}_s = \left(\frac{\epsilon_2 - \epsilon_1}{t_2 - t_1} \right)$ ta część krzywej zwana jest pełzaniem

ustalonym. Powyżej ϵ_2 prędkość pełzania wzrasta i okres ten jest zwany pełzaniem przyspieszonym. W okresie tym pojawia się przewężenie próbki (tzw. "szyjka"). Należy podkreślić następujące zjawiska:

- wyraźny efekt rozmiaru próbki; smukłe próbki mają mniejszą trwałość,
- bardzo dużą zależność wyników badań od stanu materiału (jego składu chemicznego),
- krzywa pokazana na rys. 3.1 jest krzywą wyidealizowaną otrzymaną dla materiału stabilnego mikrostrukturalnie w niezbyt agresywnym środowisku testu; dla niezbyt wysokich temperatur w środowisku agresywnym okres II pełzania może nie wystąpić na wykresie.

Rozważając wpływ temperatury na przebieg pełzania można wyróżnić trzy wyraźne przypadki:

- niskie temperatury, gdzie nawrót i zdrowienie w nieznacznym stopniu zmieniają własności materiału; materiał ulega stopniowemu umocnieniu, odkształcenie jest wówczas proporcjonalne do logarytmu czasu, mówimy wówczas o pełzaniu logarytmicznym,



Rys. 3.1. Charakterystyka procesu pełzania

ϵ_0 - odkształcenie początkowe

ϵ_1 - odkształcenie na początku pełzania ustalonego, t_1 - czas odkształcenia ϵ_1

ϵ_2 - odkształcenie na końcu pełzania ustalonego, t_2 - czas odkształcenia ϵ_2

ϵ_r - odkształcenie przy zerwaniu, t_r - czas do zerwania

- pośrednie temperatury, gdzie umocnienie odkształceniowe oraz nawrót i zdrowienie nakładają się w skutkach na siebie; zależność odkształcenia od naprężenia i temperatury jest tutaj znacznie silniejsza,
- wysokie temperatury, gdzie proces dyfuzji jest istotny; szybkość pełzania jest silnie zależna od temperatury i praktycznie liniowo zmienia się z naprężeniem; przypadek ten bywa określany pełzaniem dyfuzyjnym.

Równanie krzywej pełzania można zapisać w postaci:

$$\epsilon = f_1(t) f_2(T) f_3(\sigma)$$

gdzie:

$f_1(t)$ — funkcja opisująca zależność odkształcenia od czasu,

$f_2(T)$ — opisuje zależność od temperatury

$f_3(\sigma)$ — opisuje zależność od przyłożonego naprężenia

Zostało zaproponowanych wiele równań dobrze opisujących dane eksperymentalne. Dla temperatur homologicznych $T_H = T/T_{top} = 0,05$ do $0,3$, zależność wydłużenia od czasu może być określona [25]:

$$\epsilon = \alpha \ln t + c$$

gdzie:

α i c — stałe niezależne od czasu.

Równanie stosuje się do okresu pełzania początkowego i przewiduje dla małych t zbyt duże prędkości odkształcenia. Poniższy zapis usuwa tę niedogodność

$$\epsilon = \alpha \ln(1 + v t)$$

gdzie:

v — jest stałą.

W zakresie temperatur homologicznych $T_H = (0,2—0,7)$ można opisać krzywą dwoma równaniami

$$\epsilon = \epsilon_0 + \beta t^m$$

lub, jeśli naprężenia są wystarczająco duże aby spowodować etap pełzania ustalonego:

$$\epsilon = \epsilon_0 + \beta t^m + kt$$

gdzie:

ϵ_0 — odkształcenie początkowe,

β, m — stałe,

$k = \dot{\epsilon}_s$ — prędkość pełzania ustalonego,

t — czas.

Podwyższenie temperatury powoduje ograniczenie wpływu umocnienia przez zgniot i rozważając ten efekt w kategoriach energetycznych dochodzimy do zależności określonych równaniem:

$$\dot{\epsilon} \sim \exp\left(\frac{-\Delta H(T,s)}{RT}\right)$$

gdzie:

ΔH — energia aktywacji zależna od temperatury T i struktury materiału,

R — uniwersalna stała gazowa.

W przypadku gdy prędkość pełzania jest określona kilkoma niezależnymi procesami o różnych energiach aktywacji to:

$$\dot{\epsilon} = \sum_i W_i \exp\left(\frac{\Delta H_i}{RT}\right)$$

gdzie:

W_i — czynnik opisujący udział procesów,

ΔH_i — energia aktywacji i —tego procesu.

W temperaturach poniżej $0,5 T_{top}$ uważa się, że pełzanie jest określone przez mechanizmy niedyfuzyjne, takie jak: poślizg poprzeczny, przecinanie dyslokacji i tarcie wewnętrzne. W wysokich temperaturach prędkość pełzania jest kontrolowana przez dyfuzję. Energia aktywacji jest dla czystych metali bliska energii aktywacji samodyfuzji.

Zależność prędkości pełzania od naprężenia możemy zapisać dla okresu pełzania początkowego i wysokich temperatur [26, 27]

$$\dot{\epsilon}_i = A_i \sigma^{n_1}$$

gdzie:

A_i — wielkość stała,

σ — naprężenia wywołane przyłożonym obciążeniem,

n_1 — wykładnik

Podobnie dla pełzania ustalonego

$$\dot{\epsilon}_s = A_s \sigma^{n_2}$$

gdzie:

A_s — wielkość stała charakterystyczna dla materiału,

n_2 — wykładnik.

Modele procesu pełzania

Becker [28] w swojej teorii aktywacji cieplnej poślizgu założył, że aby nastąpił poślizg to fluktuacja cieplna w mikroobjętości — V musi być większa lub równa różnicy pomiędzy naprężeniem kohezji (τ_0) i przyłożonym naprężeniem (τ). Energia aktywacji została zdefiniowana jako:

$$A = \frac{(\tau_0 - \tau)^2 V}{2 G}$$

gdzie:

G — jest modułem odkształcenia postaciowego.

Wówczas zakładając, że pełzanie jest dominującym mechanizmem zapisujemy prędkość pełzania jako

$$\dot{\epsilon} = \Delta e^{-A/kT}$$

gdzie:

Δ — jest elementarnym poślizgiem,

k — stała Boltzmanna.

Mott i Nobarro [29] zakładali, że objętość V zmienia się z naprężeniem. Pomimo tego dane eksperymentalne różniły się znacznie od przewidywań teoretycznych. Orowan [30] oraz Mott i Nobarro [29] założyli później istnienie miejsc o stosunkowo niskiej energii aktywacji, które powstawały tylko w początkowej fazie pełzania. Teoria ta tłumaczyła obniżenie prędkości pełzania wyczerpywaniem się liczby obszarów o małej energii aktywacji. Podejście dyslokacyjne uważa, że prędkość pełzania ustalonego jest oparta na następujących zjawiskach:

- powielania dyslokacji,
- poślizgu dyslokacji,
- blokady dyslokacji na przeszkodach, tj. strefach Guniera—Prestona, dyslokacjach osiadłych, cząstkach drugiej fazy i in.,
- zdrowienia, nawrotu, wspinania powodującego anihilację dyslokacji przeciwnego znaku i tworzenia się układów dyslokacji (poślizgów).

Prędkość pełzania ustalonego można zapisać:

$$\dot{\epsilon}_s = A \sigma^n \exp(-\Delta H/RT)$$

$n = 3$ dla stopów, w których mechanizmem określającym prędkość pełzania ustalonego jest poślizg dyslokacji,

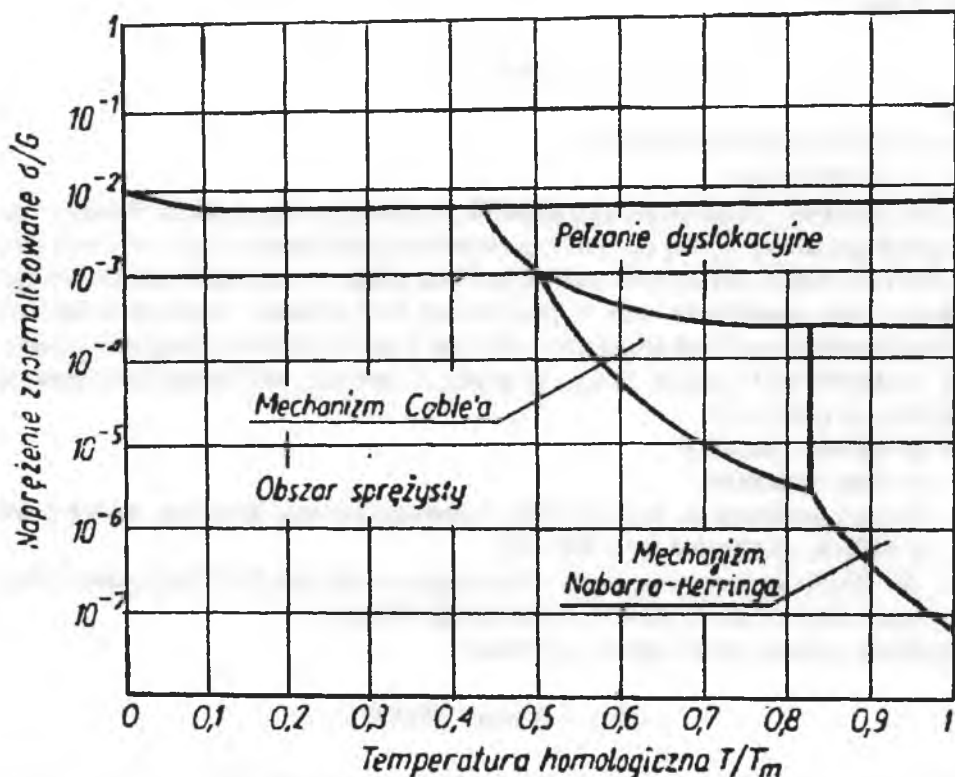
$n = 5$ dla stopów, w których dominuje wspinanie dyslokacji.

W materiałach umocnionych wydzieleniowo osnowa określa w dużym stopniu wielkość wykładnika ale może on wynosić nawet 15. W materiałach umocnionych dyspersyjnie wartość wykładnika może wynosić nawet 40.

Granice ziarn są miejscami, w których koncentracja wakansów, dyslokacji obcych atomów jest znacznie wyższa niż wewnątrz ziarna. Dyfuzja zachodzi łatwo wzdłuż granic ziarn. Odszałcenie przy wysokich temperaturach jest także tam skoncentrowane. Coble [31] zaproponował model pełzania, w którym mechanizmem dominującym jest dyfuzja wzdłuż granicy ziarn. Zakresy różnych mechanizmów pełzania podano na rys. 3.2. Nabarro i Herring [33, 34] rozważali dyfuzję poprzez wnętrze ziarna. Harper i Dorn [35] obserwowali anomalnie wysokie (trzy rzędy większe niż przewidziane modelami Coble'a, Nabarro, Herringa) prędkości pełzania aluminium w temperaturach bliskich temperaturze topnienia.

Charakterystycznymi cechami procesu pełzania Harpera—Dorna są:

- wykładnik naprężenia równy jest ok. 1,
- brak zależności szybkości pełzania od wielkości ziarna,
- energia aktywacji zbliżona do energii aktywacji samodyfuzji.



Rys. 3.2. Zakresy mechanizmów pełzania przy różnych temperaturach homologicznych dla srebra

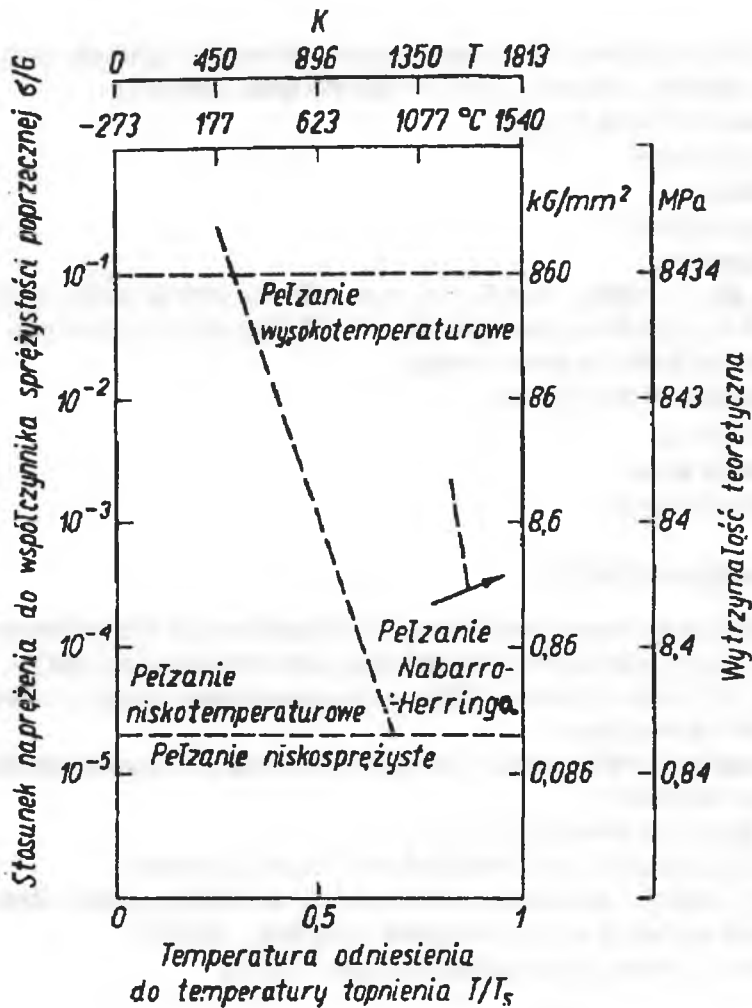
Mechanizmem dominującym wydaje się wspinanie dyslokacji, których odległość uskoków jest na tyle mała, że dyfuzja wakansów może zachodzić bez utrudnień.

Terminem asprężyste pełzanie określa się zależne od czasu odwracalne odkształcenie występujące przy niskich naprężeniach i temperaturach. Przyczyną może być zmiana wywołana naprężeniem, przemiana martenzytyczna lub dyfuzja atomów międzywęzłowych.

Rysunki 3.2 i 3.3 pokazują w jakich warunkach, jakie mechanizmy pełzania występują. Schematy takie niekiedy nazywane są "mapami" pełzania. Dla czystego aluminium w temperaturze powyżej $0,4 T_m$, występuje pięć różnych mechanizmów pełzania:

$$\text{Nabarro—Herring} \quad \dot{\epsilon} = A_{NH} D_{o(1)} \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \frac{Gb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^2 \left(\frac{\sigma}{G}\right)$$

$$\text{Coble'a} \quad \dot{\epsilon} = A_{CO} D_{o(gb)} \exp\left(-\frac{Q_{gb}}{RT}\right) \frac{Gb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^3 \left(\frac{\sigma}{G}\right)$$



Rys. 3.3. Schemat mechanizmów pełzania dla żelaza

Harpera—Dorna — $\dot{\epsilon} = A_{HD} D_{o(1)} \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \frac{Gb}{kT} \left(\frac{\sigma}{G}\right)$

wspinanie nisko—

temperaturowe — $\dot{\epsilon} = 50A_1 D_{o(c)} \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \frac{Gb}{kT} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^{n+2}$

wspinanie wysoko—

temperaturowe — $\dot{\epsilon} = A_1 D_{o(1)} \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \frac{Gb}{kT} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n$

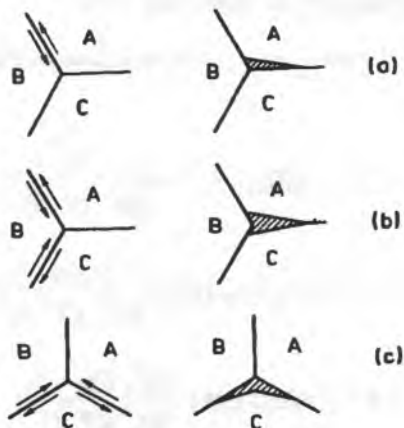
gdzie:

- A — stała bezwymiarowa; dla pełzania Nabarro—Herringa zapisujemy A_{NH} , Coble’a A_{CO} , Harpera—Dorna A_{HD} oraz A_1 dla wspinania dyslokacji,
- D — odpowiednia stała dyfuzji,
- k — stała Boltzmanna,
- n — wykładnik,
- Q — energia aktywacji,
- R — stała gazowa,
- indeksy 1, gb, c — opisują energię aktywacji pełzania według mechanizmów, odpowiednio: dyfuzji sieciowej, przez granicę ziarn i dyfuzji przez wnętrze ziarn,
- G — moduł odkształcenia postaciowego,
- T — temperatura w skali Kelvina,
- σ — naprężenie,
- d — wielkość ziarna,
- b — wektor Burgersa.

Zmiany mikrostrukturalne

Okres pełzania końcowego charakteryzuje się zlokalizowanym odkształceniem próbki. Niewątpliwie jest to spowodowane uszkodzeniami materiału akumulowanymi w okresach poprzedzających zerwanie. Garofalo [25] wymienia następujące zmiany w mikrostrukturze próbek poddanych pełzaniu:

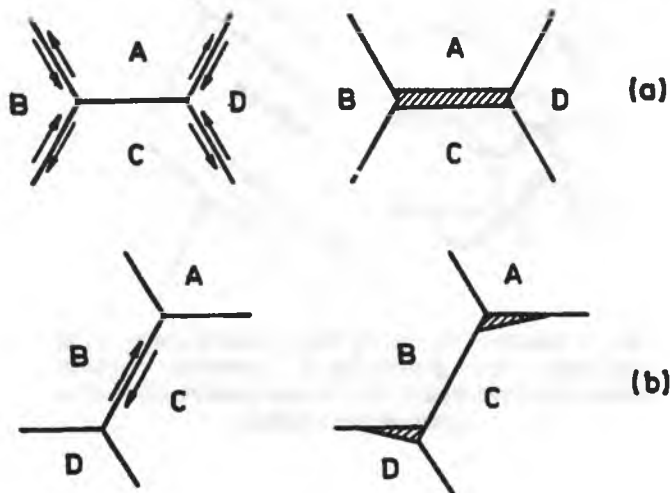
- powstanie linii poślizgu, których odległość wzrastała z rosnącą temperaturą i malejącym obciążeniem,
- bliźniakowanie i odkształcenie sieci,
- sploty dyslokacji, powstanie struktur komórkowych i podziarn,
- poślizg i migracja granic ziarn, formowanie się uskoków na granicy ziarn i mikro-pęknięcia na styku 3 powierzchni granic ziarn (rys. 3.4) [38],
- tworzenie się wnek, pęknięć klinowych (rys. 3.4) [38].



Rys. 3.4. Schemat mechanizmu zarodkowania pęknięć na styku 3 powierzchni granic ziarn

Obecność wnęk stwierdza się w badaniach na mikroskopie skaningowym już pod koniec pełzania pierwotnego. Rozmiar wnęk jest rozrzuty statystycznie wokół wartości średniej rosnącej w miarę postępu procesu pełzania. Kształt wnęk jest określony przez mechanizm wzrostu — wnęki wydłużone wskazują na mechanizm dyslokacyjny, a wnęki równoosiowe na mechanizm dyfuzyjny.

Schemat mechanizmu zarodkowania pęknięć w pełzaniu na styku 3 granic ziarn pokazuje rys. 3.4, a tworzenie innych przy 4 ziarnach rys. 3.5 [38].



Rys. 3.5. Schemat mechanizmu zarodkowania pęknięć w obrębie 4 ziarn

Dane doświadczalne potwierdzają rolę spiętrzenia naprężeń w zarodkowaniu wnęk.

W stalach austenitycznych oraz stopach żarowytrzymałych zawierających fazy międzymetaliczne obserwuje się często przebieg pokazany na rys. 3.6e [38]. W stalach ferrytycznych w niezbyt ostrych warunkach testu obserwuje się d), a w ostrych — schemat 3.6d lub 3.6f, w zależności od temperatur i naprężeń.

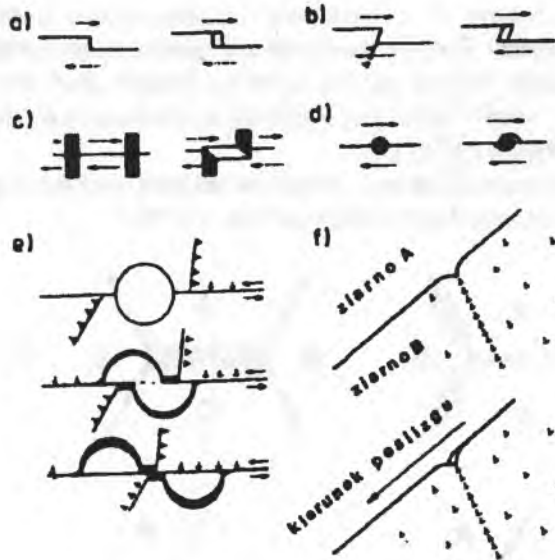
Schemat wzajemnego oddziaływania dyslokacji i wydzielen w podwyższonych temperaturach pokazano na rys. 3.7a, b, c, na rys. 3.7a i 3.7b przedstawiono mechanizmy występujące w stalach niskostopowych, na rys. 3.7c pokazano mechanizm występujący w nadstopach i stalach austenitycznych [36].

Rozwój pęknięć

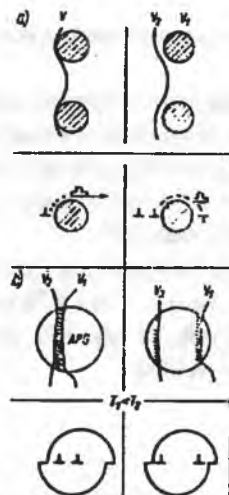
Rozwój pęknięcia w pełzaniu można scharakteryzować w formie trzech etapów:

- fazę zarodkowania,
- stabilnego, powolnego wzrostu,
- szybkiego rozwoju pęknięcia do utworzenia przełomu.

Prędkość rozwoju pęknięcia silnie wzrasta ze wzrostem temperatury oraz wszystkie trzy fazy zależą od mikrostruktury materiału. Dane doświadczalne wskazują, że prę-



Rys. 3.6. Schemat tworzenia się wnek w stopach żelaza: a-d - zarodkowanie wnek na granicy ziarn; e - zarodkowanie w wyniku ścinania wydzieleń drugiej fazy, f - model generowania wnek na granicach ziarn i podziarn



Rys. 3.7. Schemat wzajemnego odkształcenia dyslokacji i wydzieleń w podwyższonych temperaturach; a - wspinanie dyslokacji, dla większych naprężeń tworzenie pętli Orowana, wspinanie się i ich anihilacja, b - powtórne tworzenie się granicy antyfazowej

dkość rozwoju pęknięcia tj. $\frac{da}{dt}$ koreluje albo ze współczynnikiem intensywności naprężeń — K tj. $\frac{da}{dt} = AK^\alpha$, naprężeniem nominalnym σ_n ($\frac{da}{dt} = A \sigma_n^\beta$), z rozwarciem pęknięcia COD ($\frac{da}{dt} = C_3 (COD)^r$) lub z całką C^* . Dla materiałów o wykładniku $n \leq 5$ stosuje się K, a dla $n \geq 7$ — natomiast naprężenie nominalne. Całkę C^* interpretuje się jako szybkość zmiany energii potencjalnej związanej ze wzrostem pęknięcia. Dla próbki zwartej typu C(T) zależność opisuje się wzorem [39]:

$$C^* = \frac{2n}{n+1} \frac{P\dot{\Delta}}{Bb}$$

gdzie:

P — obciążenie,

b — pozostała (nie pęknięta) część próbki,

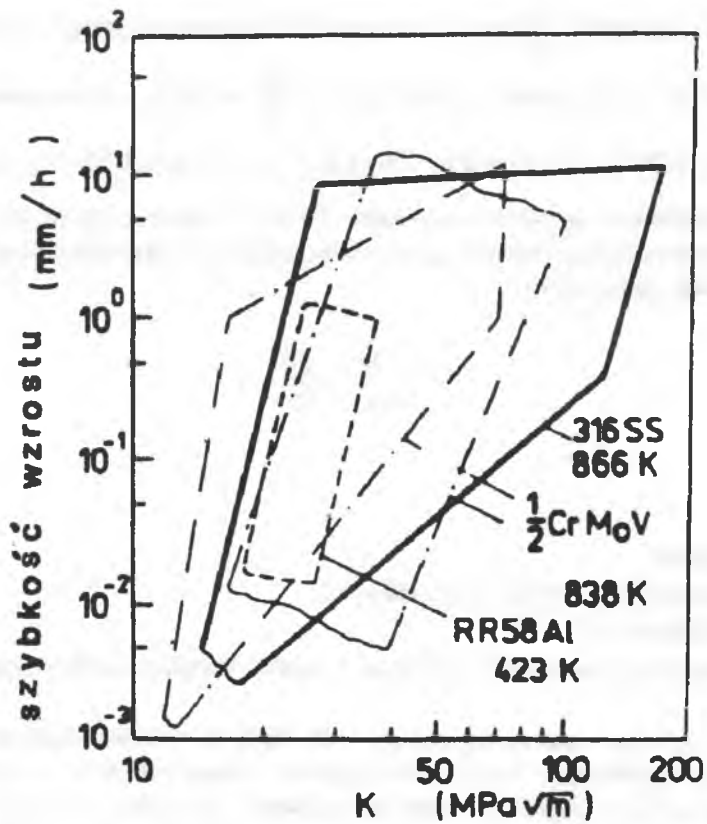
B — grubość próbki,

$\dot{\Delta}$ — szybkość przemieszczenia określona w miejscu przyłożenia obciążenia.

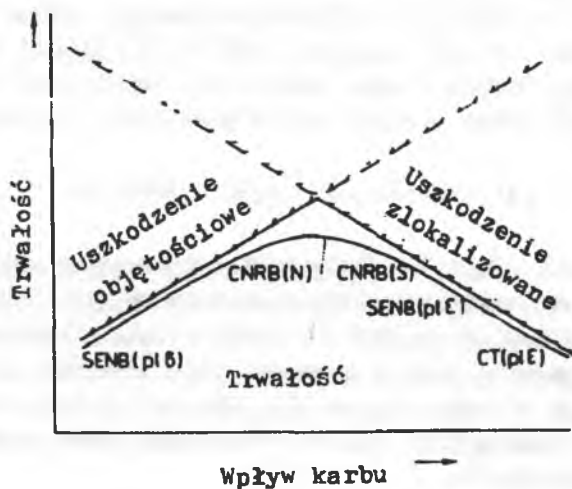
Riedel [40], wyróżnia dwie następujące po sobie fazy we wzroście pęknięcia. Fazę I, bezpośrednio po przyłożeniu obciążenia i osiągnięciu temperatury testu — wzrost pęknięcia jest dobrze opisany współczynnikiem intensywności naprężeń oraz fazę II, gdzie do opisu pęknięcia trzeba stosować C^* . Obie fazy są rozdzielone charakterystycznym czasem, który zwykle wynosi minuty lub godziny, ale w przypadku żarowytrzymałych odpornych na pełzanie nadstopów na bazie niklu może wynosić kilka lat. Wyniki badań szybkości wzrostu pęknięcia przy pełzaniu przy różnych temperaturach podano na rys. 3.8 [41]. Badanymi materiałami były: stal nierdzewna AISI 316, 1/2 CrMoV oraz stop RR58Al. Rys. 3.9 ilustruje wpływ karbu na trwałość materiału (Ellison i Wu [42]). W eksperymencie użyto czterech różnych próbek, w których wpływ karbu miał w kolejności:

$$CTS > SENB (pl\epsilon) > CNRB > SENB (pl\sigma)$$

Występują dwa procesy — koncentracja naprężeń oraz akumulacja uszkodzeń. Osłabienie (ujemny wpływ karbu) wystąpi przy dużej koncentracji naprężeń, które nie ulegną relaksacji przed pojawieniem się pęknięcia (w obszarze karbu). Uszkodzenie próbek jest zlokalizowane. Dla małej koncentracji naprężeń wystąpi umocnienie ze względu na trójosiowy stan naprężeń w obszarze karbu. Przy dłuższych czasach testu efekt ten jest mniejszy. Badania wykazują liczne pęknięcia w objętości próbki i uszkodzenie nie jest ograniczone do obszaru karbu.



Rys. 3.8. Schemat zależności szybkości wzrostu pęknięć w pełzaniu od współczynnika intensywności naprężeń



Rys. 3.9. Schemat ilustrujący wpływ karbu na trwałość próbki podczas pełzania

Ważniejsze własności materiałów żarowytrzymałych

Wytrzymałość na pełzanie jest określona przez trzy podstawowe własności materiału:

- 1) temperaturę topnienia określającą graniczną temperaturę pracy. Wymaganie to faworyzuje ceramiki i materiały żaroodporne o wysokich temperaturach topnienia,
- 2) typ wiązania i struktura krystaliczna materiału określające siłę konieczną do przemieszczenia dyslokacji,
- 3) mikrostrukturę.

Łatwość odkształcenia plastycznego czystych metali przy wysokich temperaturach ma swoje źródło w:

- 1) niezachowawczym ruchu dyslokacji,
- 2) braku umocnienia przez zgmiot ze względu na nawrót i rekrytalizację.

Oba procesy zależą od formowania i anihilacji wakansów, a stąd od energii samodyfuzji. Energia aktywacji samodyfuzji jest wyższa w γ — Fe niż w α — Fe.

Stabilność mikrostrukturalna może być osiągnięta dla stopów zawierających atomy pierwiastków trudnorozpuszczalnych w osnowie i o małym współczynniku dyfuzji w osnowie.

Warunek ten preferuje niektóre węgliki i fazy tlenkowe. Granice ziarn są najsłabszymi miejscami w wysokich temperaturach. Z tego względu jest korzystne stosowanie:

- stopów o dużym ziarnie lub monokryształów,
- dodawanie do składu chemicznego pierwiastków mających duże tendencje do segregacji do wspinających się dyslokacji,
- stopów wytworzonych przez kierunkową krytalizację.

Mechanizmy umocnienia są podane w tabl. 1 [36].

Tablica 1.

Wpływ podstawowych mechanizmów umocnienia na pełzanie oraz odkształcenie w niskich temperaturach

	Rodzaj umocnienia				
	umocnienie roztworu	umocnienie przez zgmiot	umocnienie granic ziarn	umocnienie wydzieleniowe i dyspersyjne	anizotropia
odkształcenie nisko-temperaturowe	+	+	+	+	+
pełzanie	+	+ - a)	-	+	+

++ silne umocnienie

+ umocnienie

- osłabienie

a) + jeśli są stabilne wydzielienia drugiej fazy

- jeśli ma miejsce rekrytalizacja

4. WPŁYW ŚRODOWISKA NA TRWAŁOŚĆ ELEMENTÓW MASZYN I URZĄDZEŃ

Problematyka procesów korozji stopów metali jest omówiona w dużej liczbie monografii, na przykład [43]. W tym rozdziale rozważania ograniczono do najistotniejszych zagadnień związanych z pracą przy podwyższonych temperaturach, co obejmuje:

- 1) zilustrowanie wpływu środowiska na trwałość stopów metali,
- 2) zasygnalizowanie tych rodzajów korozji, które mogą powodować szybkie i niespodziewane zniszczenie elementu przy braku zewnętrznych oznak uszkodzenia materiału.

Odporność na korozję zależy zarówno od struktury materiału, jak i środowiska. Wpływ pierwiastków stopowych można rozważać w odniesieniu do konkretnej grupy materiałów, jak i konkretnych warunków pracy. W rozdziale tym rozważono głównie korozję typowych materiałów, z których są wykonywane elementy omówione w opracowaniu.

Korozja może spowodować w wielu przypadkach polepszenie zdolności przenoszenia obciążeń przez materiał. Wpływ ten tłumaczy się następującymi mechanizmami:

- tworzeniem się dobrze związanej warstwy tlenków, utrudnieniem generacji dyslokacji na powierzchni metalu,
- tworzeniem się nowych dyspersyjnych faz tlenkowych w obszarze powierzchniowym,
- rozpięciem ścian pęknięcia przez tlenki, co powoduje zamknięcie pęknięcia przez część cyklu obciążeń, powodowaniem rozgałęzienia pęknięć i stępieniem wierzchołków pęknięć.

Przyczepność zgorzeliny zależy od czynników środowiskowych, materiału, budowy struktury zgorzeliny (im grubsza warstwa tym gorsza przyczepność) oraz od stanu powierzchni metalu (obróbki wykańczającej).

Podczas zmiany temperatury elementu mogą mieć miejsce przemiany fazowe w warstwie zgorzeliny oraz w materiale rodzimym, efekt ten powoduje pękanie warstwy tlenków i ekspozycję nowych warstw metalu na działanie środowiska. Innymi źródłami naprężeń w zgorzelinie są:

- koagulacja wakansów w zgorzelinie zachodząca podczas pracy elementu,
- powstanie wskutek korozji związków mających inne objętości molowe niż metal rodzimy.

Dane doświadczalne wskazują na duże różnice między wynikami testów korozyjnych w warunkach izotermicznych, a wynikami testów w temperaturach zmiennych. Stwierdzono następujące związki:

- korozja wewnętrzna stopu poprawia przyczepność zgorzeliny,
- tlenki dyspersyjne i lantanowce również poprawiają przyczepność.

Charakterystyka stopów żelaza w warunkach korozji

Czyste żelazo nie jest odporne na korozję zwłaszcza powyżej 579°C . W tej temperaturze pojawia się w zgorzelinie wistyt (FeO), który w niższych temperaturach jest termodynamicznie niestabilny. Zgorzelina składa się z trzech głównych tlenków: FeO , Fe_3O_4 (magnetyt) oraz Fe_2O_3 (hematyt). Ostatni z tlenków jest powyżej 1470 K nietrwały i zgorzelina staje się znów dwufazowa. Stężenie defektów sieciowych w wistycie jest znacznie większe niż w innych fazach i wiąże się z tym przyspieszenie szybkości korozji powyżej 570°C . Zakres temperatur występowania wistytu jest określony przez skład chemiczny stopu.

Zawartość chromu w stalach chromowych zawiera się w szerokich granicach 3—30%. Minimalna szybkość korozji odpowiada zawartości chromu 25—30%. Przy zawartości chromu mniejszej niż 18% występuje skłonność do przebicia zgorzelin. Stop nie ma zdolności odtwarzania ciągłej warstwy.

Dodatek krzemu zwiększa żaroodporność, podobnie jak aluminium. W zgorzelinie występuje więcej aluminium niż wynika to ze składu chemicznego stopu.

Mangan ulegający preferencyjnemu utlenianiu ma wpływ ujemny na korozję.

Chrom i aluminium dodane jednocześnie tworzą lepszą pod względem mechanicznym zgorzelinę, niż wówczas gdy jest tylko jeden składnik.

W stalach chromowo—niklowych występują dwa typy zgorzelin: zbudowane głównie z Cr_2O_3 , mające dobre własności ochronne oraz zbudowane ze spineli, mające gorsze własności. Nikiel poprawia przyczepność zgorzeliny ulegając wewnętrznemu utlenianiu.

Proces utleniania żeliw jest bardzo specyficzny. Obserwowane puchnięcie żeliwa jest spowodowane rozpadem cementytu i utlenianiem wydzieleni grafitu. Proces puchnięcia jest przyspieszony przez cykliczne zmiany temperatury. Najbardziej odporne na utlenianie jest żeliwo sferoidalne. Żeliwo białe, które nie ma wydzieleni grafitu ma dobrą odporność na pęcznienie.

Żeliwa wysokoniklowe austenityczne (zawierające ok. 30% Ni) mają dobrą żaroodporność w warunkach cyklicznych zmian temperatury. Zgorzelina ma jednak złe własności ochronne. Zawartości Ni można ograniczyć wprowadzając Cu, Mn i Cr. Powyżej temperatury 850°C następuje korozja międzykrystaliczna i pogorszenie odporności.

Drugą grupą żeliw są nikrosilale zawierające: Cr i Si. Wzmózone utlenianie następuje w temperaturach 1000—1100°C.

Żaroodporne żeliwa ferrytyczne stosowane przy podwyższonych temperaturach dzielą się na trzy podstawowe grupy: chromowe, krzemowe i aluminiumowe. Żeliwa chromowe należą do żeliw białych, węgiel w nich jest związany w węglkach żelazochromowych. Temperatura ich stosowania przekracza 900°C .

Zawartość krzemu w żeliwach krzemowych wynosi 5—7%, a zakres stosowania 800—900°C. Żeliwa aluminiumowe posiadają zawartości Al = 7% do 29%. Zakres stosowania powyżej 900°C .

Charakterystyka nadstopów w warunkach korozji

Głównym składnikiem stosowanych nadstopów jest nikiel.

Powyżej 400°C na czystym niklu tworzy się w atmosferze powietrza tlenek: NiO, mający lepsze własności ochronne (mniejszą liczbę defektów) niż wistyt. Stopy niklu z chromem mają zwykle lepszą odporność korozyjną niż stal (za wyjątkiem środowisk zawierających związki siarki). Stopy niklu z zawartością tlenków dyspersyjnych mogą pracować nawet w temperaturze do 1200°C. Obecność tlenków dyspersyjnych powoduje powstanie dwuwarstwowej zgorzeliny, w której zewnętrzna warstwa tlenków powstaje wskutek dyfuzji metalu na zewnątrz (np. niklu, chromu), natomiast warstwa wewnętrzna jest porowata i zawiera tlenki dyspersyjne. Stosowane różne tlenki (ThO_2 , Y_2O_3 , La_2O_3 , CeO_2) mają bardzo małą rozpuszczalność w NiO, działanie ich polega na:

- ograniczaniu dyfuzji odrdzeniowej,
- wytwarzaniu nowych miejsc zarodkowania fazy Cr_2O_3 na powierzchni stopu, przez co warstwa tlenków jest ciągła.

Żaroodporne stopy niklu zawierają najczęściej chrom (10—20%), glin do 5%, tytan, krzem, molibden, mangan, kobalt i żelazo. W stopach NiCr obserwuje się obniżenie szybkości korozji w powietrzu dla zawartości Cr >10% at., a minimalna szybkość korozji odpowiada ok. 40% Cr. Przy mniejszych zawartościach chromu fazą tlenkową jest spinel chromowo—niklowy, przy większych — Cr_2O_3 z domieszką NiO. Kinetyka i mechanizm utleniania stopów Ni—Al zależy zarówno od zawartości Al jak i od temperatury. Są dwa zależne od temperatury efekty: odrdzeniowa dyfuzja oraz rozpuszczalność Al w NiO. W temperaturach przekraczających 950°C ochrona korozyjna stopów niklu zależy głównie od aluminium. Procesem, który powoduje ograniczenie roli chromu jest powstanie gazowego CrO_3 z Cr_2O_3 .

Czysty kobalt w temperaturze poniżej 900°C wytwarza zgorzelinę heterofazową, w której warstwa przyległa do metalu jest zbudowana z CoO, a zewnętrzna z Co_3O_4 . Powyżej 900°C Co_3O_4 jest nietrwały i zgorzelina składa się jedynie z CoO. Stopy Co o zawartości 30% Cr mają wyraźnie zwiększoną odporność na korozję, jednak brak wewnętrznego utleniania powoduje słabą przyczepność zgorzeliny, która w warunkach cyklicznych zmian temperatury nie zapewnia ochrony metalu. Dodatek 5+10% Al poprawia żaroodporność. Zauważa się ponadto pojawienie się strefy wewnętrznego utleniania. Innymi dodatkami stopowymi podwyższającymi żaroodporność są wolfram i tantal.

Korozja gazowa

Wzrost cen światowych surowców energetycznych w latach 70—tych spowodował powszechne użycie gorszych paliw posiadających wysokie zawartości: siarki, sodu i wanadu.

Zawartość związków siarki w spalinach wynosi najwyżej kilka procent a ich mechanizm oddziaływania korozyjnego zależy silnie od charakterystyki spalania. Obserwuje się przyspieszenie korozji siarkowej przy spalaniu w warunkach niedoboru powietrza.

Głównymi dodatkami stopowymi zwiększającymi odporność stali na korozję są glin oraz chrom powodujące powstanie ochronnych warstw na powierzchni zbudowanych z tlenków i siarczków.

W najgorętszych strefach komory spalania niektóre składniki mineralne zawarte w paliwie występują w stanie lotnym. Inne z kolei znajdują się w postaci ciekłych i stałych zawiesin. W miarę obniżania się temperatury gazów występuje kondensacja poszczególnych frakcji popiołów w różnych częściach instalacji transportującej spalinę. Bardzo istotnym czynnikiem jest prędkość przepływu gazów, która określa czas przebywania gorących gazów przy powierzchni metalu.

W przypadkach turbin gazowych, miejscami najbardziej podatnymi na korozję są krawędzie łopatek. Agresywne składniki popiołów lotnych mogą:

- 1) działać jako katalizatory transportu tlenu,
- 2) rozpuszczać powierzchnię metalu i zgorzelić,
- 3) zwiększać ilość defektów sieciowych w zgorzelinie.

Skład chemiczny popiołów zależy od złoża paliwa. Siarczany metali alkalicznych są szczególnie agresywne w temperaturze 600—800°C. Korozja związana z obecnością wanadu natomiast nie wykazuje takiej zależności, wzmagając się ze wzrostem temperatury.

Metodami ograniczenia korozji wywołanej przez popioły są:

- 1) obróbka paliw, np. dodatek tlenu magnezu zwiększa temperaturę topnienia popiołu tworząc ortowanadan magnezu o wyższej niż V_2O_5 temperaturze topnienia,
- 2) prowadzenie procesu spalania tak, aby ograniczyć ilość wolnego tlenu w spalinach.

Dzięki temu powstają V_2O_3 i V_3O_4 zamiast szkodliwego V_2O_5 .

Najczęstszym przypadkiem korozji wodorowej jest reakcja wodoru z węglem w stali i powstanie metanu, który ze względu na rozmiar cząstek nie może wydostać się z metalu i powoduje jego pękanie. Poniżej 250°C proces korozji nie zachodzi ze względu na brak dysocjacji cząstek wodoru. Korozję wodorową można znacznie ograniczyć przez dodanie pierwiastków stopowych dających trwalsze połączenie z węglem niż żelazo na przykład: Cr, V, Ti, Zr oraz Nb. Ten sposób jest często stosowany w technice.

Korozja międzykrystaliczna

W przemyśle chemicznym instalacje są często wykonywane z elementów spawanych. W tym przypadku nie można oczywiście przeprowadzić obróbki cieplnej gotowych elementów i często obserwuje się korozję międzykrystaliczną, która jest niebezpieczna dlatego, że powierzchnia elementu pozostaje praktycznie nienaruszona.

Korozja międzykrystaliczna stali austenitycznych jest związana ze zjawiskiem wydzielania węglików chromu na granicach ziarn austenitu i ze zubożeniem przygranicznych stref ziarn w chrom. Jest to tzw. proces "dechromizacji". Przy korozji międzykrystalicznej niszczeniu ulegają granice ziarn, co powoduje osłabienie więzi między ziarnami austenitu. Dla stali Cr—Ni i Cr—Ni—Mn odporność na korozję międzykrystaliczną maleje wraz ze wzrostem w nich zawartości węgla, gdyż rozpuszczalność węgla w austenicie jest ograniczona. W czasie nagrzewania tych stali do temperatur powyżej 450°C, w przesyconym roztworze austenitu wydziela się węgiel na granicach ziarn w postaci $(Fe, Cr)_{23}C_6$, co powoduje zubożenie granic ziarn w chrom. Granice te odpowiadają niskostopowemu

ferrytowi, którego odporność korozyjna jest bardzo mała wskutek braku zdolności do pasywacji.

Słuszność teorii dechromizacji potwierdziła praca Schafmeistera [44]; przeprowadzono analizę roztworu $\text{CuSO}_4 + \text{H}_2\text{SO}_4$, w którym korodowały próbki stali typu 18.8, a także analizę chemiczną wyizolowanych węglików. Stwierdzono, że rozpuszczalna strefa metalu zawierała mniej chromu niż osnowa metalu. Chevenard [45] potwierdził tę teorię za pomocą analizy termomagnetycznej. Dla ferromagnetycznych stali austenitycznych typu 36% Ni, 11% Cr omówiona teoria wyjaśnia wiele zjawisk towarzyszących zmniejszaniu się zawartości chromu w przygranicznych strefach ziarn. Houdremont [46] uważa, że naprężenia pojawiające się w metalu w wyniku wydzielania się węglików, niezależnie od ich rodzaju, mogą wystarczyć aby stal w sprzyjających warunkach ulegała działaniu korozji międzykrystalicznej. Beckett [47] przypuszcza, że korozja międzykrystaliczna stali typu 18.8 związana jest z procesem międzykrystalicznego wydzielania się ferrytu z austenitu w wyniku działania naprężeń wewnętrznych, istniejących na granicach ziarn. Według Becketta naprężenia te odgrywają podobną rolę do zgniotu, który nietrwały austenit przemienia w trwały ferryt. Ponieważ ferryt zawiera małą ilość węgla, więc mogą się też w międzykrystalicznych przestrzeniach ziarn wydzielać węgliki żelaza lub innych składników stali, które razem z ferrytem tworzą strukturę podobną do struktury troostytu.

Miller [48] przyjmuje, że korozja międzykrystaliczna stali austenitycznej spowodowana jest powstawaniem węglików żelaza, z których dopiero po dłuższym okresie wygrzewania stali w zakresie temperatur niebezpiecznych tworzą się węgliki chromu. Colombier [49] przyjmuje, że korozja międzykrystaliczna stali austenitycznych może być spowodowana segregacją węgla na granicach ziarn, pojawia się w wyniku wygrzewania stali w wysokich temperaturach (powyżej 950°C). Tak więc wysokie temperatury mogą powodować niejednorodność chemiczną metalu, co obserwowane jest np. w stalach ferrytycznych.

Rozważając stale austenityczne podaje się następujące przyczyny korozji międzykrystalicznej:

- granice ziarn odbiegają pod względem krystalograficznym od wnętrza ziarna,
- następuje segregacja pierwiastków na granicy ziarn,
- po pewnym okresie czasu pracy elementu, tworzą się nowe fazy, np. węgliki, azotki na granicy ziarn (szczególnie groźna jest faza σ).

Główną przyczyną powstawania tych faz jest zależność temperaturowa rozpuszczalności węgla i azotu w austenicie i ferrycie.

Wymienione zjawiska powodują lokalne zubożenie metalu w pierwiastki stopowe zwłaszcza w chrom, tworzenie mikroogniw korozyjnych, w których węgiel jest katodą a przyległy metal anodą, pojawienie wysokich naprężeń w miejscach tworzenia się nowych faz może np. niszczyć warstwę pasywną.

W celu ustabilizowania struktury stali dodaje się Ti oraz Nb. Korzystne są struktury drobnoziarniste. Obserwuje się niekorzystny z reguły wpływ zgniotu, ponieważ zwiększa on energię i przez to zmniejsza stabilność struktury. Środowisko pracy reaktora jądrowego jest niekorzystne ze względu na łatwiejsze formowanie wodoru i nadtlenu wodoru.

Metodami ograniczającymi ryzyko korozji międzykrystalicznej są:

- obniżenie zawartości węgla,
- stabilizacja tytanem, niobem i tantalum (utworzenie stabilnych węglików),
- właściwa obróbka cieplna, np. przesycanie, szybkie schładzanie lub wygrzewanie stabilizujące,
- zwiększenie procentowej zawartości ferrytu.

Stale martenzytyczne są również podatne na korozję międzykrystaliczną, najbardziej niebezpiecznym zakresem temperatur pracy jest ok. 500°C. Odpuszczanie w wysokich temperaturach np. 700°C ogranicza ich podatność na korozję. W stalach ferrytycznych wysokochromowych występowanie korozji międzykrystalicznej jest związane głównie z wytrąceniem węglików na granicy ziarn i pojawia się po schłodzeniu po pracy w temperaturach wyższych od 900°C. Podobny efekt może dawać spawanie. Metoda ograniczenia korozji polega na wygrzaniu w temperaturze ok. 800°C.

Korozja naprężeniowa

Korozja naprężeniowa powoduje około 25% wszystkich awarii spowodowanych korozją. Szybkość wzrostu pęknięcia w korozji naprężeniowej jest w granicach 10^{-8} — 10^{-2} — cm h⁻¹. Pęknięcia mogą być zarówno transkrystaliczne jak i międzykrystaliczne. Korozja naprężeniowa występuje jeśli są spełnione jednocześnie trzy warunki:

- materiał jest podatny na korozję naprężeniową co zależy od mikrostruktury składu chemicznego jak i jego twardości;
- środowisko musi być korozyjne z tym, że korozja powinna być zlokalizowana, składniki środowiska powinny mieć zdolność uszkodzenia warstwy pasywnej;
- powinno istnieć wystarczająco wysokie naprężenie rozciągające zewnętrzne lub będące wynikiem naprężeń własnych powstałych w procesach technologicznych.

Przyjmowane są następujące modele do wyjaśnienia korozji naprężeniowej:

- pękanie warstwy pasywnej ze względu na poślizgi mające miejsce w metalu; wskutek korozji stopniowo pogłębiają się nierówności na powierzchni metalu, co powoduje początek pęknięcia transkrystalicznego,
- model zakładający zaistnienie następujących powtarzających się etapów:
 - 1) spowodowane pętnieniem pękanie warstwy pasywnej,
 - 2) korozja metalu aż do wytworzenia ciągłej warstwy pasywnej,
 - 3) adsorpcja określonych związków powodujących osłabienie metalu w wierzchołku pęknięcia,
 - 4) formowanie się wodorków tworzących przeszkody utrudniające ruch dyslokacji, co prowadzi do kruchego pęknięcia i powstawanie wnęk wypełnionych wodorem znajdującym się pod dużym ciśnieniem.

Korozji zmęczeniowej natomiast mogą ulec wszystkie stopy, w każdym elektrolicie. Dla danego stanu materiału, elektrolitu, temperatury i wartości przepływu istnieje wartość graniczna naprężenia, poniżej którego nie występuje pękanie po rozważanej liczbie cykli. Charakterystyczny jest brak poziomego odcinka na wykresie Wöhlera. Zauważa się zarówno wpływ średniego naprężenia cyklu (korzystne są naprężenia ściskające) i czasów wytrzymania (wpływ ujemny). Korozję zmęczeniową tłumaczy się:

- lokalizacją korozji na uskokach poślizgów, co powoduje efekt karbu,
- uszkodzeniem warstwy pasywnej przez poślizgi.

Rozważając możliwość zwiększenia odporności na korozję zmęczeniową należy uwzględnić podane wyżej zjawiska i skutecznie im zapobiegać.

5. ZMĘCZENIE CIEPLNE

Zmęczeniem cieplnym nazywamy proces uszkodzenia materiału spowodowany cyklicznymi zmianami temperatur w obecności zewnętrznego pola siłowego lub bez przyłożonego obciążenia. Definicja taka obejmuje bardzo wiele przypadków obciążeń rzeczywistych. Krańcowymi przypadkami zmęczenia cieplnego mogą być:

- a) zmęczenie mechaniczne, gdy wpływ zmiennych temperatur na materiał można sprowadzić do powstania zmiennych naprężeń a środowisko pracy nie jest agresywne,
- b) pełzanie, gdy dominuje wpływ średniej temperatury cyklu,
- c) korozja gazowa wysokotemperaturowa, gdy proces korozyjnego uszkodzenia materiału jest zasadniczym mechanizmem zużycia.

Podwyższenie temperatury pracy elementu maszyny lub urządzenia jest z reguły korzystne ekonomicznie, ponieważ powoduje np. wzrost sprawności cieplnej oraz ułatwia odkształcenie w procesach obróbki plastycznej.

Dążenie do lepszego wykorzystania urządzeń powoduje dostosowanie sposobu ich wykorzystania do potrzeb, np. sposób użytkowania turbin parowych w elektrowniach jest ściśle związany z cyklicznością zapotrzebowania na energię elektryczną, która osiąga wartości minimalne w dni wolne od pracy, a wartości maksymalne w określonych porach dni roboczych. Przy rozważaniu tego procesu ważne są właściwości rozszerzalności cieplnej, przewodzenia ciepła i budowy strukturalnej. Należy zwrócić uwagę na to, że jeśli zamocujemy sztywno próbkę i podgrzejemy ją o $\Delta T \sim 100^{\circ}\text{C}$ dla stali ferrytycznych i jedynie $\Delta T \sim 40^{\circ}\text{C}$ dla stali austenitycznych, to zostanie przekroczona granica plastyczności materiału próbki. Zwykle trwałość elementu pracującego w warunkach zmęczenia cieplnego jest w zakresie liczby $N = 10^4$ cykli, a proces uszkodzenia zachodzi w podwyższonych temperaturach. Jednak w konkretnych zastosowaniach przemysłowych na przykład w systemach chłodzenia ciekłym sodem reaktorów jądrowych, liczba cykli zmian temperatury (wyraźnych fluktuacji temperatury) może sięgać nawet 10^8 . Nagła zmiana temperatury określana jako szok cieplny lub udar cieplny, może spowodować uszkodzenie materiału po niewielu cyklach ogrzewania — chłodzenia, niekiedy nawet po jednym cyklu. Projektant unika w związku z tym materiałów o małej plastyczności używając głównie tych, które ulegną odkształceniu przed zniszczeniem. Większość pęknięć decydujących o trwałości elementu powstaje w warstwie przypowierzchniowej. Odporność materiału na korozję w znacznym stopniu określa trwałość elementu.

W omawianym zakresie temperatur najczęściej korzysta się z pokryć ochronnych wytworzonych metodą aluminowania dyfuzyjnego. Aluminium powoduje jednak obniżenie plastyczności warstwy wierzchniej materiału, szczególnie w dolnych temperaturach cyklu cieplnego. Pokrycia tego typu powinny być wykorzystywane w przypadku elementów, które doznają podczas cykli pracy niewielkich odkształceń, a maksymalna tem-

peratura cyklu nie może być zbyt wysoka ze względu na dyfuzję aluminium do wnętrza materiału. Zmiany z tym związane powodują obniżenie efektywności pokrycia.

Pokrycia typu CoCrAlY oraz NiAlCrY mają lepsze własności niż aluminiowe i dlatego mogą być grubsze i wynoszą $g = (70-80) \mu\text{m}$. Pokrycia uzyskiwane metodą aluminiowania posiadają grubość w zakresie do $40 \mu\text{m}$.

Wpływ chropowatości powierzchni na trwałość jest nieco mniejszy niż w przypadku zmęczenia mechanicznego. W zmęczeniu cieplnym odkształcenie plastyczne zachodzi zwykle w stosunkowo grubej warstwie przypowierzchniowej.

Wpływ zgniotu na trwałość w zmęczeniu cieplnym nie jest jednoznaczny. W cyklach z dużym zakresem odkształceń trwałość zależy od zapasu plastyczności i wówczas zgniot ma korzystny wpływ. Niekorzystnym zjawiskiem, które może być spowodowane jest rekrytalizacja.

Wpływ karbu należy rozważać zarówno w kategoriach koncentracji naprężeń, jak i zmiany rozkładu temperatury w elemencie. Zwykle ich wpływ sumuje się w skutkach. Spoiny można uważać za rodzaj karbów. Wpływ ich jest zawsze niekorzystny.

Przypadki uszkodzenia elementów w zmęczeniu cieplnym można podzielić na dwie grupy:

- zmęczenie cieplne z ograniczeniami zewnętrznymi,
- zmęczenie cieplne z ograniczeniami wewnętrznymi.

Ograniczeniami zewnętrznymi są reakcje więzów, tzn. siły przyłożone do rozważanego elementu. Projektanci zwykle unikają ograniczania swobody odkształceń cieplnych, dominują więc sytuacje zaliczane do drugiej grupy. Przyczynami wewnętrznych ograniczeń odkształceń cieplnych są: gradienty temperatur w elemencie, anizotropia struktury krystalicznej, obecność faz o różnych współczynnikach rozszerzalności, lub też w przypadku kompozytów obecność kilku różniących się elementów (np. włókno, pokrycie ochronne włókna, osnowa metaliczna).

Wielkość odkształceń cieplnych ϵ_t wynikłych z istniejącego w elemencie gradientu temperatur zależy od następujących czynników:

$$\epsilon_t = f \left[\frac{ah}{k} (T_2 - T_1) \right]$$

- współczynników przejmowania ciepła h i przewodnictwa cieplnego k , współczynniki te określa gradient temperatur w elemencie, którego średnia temperatura wynosi T_1 , a temperatura na powierzchni została gwałtownie zwiększona do T_2 ,
- współczynnika rozszerzalności cieplnej, którego wartość zależy zarówno od temperatury jak i prędkości zmian temperatur,
- zakresu temperatur cyklu ($T_2 - T_1$),
- kształtu i wielkości elementu — a ,
- kształtu cyklu cieplnego.

Wartość współczynnika h dla łopatki turbiny gazowej jest największa na jej krawędzi i odwrotnie proporcjonalna do jej grubości. Zaokrąglenie krawędzi łopatki spowoduje

więc obniżenie wartości współczynnika λ . Podobny efekt daje zastosowanie izolacji cieplnej. Obniżenie współczynnika przewodnictwa cieplnego spowoduje przeciwny efekt tzn. przy tej samej różnicy temperatur w cyklu pracy powstaną większe gradienty temperatur w elemencie.

Stale ferrytyczne mają stosunkowo wysokie przewodnictwo cieplne, większe niż stale austenityczne. Zależność temperaturowa współczynnika przewodnictwa cieplnego jest różna w obu typach stali i w temperaturze ok. 800°C wartości współczynników są zbliżone. Współczynnik rozszerzalności cieplnej dla wielu metali (szczególnie o sieci sześcienniej) zależy odwrotnie proporcjonalnie od temperatury topnienia. Z tego względu jedynie molibden i wolfram mają niską rozszerzalność cieplną, w innych stopach mała rozszerzalność cieplna wynika albo z nałożenia się skutków przemiany magnetycznej na rozszerzalność cieplną (Invar) lub ze specyficznej struktury krystalicznej (np. α uran ma strukturę ortorombową i jest ekstremalnie anizotropowy). Jeden ze współczynników rozszerzalności cieplnej jest wówczas ujemny. Wpływ kształtu i wielkości elementu należy rozpatrywać w dwóch aspektach: wpływu na rozkład temperatur oraz ograniczenia rozszerzalności cieplnej. Trwałość elementu jest tym większa im ograniczenia te są mniejsze. Stwierdzono na przykład, że odporność na zmęczenie cieplne elementów wykonanych z cienkich blach jest duża.

W łopatkę turbiny na przykład podczas gwałtownego nagrzewania wzrasta nagle temperatura powierzchni, podczas gdy temperatura średnia materiału łopatki zmienia się powoli. Podczas gwałtownego chłodzenia analogicznie temperatura powierzchni spada szybko, średnia temperatura — powoli. Wskutek tego rozszerzalność cieplna warstwy powierzchniowej łopatki jest ograniczona przez głębiej leżące warstwy materiału i podczas gwałtownego grzania powstaną na powierzchni naprężenia ściskające, a podczas gwałtownego chłodzenia — naprężenia rozciągające.

Czynniki wpływające na odporność na zmęczenie cieplne są wyszczególnione poniżej:

1. własności mechaniczne materiału tzn.:

- moduł Younga
- granica plastyczności
- wytrzymałość statyczna
- wytrzymałość zmęczeniowa
- odporność na pełzanie

2. kształt cyklu, szczególnie istotny wpływ ma czas wytrzymania w górnej temperaturze cyklu

3. charakterystyki mikrostrukturalne materiału

4. środowisko pracy.

Dynamiczne wartości granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie i niekiedy plastyczności są wyższe niż przy powolnym obciążeniu. Kompensuje to w pewnym stopniu wpływ szoków cieplnych. Korzystne są wysokie wartości jednocześnie wytrzymałości statycznej i plastyczności, ale ponieważ nie ma materiałów spełniających ten warunek, więc materiał dobrze dobrany posiada optymalny zestaw tych wartości, przy czym w nieco innych warunkach testu inny materiał może wykazać dłuższą trwałość.

Badania zmęczenia cieplnego wskazują, że cykle zawierające szybkie grzanie są groźniejsze od cykli, w których chłodzenie jest szybkie, w przypadku pierwszego z cy-

kli płynięcie plastyczne zachodzi przy stosunkowo wysokiej temperaturze, przy której materiał ma niskie własności wytrzymałościowe.

Stwierdzono także zwiększenie trwałości ze zmniejszeniem amplitudy zmiany temperatur oraz na ogół zmniejszenie trwałości przy zwiększeniu średniej temperatury cyklu. Należy jednak stwierdzić, że nie musi być to zależność monotoniczna.

Czas wytrzymania przy maksymalnej temperaturze cyklu obniża trwałość, ponieważ ujawnia wpływ korozji, relaksacji naprężeń przez pełzanie oraz umożliwia przebieg przemian fazowych.

Środowisko pracy może powodować wystąpienie różnych zmian np.:

- korozję,
- nawęglanie warstwy wierzchniej i związaną z tym utratę plastyczności,
- odwęglenie, a więc zmniejszenie wytrzymałości materiału,
- korozję międzykrystaliczną,
- tworzenie niskotopliwych faz w kontakcie materiału, na przykład z ciekłym metalem.

Wszystkie omawiane wyżej efekty wywołują obniżenie trwałości.

Obserwuje się związek między plastycznością materiału a odpornością na zmęczenie cieplne, większa plastyczność jest korzystna. Szybka relaksacja naprężeń przez pełzanie powoduje wyczerpanie się zapasu plastyczności po niewielkiej liczbie cykli. Proces relaksacji zachodzi:

- tym intensywniej im wyższa temperatura procesu,
- najbardziej aktywnie do ok. (10—15%) zakresu trwałości,
- najszybciej podczas pierwszych (1—3) min. cyklu zmian temperatur.

W związku z tym najbardziej niszczące cykle symetryczne trwają 3—5 min.

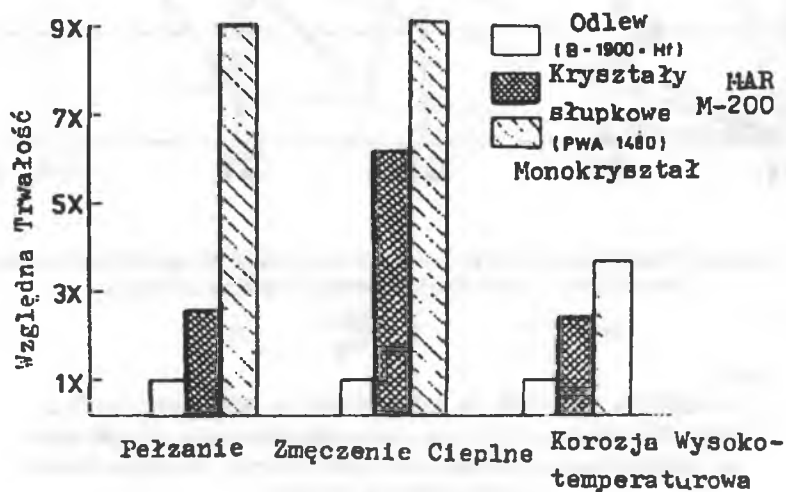
Pojawienie się pęknięcia makroskopowego jest poprzedzone długim okresem akumulowania zmian w mikrostrukturze. Może to stanowić okres nawet ok. 90% trwałości. Rodzaj i kinetyka zmian zależą od warunków pracy elementu.

W wyniku działania zmęczenia cieplnego w strukturze stali stopowych można zaobserwować następujące zmiany: tworzenie poślizgów, układów komórkowych, rozrost ziarn, migrację granic ziarn, powstawanie wnęk i pęknięć klinowych, przemiany węglików, zmiana ich wielkości i odległości wzajemnej, zmiana udziału objętościowego i morfologii innych faz. Mikropęknięcia typu klinowego powstają głównie na granicach normalnych do kierunku głównych obciążeń. Powstawanie pęknięć klinowych jest ułatwione przez zanieczyszczenia blokujące ruch granic ziarn. Często pierwsze pęknięcia powstają w miejscach trudnych do obserwacji takich jak rysy, nacięcia, wydzielienia oraz wtrącenia niemetaliczne. Pękanie typu wnękowego jest rzadsze niż pękanie klinowe i występuje wskutek pojawienia się porów na granicach ziarn. Modele zarodkowania obu rodzajów pęknięć zostały podane w rozdziale 3. Działanie cyklicznie zmiennych temperatur powoduje inną kinetykę zmian mikrostrukturalnych, ujawnia intensywniej szkodliwy wpływ wtrąceń i wydzieleni mających inne własności fizyczne i morfologiczne niż otaczająca osnowa. Na granicy wtrącenia lub wydzielienia z osnową powstają strefy plastyczne, w których zarodkują najczęściej pęknięcia. Korzystnym jest więc używanie technologii topienia i odlewania próżniowego oraz prze-

tapiania elektrodużlowego. Wpływ struktury na trwałość należy rozpatrywać w trzech aspektach:

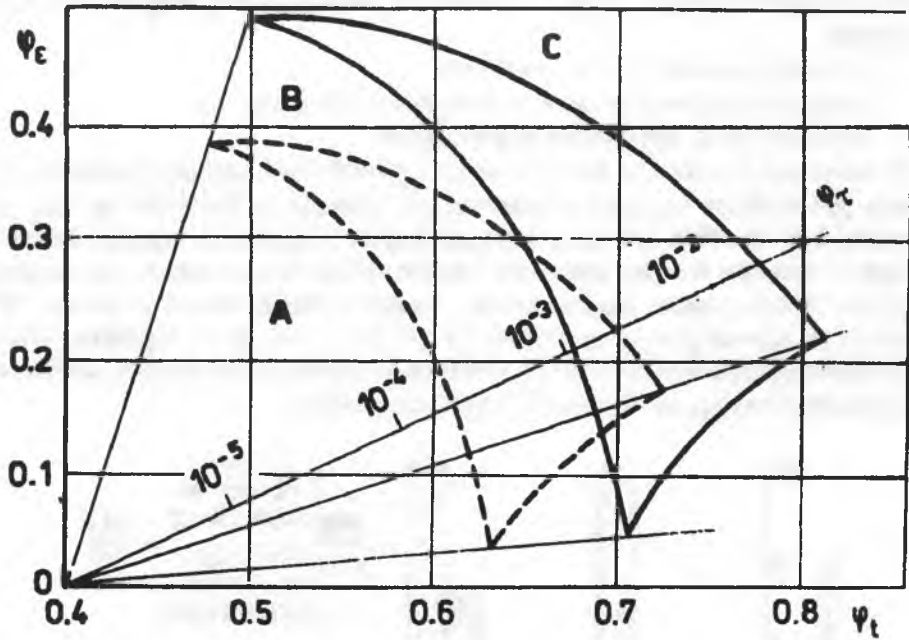
- własności mechanicznych i anizotropii,
- wzajemnej orientacji osi głównych naprężeń i osi ziarna,
- rozmiaru ziarna, wytrzymałości granic ziarn.

Stwierdzono w oparciu o analizę zjawisk i po badaniach eksperymentalnych, że korzystna jest struktura materiału uzyskana przez kierunkową krystalizację. Brak granic normalnych do kierunku działających naprężeń (jeśli oś głównych naprężeń będzie równoległa do kierunku wzrostu kryształów słupkowych) powoduje zasadnicze zwiększenie trwałości. Dalszą poprawę można uzyskać stosując materiały monokrystaliczne. Wyniki badań w tym zakresie podano na rysunku 5.1 [50]. Uważa się, że w przypadku materiałów polikrystalicznych, pęknięcia trudniej zarodkują w strukturze zawierającej drobne ziarno oraz trudniej rozwijają się w strukturach gruboziarnistych.



Rys. 5.1. Porównanie względnych trwałości stopów o różnych strukturach

Na charakterystykę powstałego przełomu wpływają trzy podstawowe czynniki: maksymalna temperatura cyklu, amplituda odkształceń i długość cyklu. Charakterystykę rodzaju przełomu w zmęczeniu cieplnym podaje rys. 5.2 [51]. Zmiana warunków z jednych na inne powoduje zmianę pęknięcia z transkrystalicznego na międzykrystaliczne. Wszelkie prognozy dotyczące trwałości materiału można robić jedynie wewnątrz obszaru warunków powodujących ten sam rodzaj pęknięcia. Przekroczenie granicy obszaru powoduje gwałtowną zmianę szybkości pęknięcia. Przedstawiony schemat identyfikuje trzy główne czynniki wpływające na proces. Innymi czynnikami są na przykład zastosowanie pokrycia ochronnego, stan warstwy wierzchniej, technologia wytopu materiału, wielkość ziarn, morfologia struktury, wpływ środowiska itp. Obszar przełomu mieszanego B stanowi małą część obszaru A charakterystycznego dla próby zmęczeniowej.



Rys. 5.2. Rysunek charakteryzujący rodzaj przełomu w zmęczeniu cieplnym. Obszar A uszkodzenie zmęczeniowe, C - uszkodzenie statyczne, B - przełom mieszany,

$$\varphi_{\varepsilon} = \frac{\Delta \varepsilon_a}{\varepsilon_e + \varepsilon_p} \quad \varphi_t = \frac{T_{\max}}{T_{\text{top}}} \quad \varphi_{\tau} = \frac{\tau_c}{\tau_z}$$

gdzie:

$\Delta \varepsilon_a$ - amplituda odkształceń, $(\varepsilon_e + \varepsilon_p)$ wydłużenie w próbie statycznej, $T_{\max}$ - maksymalna temperatura cyklu, T_{top} - temperatura topnienia, τ_c - długość cyklu, τ_z - czas do zerwania pod działaniem obciążeń statycznych, równych co do wielkości naprężeniom cieplnym

6. METODY ANALITYCZNE I EKSPERYMENTALNE BADANIA MATERIAŁÓW STOSOWANYCH DO PRACY PRZY PODWYŻSZONYCH TEMPERATURACH

Celem tego rozdziału jest przedstawienie niektórych metod badania własności materiałów. Kolejność i sposób prezentowania metod są związane z treścią poprzednich rozdziałów.

W pierwszej kolejności omówiono zarys badania zmęczenia mechanicznego, traktowanego jako wprowadzenie do problematyki. Dalej zarysowano badania pełzania, które można traktować jako szczególny przypadek zmęczenia cieplnego zachodzący przy jednym cyklu cieplnym w długim czasie. Następnie określono zarys procesu korozji oraz badania procesu zmęczenia cieplnego stopów metali. Z uwagi na zakres tematyki ograniczono treść do najważniejszych metod badawczych znaczących dla użytkowników urządzeń i technologów wytwarzających elementy.

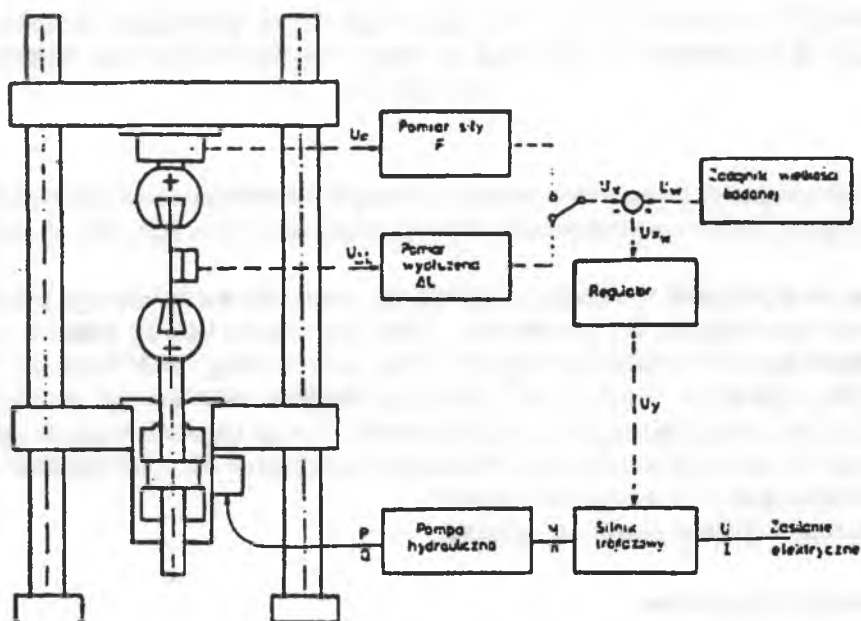
Na początku podano zasadnicze definicje.

Badanie zmęczeniowe

Granica zmęczenia lub inaczej wytrzymałością zmęczeniową Z_G nazywa się największe naprężenie $\sigma_{\max}$, przy którym próbka czy element nie ulega uszkodzeniu po osiągnięciu umownej liczby cykli N_G . Ilość cykli wynosi 10×10^6 dla stopów żelaza oraz 2×10^7 — 10^8 cykli dla metali i stopów nieżelaznych. Symbol rodzaju obciążenia zapisuje się jako wskaźnik przy granicy zmęczenia. Na przykład granicę zmęczenia przy wahadłowym zginaniu zapisuje się jako Z_{go} . Badanie zmęczeniowe prowadzi się obniżając dla kolejnych próbek amplitudę naprężeń, której górny zakres powinien odpowiadać trwałości próbek ok. 10^4 cykli. Liczba próbek testowanych w jednakowych warunkach nie może być niższa niż 3 sztuki. Dopuszczalne odchyłki (błąd obciążenia) nie powinny przekraczać 1% maksymalnej wartości obciążenia podczas próby. Częstotliwość obciążeń powinna wynosić 5—100 Hz.

Wyniki badań przedstawia się graficznie na wykresach Wöhlera, Smitha lub Heigha. Badania zmęczeniowe w temperaturze podwyższonej nie są przedmiotem polskich norm. Badania te prowadzi się zwykle w rozciąganiu—ściskaniu przy częstotliwości cykli 1—200 Hz. Najczęściej stosowane maszyny wytrzymałościowe można podzielić na dwie grupy. Maszyny serwohydrauliczne oraz serwomechaniczne.

Schemat blokowy maszyny z napędem hydraulicznym przedstawia rys. 6.1 [52]. Stosuje się zamienne czujniki tensometryczne do pomiaru siły. Pomiar odkształcenia próbki wykonuje się najczęściej przy pomocy czujników wydłużeń zwanych też ekstensometrami. Zwykle parę ekstensometrów wykorzystuje się do pomiaru wydłużeń jednej próbki w celu wyeliminowania błędów mocowania próbki. Nagrzewanie próbki przy badaniach w podwyższonych temperaturach jest wykonywane przy pomocy pieca uchylnego. Jak widać na rys. 6.2 zaprogramowana wartość siły lub wydłużenia jest porówny-



Rys. 6.1. Schemat blokowy maszyny do badań zmęczeniowych

wana z wartością mierzoną. Różnica obu sygnałów jest wykorzystana do sterowania serwowaworu.

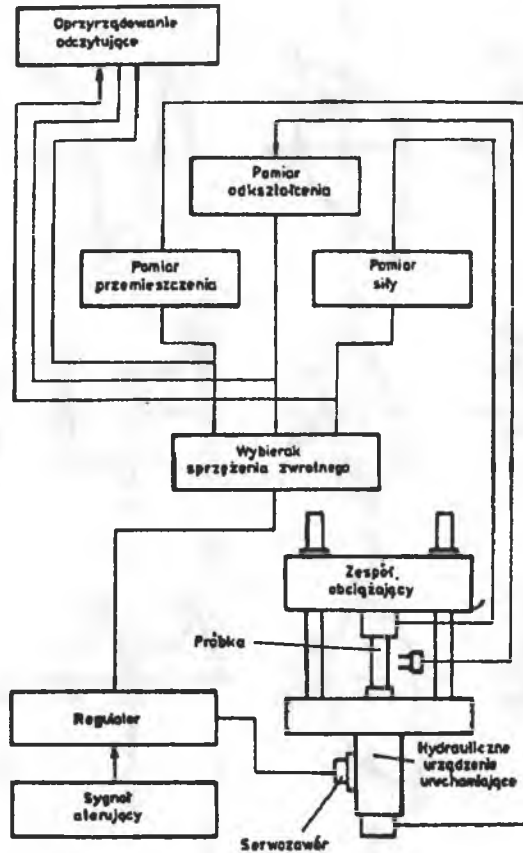
Badania zmęczenia powinny być prowadzone w warunkach możliwie bliskich warunkom pracy elementu. W tym celu wprowadza się czasy wytrzymania, podczas których jest utrzymywane stałe odkształcenie lub obciążenie, co podaje rys. 6.3 [9]. Rys. 6.3d pokazuje cztery różne kształty cyklu zmęczeniowego. Rys. 6.3a określa pętle histerezy zapisane podczas testów we współrzędnych naprężenie — odkształcenie całkowite. Rys. 6.3b przedstawia zmiany we współrzędnych naprężenie — odkształcenie plastyczne. Rys. 6.3c przedstawia zmiany naprężenia w czasie.

Badania pełzania

Przed omówieniem badań pełzania przytoczone zostaną główne określenia dotyczące procesu pełzania.

Próba pełzania polega na nagraniu próbki do żądanej temperatury, obciążeniu stałą siłą rozciągającą oraz mierzeniu wydłużeń w czasie trwania próby lub też na mierzeniu czasu do zerwania próbki. Pomiar wydłużenia przeprowadza się w próbie przerywanej po schłodzeniu próbki do temperatury pokojowej, natomiast w próbie nieprzerwanej prowadzi się pomiar w temperaturze próby. Po zerwaniu próbki mierzy się wydłużenie i przewężenie w temperaturze pokojowej.

Czasową granicą pełzania (lub inaczej granicą pełzania) nazywa się iloraz obciążenia przez przekrój początkowy próbki, która po upływie określonego czasu testu w sta-

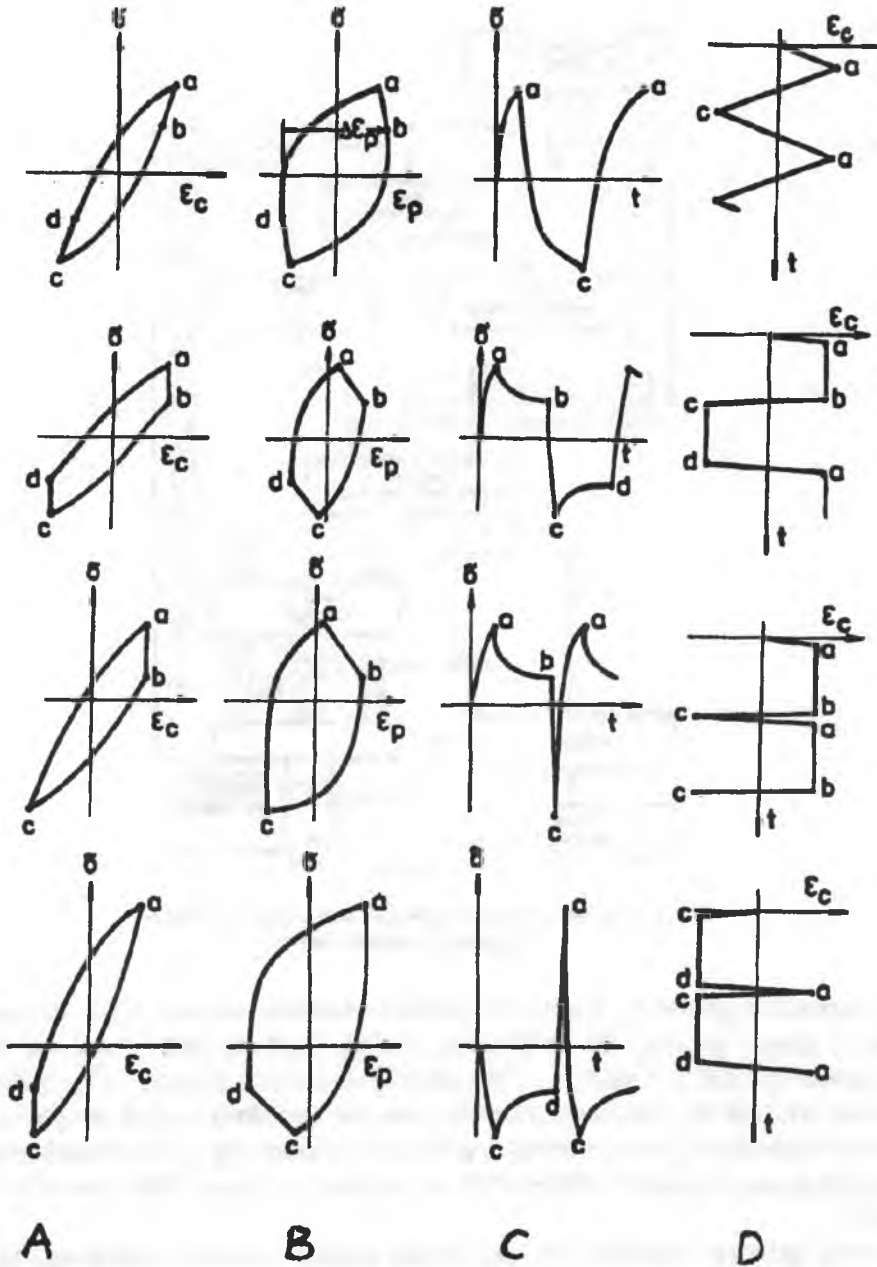


Rys. 6.2. Schemat blokowy systemu sterowania maszyny badawczej i rejestracji wyników badań

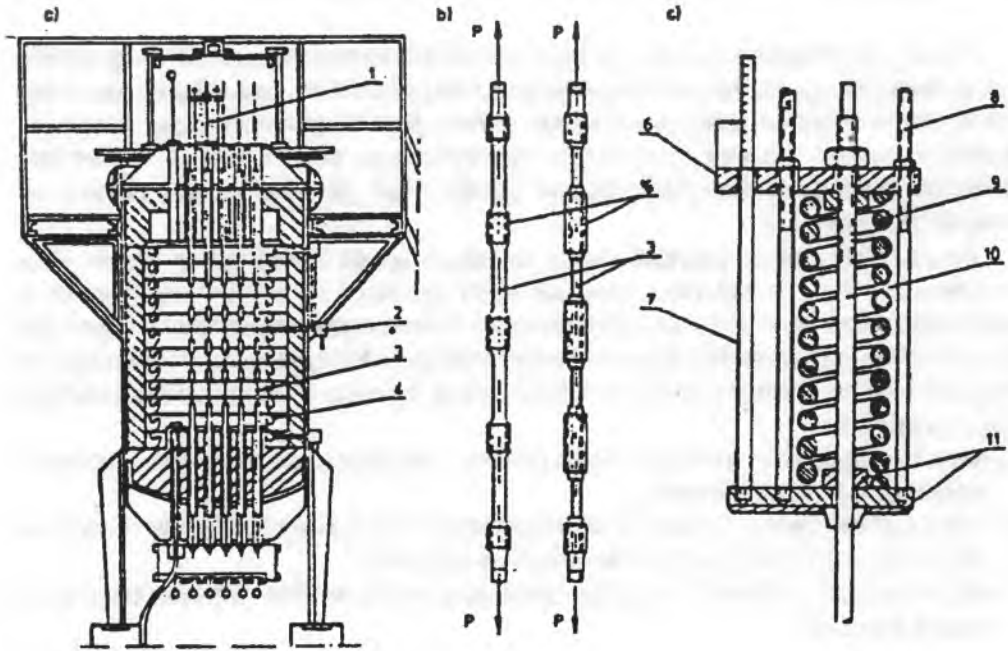
tej temperaturze spowoduje wydłużenie próbki o określoną wielkość. Zapis $R_{0,2/10000/500}$ oznacza granicę pełzania dla wydłużenia trwałego 0,2%, w próbie trwającej 10.000h w temperaturze 500°C. Czasową wytrzymałością na pełzanie (inaczej wytrzymałością na pełzanie) nazywa się stałe obciążenie podzielone przez przekrój początkowy próbki, które po upływie określonego czasu działania w danej temperaturze spowoduje zerwanie próbki. Zapis $RZ/1000/600$ oznacza wytrzymałość na pełzanie po czasie 1000 h w temperaturze 600°C.

Próbę pełzania wykonuje się przy użyciu maszyn zwanych pełzarkami. Maszyna powinna zapewnić stałą wielkość obciążenia (błąd 1%) oraz odchyłkę temperatur na długości pomiarowej próbki mieszczącą się w określonych granicach. Najczęściej wykorzystuje się pełzarki wielopróbkowe (rys. 6.4) [52], umożliwiające jednoczesne badanie kilkudziesięciu próbek.

Często zdarza się, że czas prób jest krótszy od przewidywanego czasu eksploatacji elementu, wówczas należy ekstrapolować uzyskane wyniki. Stosuje się następujące metody ekstrapolacji:



Rys. 6.3. Zależności czasowe odkształceń i naprężeń oraz odpowiadające im pętle histerezy w testach ze stałą amplitudą odkształceń A - cykle piłowe; B - z czasami wytrzymania; C - z wytrzymaniem pod zmiennym naprężeniem rozciągającym i ściskającym; D - z wytrzymaniem pod stałym naprężeniem rozciągającym i ściskającym



Rys. 6.4. Pełzarka wielopróbkowa: a) schemat budowy, b) szeregowy układ próbek, c) sprężynowy układ obciążający: 1 - układ obciążający, 2 - termopara, 3 - próbka, 4 - element grzejny, 5 - złączka, 6 - znacznik, 7 - pręt ze skałą, 8 - pręt ograniczający, 9 - sprężyna napinająca, 10 - pręt obciążający próbki, 11 - uszczelnienie

a) wykreślne, polegające na przedłużeniu krzywej doświadczalnej wykreślonej np. we współrzędnych σ , $\log t$ w stronę dłuższych czasów,

b) metody parametryczne np. metody Sherby'ego i Dorna [54] oraz Larsona i Millera [55], wywodzące się z zależności Arrheniusa tzn. szybkość odkształcenia

$$\frac{d\epsilon}{dt} \sim \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \text{ gdzie: } Q - \text{energia aktywacji pełzania, } R - \text{stała gazowa, } T - \text{temperatura.}$$

W metodach tych wprowadza się parametr transformacji równy: $P_1 = T(C + \lg t_r)$ wg Larsona i Millera oraz $P_2 = t_r e^{-(\Delta H/RT)}$, wg Sherby'ego i Dorna [54]. Wielkości C i ΔH są stałymi przyjmującymi wartości zależne od materiału, T — jest temperaturą, t_r — czasem do zerwania próbki.

Dane doświadczalne uzyskane w różnych testach można przedstawić w postaci jednej krzywej dla każdego materiału, poprowadzonej we współrzędnych: naprężenie — parametr transformacji. Obliczenie wytrzymałości na pełzanie wymaga obliczenia dla zadanych warunków wielkości parametru transformacji i odczytania z wykresu odpowiadającej wielkości naprężenia.

Porównanie rezultatów uzyskiwanych przy użyciu tych metod przez różne laboratoria wskazuje na rozbieżności. Świadczy to o konieczności dokładnego kontrolowania warunków testu oraz o konieczności statystycznej analizy wyników. Należy zwrócić uwagę na to, że uszkodzenie elementu może mieć związek ze zlokalizowanym utlenianiem np. wzdłuż granic ziarn, w tym przypadku opisane wyżej metody są praktycznie nieprzydatne a rozwój korozji należy podawać charakteryzując mikrostrukturę materiału. W badaniach przy podwyższonych temperaturach obserwuje się wyraźny wpływ rozmiaru próbki, dla średnic przekraczających 50 mm (dla stali konstrukcyjnej) różnice między wynikami uzyskiwanymi w próżni i w powietrzu są niewielkie.

W związku z tym trwałość elementów o dużym przekroju może być znacznie dłuższa niż przewidywana na podstawie testów na standardowych próbkach. Trwałość resztkowa elementów pracujących w podwyższonych temperaturach jest niekiedy oceniana na podstawie np. badań pełzania przeprowadzanych na próbkach wyciętych z rozważanego elementu. Uzyskane w ten sposób próbki mają zwykle niewielkie rozmiary. Stosunkowo często nie są szczegółowo znane warunki pracy i sposób użytkowania elementu. W takim przypadku dokładne badania warstwy korozyjnej mogą dostarczyć potrzebnych informacji, np. na temat temperatury strony ogniowej głowicy silnika spalinowego. Analiza produktów korozji wysokotemperaturowej dodatkowo informuje o przebiegu procesów zachodzących podczas eksploatacji.

Badania zmęczenia cieplnego

Badania zmęczenia cieplnego można podzielić na trzy zasadnicze grupy:

- badania podstawowe, gdy ich celem jest poznanie istoty zjawiska,
- badania techniczne, prowadzone w celu określenia przydatności konkretnych rozwiązań projektowych elementu pracującego w warunkach zmęczenia cieplnego,
- badania porównawcze, gdy celem jest ocena trwałości materiału w symulowanych warunkach pracy elementu.

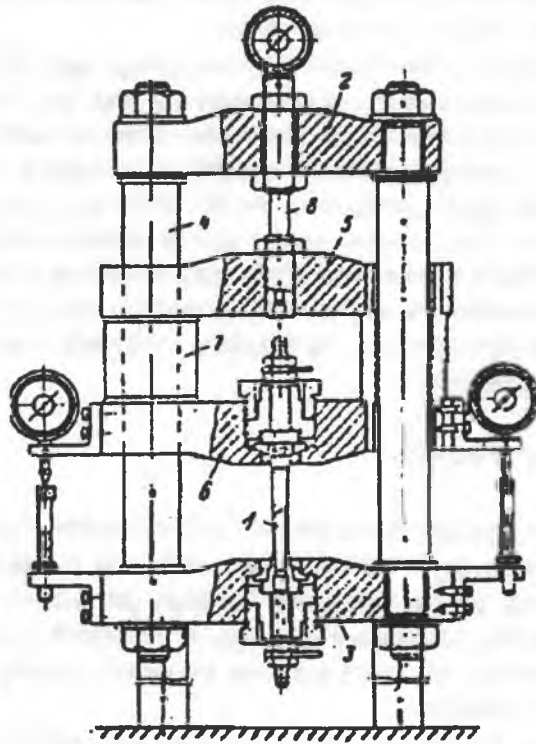
Systematyczne badania zmęczenia cieplnego zostały zapoczątkowane przez Wesley'a i Coffina [56]. Użyta próbka była próbką rurową o grubości ścianek 0,5 mm, średnicy wewnętrznej 12,7 mm oraz długości pomiarowej 76 mm. Próbkę nagrzewano przeprowadzając prąd o natężeniu kilkuset amperów, chłodzenie wykonano kierując sprężone powietrze przez wewnętrzny otwór próbki. Końce próbki były mocowane do szcęk, które pozostawały w stałej wzajemnej odległości. Temperaturę mierzono termoparą zgrzaną do zewnętrznej powierzchni próbki. Wybór kształtu próbki był kompromisem między wymaganiem jednakowej temperatury wzdłuż długości pomiarowej a wymaganiem sztywności kształtu. Próbki ulegały jednak często uszkodzeniu zlokalizowanemu w centralnej, mającej najwyższą temperaturę części próbki. Późniejsze modyfikacje tej metody polegały między innymi na następujących zmianach:

- wprowadzeniu elementu sprężystego między jeden z uchwyty próbki a płytę oporową w celu ograniczenia sztywności jej mocowania,

— wprowadzeniu niezależnego sterowania odkształceniem lub siłą i temperaturą celem symulacji realnego cyklu pracy elementu; warunki rzeczywiste wymuszają takie warunki testu na przykład przy badaniach materiałów na łopatki turbin gazowych.

Niżej podano przykładowo kilka schematów urządzeń badawczych.

Rys. 6.6 przedstawia schemat przykładowy maszyny do badania zmęczenia cieplnego użytej przez Możarowskiego [57].

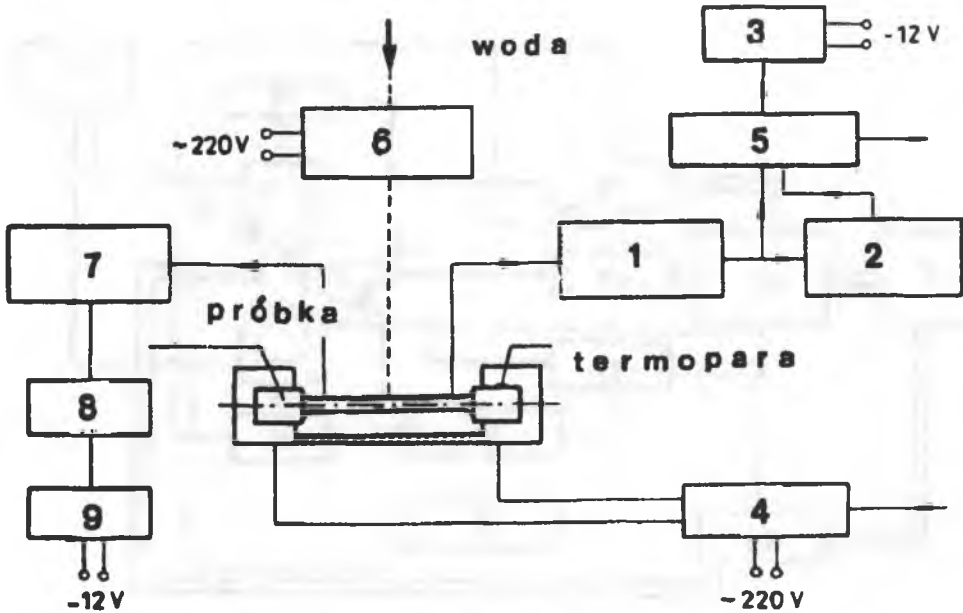


Rys. 6.6. Schemat maszyny do badania zmęczenia cieplnego

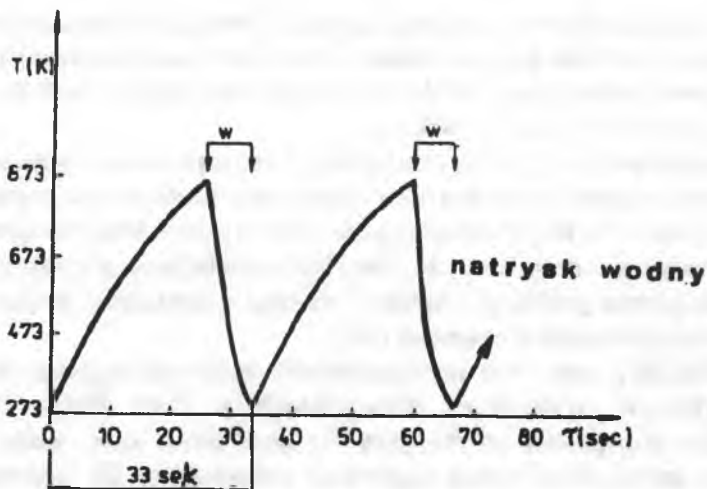
Składa się ona z dwóch płyt oporowych (2) i (3), sztywno przymocowanych do kolumn (4). Wymienny element sprężysty (8) sztywno mocowany do płyty (2) i elementu ruchomego składającego się z płyt (5) i (6) określa sztywność mocowania próbki pomiarowej (1). Element ruchomy przesuwa się po kolumnach urządzenia, a jego położenie jest mierzone parą zegarowych czujników wydłużenia.

Rys. 6.7 przedstawia schemat blokowy urządzenia do badania zmęczenia cieplnego użytego przez Ginsztlera [58]. Urządzenie umożliwia realizowanie prostych cykli cieplnych oraz mierzenie zmian przekroju próbki. Czas cyklu oraz przebieg temperatur w cyklu sterowane są programatorem temperatury (1) oraz czasu cyklu (2). Liczbę cykli cieplnych określa licznik (3). Próbka jest grzana oporowo przy pomocy zasilacza (4), który jest włączany lub wyłączany przekaźnikiem (5). Szybkie chłodzenie próbki uzyskuje się przy pomocy natrysku wodnego, strumieniem wody steruje zawór elektromagnetyczny (6).

Odształcenie próbki jest mierzone czujnikiem wydłużeń (7) oraz wzmacniaczem pomiarowym (8) i zapisywane przy pomocy rejestratora (9). Przykładowy cykl cieplny przedstawia rys. 6.8.

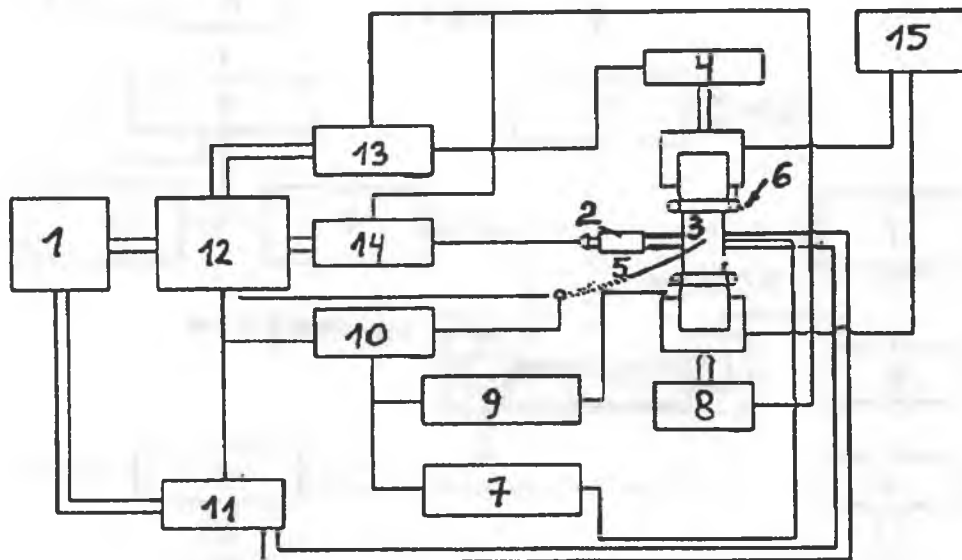


Rys. 6.7. Schemat blokowy urządzenia do badania zmęczenia cieplnego



Rys. 6.8. Przykładowy cykl cieplny przy badaniu zmęczenia cieplnego

Marchand i Pelloux [59] skonstruowali przystawkę do badania zmęczenia cieplnego do serwohydraulicznej maszyny do badania zmęczenia mechanicznego. Przystawka pozwalała zmieniać niezależnie temperaturę oraz naprężenie lub odkształcenie w zależności od rodzaju testów. Schemat blokowy aparatury jest pokazany na rys. 6.9.

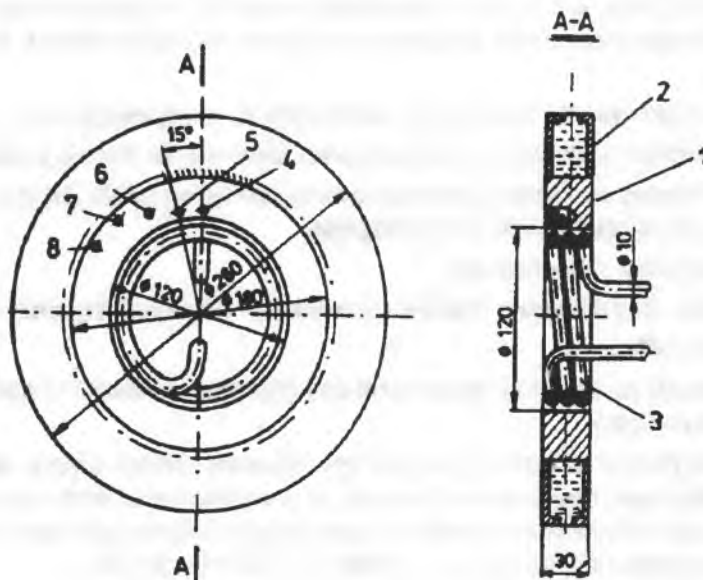


Rys. 6.9. Schemat blokowy aparatury do badania zmęczenia cieplnego: 1 - komputer, 2 - czujnik wydłużenia, 3 - próbka, 4 - czujnik siły, 5 - termopara, 6 - cewka indukcyjna, 7 - kompresor, 8 - siłownik hydrauliczny, 9 - układ grzania próbki, 10 - sterownik temperatury, 11 - woltomierz cyfrowy, 12 - interfejs, 13 - sterownik odkształcenia, 14 - sterownik siły, 15 - zasilacz prądu stałego

Komputer (1) służy zarówno do rejestracji naprężeń i odkształceń oraz temperatury w cyklu. Komputer umożliwia programowanie i określanie zmian naprężeń i odkształceń w czasie. Osiowe odkształcenie próbki jest mierzone czujnikami wydłużenia (2), którego ostrza stykają się z powierzchnią próbki (3).

Obciążenie próbki jest mierzone czujnikiem siły (4), a temperatura termoparą (5) przyspawaną do jej powierzchni. Próbka jest ogrzewana cewką indukcyjną (6), a schładzana przy pomocy kompresora (7). Różnica między parametrami cyklu zadanymi programem i zmierzonymi wyznacza moc dostarczoną do siłownika hydraulicznego (8) oraz moc dostarczoną do układu grzania próbki (9). Moment otwarcia i zamknięcia zaworu sprężonego powietrza określa sterownik temperatury (10).

A. Weroński [60], opracował metodę do badania zmęczenia cieplnego form do odśrodkowego odlewania rur żeliwnych, którą ilustruje rys. 6.10. Próbka (1) w kształcie pierścienia jest przyspawana do chłodnicy (2), którą płynie stale woda. Wewnętrzna powierzchnia próbki jest cyklicznie nagrzewana wzbudnikiem (3). Termopary 4—8, są użyte do pomiaru rozkładów temperatury w przekroju próbki oraz do sterowania generatorem indukcyjnym. Kryterium zniszczenia próbek w tym teście jest pojawienie się pęknięć o określonej wielkości na powierzchni wewnętrznej próbki.



Rys. 6.10. Schemat urządzenia do badania zmęczenia cieplnego próbek pierścieniowych

Kryteria uszkodzenia materiału i metody oceny trwałości

Ocena trwałości elementu wymaga ustalenia kryterium jego zniszczenia. Miarą trwałości jest najczęściej liczba cykli pracy (lub całkowity czas pracy), po której następuje zerwanie elementu. Kryteria uszkodzenia można podzielić na trzy główne grupy:

- kryteria energetyczne,
- kryteria spójności ciała,
- kryteria odkształceniowe.

Podstawą kryteriów energetycznych jest założenie, że pojemność energetyczna materiału jest określona. Dostarczenie materiałowi dodatkowej energii równej wielkości krytycznej, właściwej dla danego materiału, uważa się za warunek zniszczenia. Iwanowa [61] oparła swoją hipotezę na założeniu, że istnieje ścisła analogia między topieniem a niszczeniem spójności oraz, że sposób dostarczenia energii nie jest ważny. W związku z tym zarówno cykliczne zmiany obciążeń jak i temperatur mogą spowodować uszkodzenie materiału. Można podzielić proces zmęczenia na trzy etapy: zaburzenie struktury sieci, wzrost liczby dyslokacji (Etap I) oraz nukleację pęknięcia i jego późniejszy rozwój (Etap II i III). Energię dostarczoną w I etapie można porównać z energią konieczną do ogrzania materiału od temperatury testu do temperatury topnienia. Natomiast energię dostarczoną w II i III etapie można porównać z energią potrzebną do stopienia materiału. Hipoteza ta jakkolwiek przekonująca nie wyjaśnia dokładnie procesu.

Hanstock [62] zakłada, że miarą uszkodzenia materiału w jednym cyklu obciążenia może być pole ograniczone pętlą histerezy na wykresie we współrzędnych naprężenie—odkształcenie.

Późniejsze wprowadzone modyfikacje ograniczały tę porcję energii na przykład do:

- części histerezy związanej z odkształceniem plastycznym (Feltner i Morrow),
- części histerezy związanej z procesem umacniania się materiału (Martin) lub części, w której pęknięcie jest otwarte (Ostergren).

Kryteria spójności ciała obejmują:

- pojawienie się pęknięcia o określonym rozmiarze lub określonej siatki pęknięć,
- zerwanie próbki,
- zmniejszenie powierzchni granic ziarn do krytycznej wielkości wskutek kawitacji (wg Greenwooda).

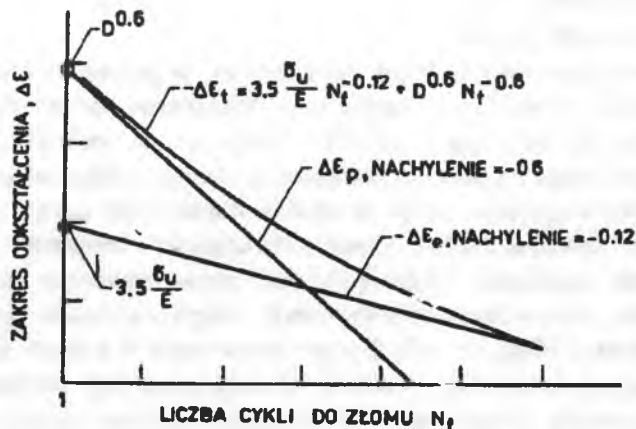
Podstawą kryteriów odkształceniowych jest założenie stałego zapasu plastyczności materiału. Zniszczenie elementu utożsamia się z przekroczeniem krytycznych wartości odkształcenia całkowitego lub odkształcenia plastycznego. Najbardziej znanym kryterium odkształceniowym jest empiryczny wzór Mansona—Coffina [63, 64]:

$$\Delta \epsilon_{pl} N_f^K = C$$

gdzie:

C , K stałe (K zwykle ok. 0,5), N_f — liczba cykli obciążeń do złomu, $\Delta \epsilon_{pl}$ — zakres odkształceń plastycznych w cyklu.

Wkrótce okazało się jednak, że stałe C i K są zależne od temperatury obciążenia. Wadą tej metody jest konieczność określania zakresu odkształceń plastycznych co może być kłopotliwe. Zaproponowana później przez Mansona i Hirschberga metoda U.S. krzywych uniwersalnych ("Universal Slopes") podaje związek między zakresem odkształceń całkowitych $\Delta \epsilon_t$ i liczbą cykli do złomu (patrz rys. 6.11).



Rys. 6.11. Metoda U. S., zmiany odkształcenia w funkcji liczby cykli, $\Delta \epsilon_t$ — amplituda odkształcenia całkowitego, $\Delta \epsilon_p$ — plastycznego, $\Delta \epsilon_e$ — sprężystego

Obie wielkości są powiązane ze sobą wytrzymałością na rozciąganie R_m modulem Younga E oraz rzeczywistym odkształceniem zerwania ε_z wyznaczonymi w statycznej próbie rozciągania tzn.

$$\Delta \varepsilon_1 = 3,5 \frac{R_m}{E} N_f^{-0,12} + \varepsilon_z^{0,6} N_f^{-0,6}$$

Metoda ta jest szeroko stosowana we wstępnych pracach projektowych. Jednak wyniki obliczeń dla wysokich temperatur dają około 10—krotnie większe trwałości niż trwałości określone eksperymentalnie. Przyczyną takiego stanu rzeczy jest to, że wyniki uzyskiwane w statycznej próbie rozciągania prowadzonej w wysokiej temperaturze są praktycznie nie zmienione przez korozję i pełzanie i dlatego nie opisują trwałości zmęczeniowej. Monkman i Grant [66] ustalili analizując wyniki testów pełzania empiryczną zależność wiążącą trwałość t_z oraz prędkość pełzania ustalonego V_u

$$\log t_z + m \log V_u = C$$

gdzie:

m, C — stałe materiałowe.

Zależność ta może być użyta także w przypadku zmęczenia w temperaturach podwyższonych jeśli t_z określimy jako czas działania naprężeń maksymalnych w cyklu.

Manson, Halford i Hirschberg [67] zaproponowali nową metodę przewidywania trwałości nazywaną metodą SRP (strainrange partitioning). Metoda została oparta na tym, że odkształcenie niesprężyste ma dwie składowe: zależne od czasu i aktywowane termicznie odkształcenie pełzania oraz odkształcenie plastyczne, które jest wynikiem poślizgów i powstaje natychmiast po przyłożeniu naprężenia. Obie te składowe mają różną naturę i w metodzie SRP proponuje się ich wyraźne rozróżnienie. Obie składowe pojawiają się w każdej z połówek cyklu symetrycznego obciążenia i stąd są cztery możliwe typy cykli (rys. 6.12). Składowymi zakresu odkształceń są:

$\Delta \varepsilon_{pp}$ — odkształcenie plastyczne pod naprężeniem rozciągającym i ściskającym,

$\Delta \varepsilon_{cp}$ — odkształcenie pełzania pod naprężeniem rozciągającym i plastyczne pod naprężeniem ściskającym,

$\Delta \varepsilon_{cc}$ — cykliczne pełzanie pod naprężeniem rozciągającym i ściskającym,

$\Delta \varepsilon_{pc}$ — odkształcenie plastyczne pod naprężeniem rozciągającym i pełzanie pod naprężeniem ściskającym.

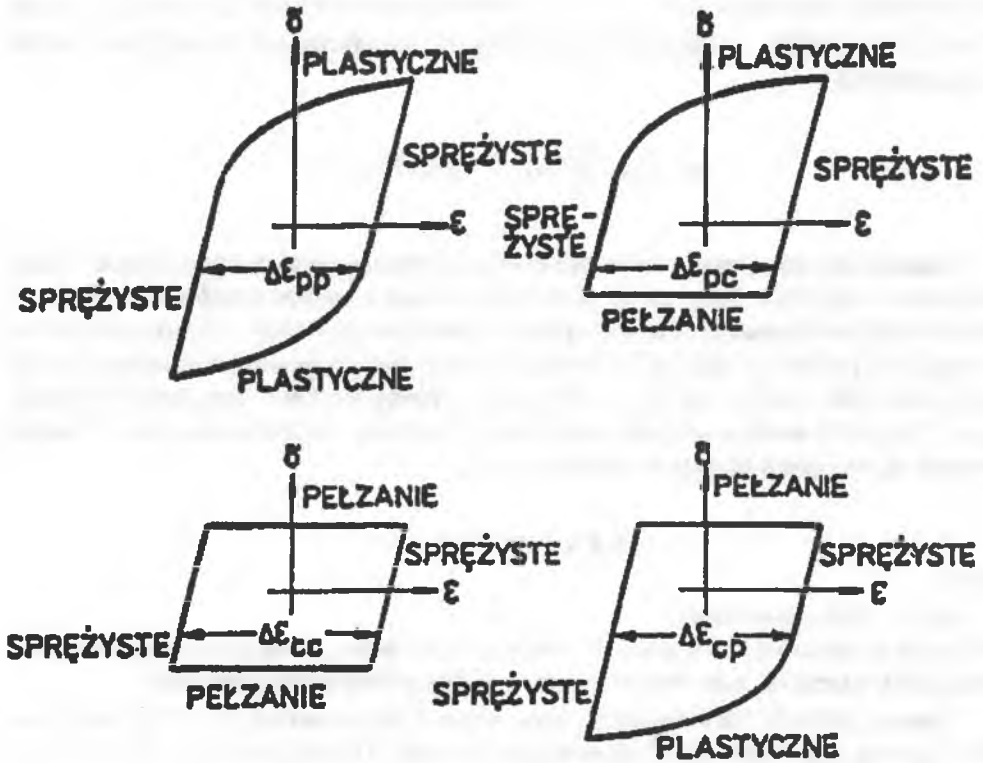
Oczywiście $\Delta \varepsilon_{ap} = \Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{pc} + \Delta \varepsilon_{cp} + \Delta \varepsilon_{cc}$, gdzie $\Delta \varepsilon_{ap}$ zakres całkowitych odkształceń plastycznych. Każdy z czterech cykli daje inną postać zależności Mansona—Coffina:

$$\Delta \varepsilon_{pp} = C_1 N_{pp}^{\alpha_1}$$

$$\Delta \varepsilon_{cp} = C_2 N_{cp}^{\alpha_2}$$

$$\Delta \varepsilon_{pc} = C_3 N_{pc}^{\alpha_3}$$

$$\Delta \varepsilon_{cc} = C_4 N_{cc}^{\alpha_4}$$



Rys. 6.12. Histerezy odpowiadające czterem podstawowym cyklom w metodzie SRP

Krzywa odpowiadająca $\Delta\epsilon_{pp}$ zajmuje zwykle najwyższe położenie na wykresie (patrz rys. 6.13), krzywa CP jest zwykle najniższa.

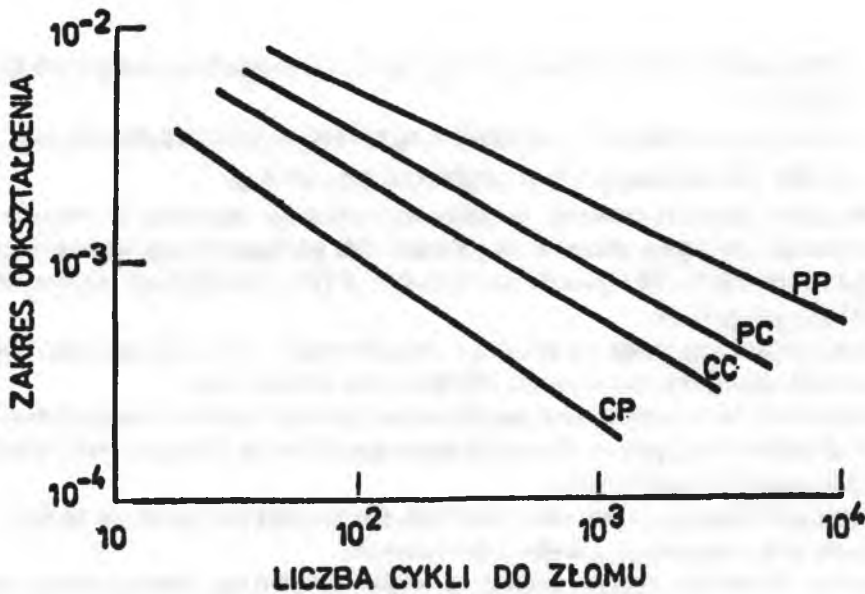
Zależności te ustala się w testach, w których dominują odpowiednie składowe odkształcenia np. zależność $\Delta\epsilon_{pp}$ określa się w testach z dużą częstością dla wyeliminowania udziału pełzania, natomiast $\Delta\epsilon_{cc}$ określa się w teście realizowanym z małą częstością. Dalej postuluje się:

$$\frac{1}{N} = \frac{F_{cp}}{N_{cp}} + \frac{F_{pp}}{N_{pp}} + \frac{F_{pc}}{N_{pc}} + \frac{F_{cc}}{N_{cc}}$$

gdzie:

$$F_{pp} = \frac{\Delta\epsilon_{pp}}{\Delta\epsilon_{ap}}, \quad F_{cp} = \frac{\Delta\epsilon_{cp}}{\Delta\epsilon_{ap}}, \quad F_{pc} = \frac{\Delta\epsilon_{pc}}{\Delta\epsilon_{ap}}, \quad F_{cc} = \frac{\Delta\epsilon_{cc}}{\Delta\epsilon_{ap}}$$

Wyznaczenie składowych odkształcenia jest trudne, a dla $\Delta\epsilon_{ap} < 10^{-4}$ praktycznie niemożliwe.



Rys. 6.13. Przykładowe zależności Mansona-Coffina dla czterech podstawowych cykli w metodzie SRP

Metoda SRP ma niestety ograniczenia. Daje błędne wyniki w przypadku gdy:

- 1 — zmienia się charakter pękania, testy laboratoryjne były robione np. w temp. niższej od temperatury, w której zmieniał się charakter pękania, a element pracował w temp. wyższych od temp. przejścia,
- 2 — materiał ulega zmianom strukturalnym, stopień tych zmian może być mały podczas testów laboratoryjnych w porównaniu do zmian podczas eksploatacji i stąd przewidywania robione na podstawie stanu wyjściowego mogą być błędne,
- 3 — jest wyraźny wpływ środowiska,
- 4 — występują efekty pamięci kształtu w materiale.

Widmo obciążeń spotykane w praktyce rzadko może być charakteryzowane jednym zestawem wielkości, np. częstością, amplitudą naprężeń, współczynnikiem asymetrii cyklu R. Rozpatrując zarejestrowane w praktyce widmo możemy zauważyć, że występują cykle o różnym kształcie, częstościach i amplitudach — często nałożone na siebie. Pominiemy w rozważaniach problem rozkładania widma na cykle składowe, interesować nas będzie problem kumulowania uszkodzeń pochodzących od różnych cykli. Najwcześniej sformułowaną hipotezą jest hipoteza liniowego sumowania uszkodzeń Palmgrena [68] i Minera [69]. Zniszczenie elementu jest utożsamiane ze spełnieniem warunku

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1$$

gdzie:

k — liczba rodzajów cykli różniących się między sobą amplitudami naprężeń lub odkształceń,

n_i — liczba cykli o amplitudzie naprężeń $\Delta\sigma_{ai}$ lub amplitudzie odkształceń $\Delta\varepsilon_{ai}$,

N_i — liczba cykli niszczących przy amplitudzie $\Delta\sigma_{ai}$ lub $\Delta\varepsilon_{ai}$.

Hipoteza jest oparta na założeniu niezmiennych własności materiału, w praktyce wartości sumowania odbiegają znacznie od jedności. Dla przypadkowego widma obciążeń stopu aluminium 2024—T4 wynosiła ona 0,36 do 1,5 [70]. Modyfikacje hipotezy Palm-grea—Minera polegały na:

- 1) podziale procesu zmęczenia na dwie fazy: zarodkowania i rozwoju pęknięcia; liniowe sumowanie uszkodzeń wykonywano oddzielnie dla każdej z faz,
- 2) założeniu, że cykle o amplitudach mniejszych od granicy zmęczenia mogą jednak wywoływać uszkodzenie, jeśli w widmie obciążeń są także cykle o amplitudach większych od wytrzymałości zmęczeniowej,
- 3) założeniu nieliniowego sumowania uszkodzeń, tzn. w miarę postępowania procesu uszkodzenia cykle wnoszą coraz większe uszkodzenie,
- 4) założeniu, że wartość sumy jest zależna od widma obciążeń (np. maksymalnego naprężenia w przebiegu).

Robinson [71] wysunął hipotezę liniowego sumowania uszkodzeń powodowanych przez okresy pełzania pod różnym obciążeniem i/lub temperaturami:

$$\sum_{i=1}^k \frac{t_i}{t_{ri}} = 1$$

gdzie:

k — liczba różnych warunków pełzania,

t_i — czas pełzania pod naprężeniem σ_i i temperaturą T_i ,

t_{ri} — wytrzymałość na pełzanie w i —tych warunkach.

Reguła dobrze sprawdza się w przypadku małych zmian naprężeń i temperatur.

Omówione wyżej metody analityczne i eksperymentalne są używane w celu określenia dobrego materiału i korzystnych rozwiązań projektowych. Dość często zdarza się, że elementy których projektowany czas użytkowania skończył się, sprawiają wrażenie nieuszkodzonych lub też zachodzi konieczność okresowej kontroli stanu elementów ze względu na ważność ich funkcji lub ze względu na bezpieczeństwo użytkownika. W obu przypadkach należy określić zarówno aktualny stan materiału jak i częstość przyszłych kontroli. Proces uszkodzania materiału jest długotrwały. Można szacować, że 90% czasu w większości zastosowań trwa powstawanie pęknięcia a pozostałe 10% — jego rozwój. Powstanie pęknięcia poprzedzają kumulujące się zmiany w mikrostrukturze. Aktualny stan struktury materiału określa się podając na przykład:

- a) rozmiar ziarn, podziarn, gęstość dyslokacji, wielkość komórek dyslokacyjnych, rozkład i wielkość pasm poślizgu, wydzieleń, udział objętościowy faz i ich rozmieszczenie, wielkość i rozmiar wnęk, morfologię tlenków, stopień dezorientacji gra-

nic ziarn, lokalizację i wielkość mikropęknięć, rozkład pierwiastków w materiale i na granicy ziarn,

- b) wyniki badań eksperymentalnych tj. próby rozciągania, udarność, twardość, wytrzymałość zmęczeniową oraz próby pełzania lub zmęczenia cieplnego,
- c) wielkości oporności elektrycznej, siły termoelektrycznej, współczynnika tłumienia drgań ultradźwiękowych, szybkości wzrostu pęknięcia zmęczeniowego i inne.

W oparciu o ocenę stanu materiału można podjąć działania techniczne:

- 1) przeprowadzić obróbkę cieplną lub cieplno—mechaniczną w celu uzyskania częściowej regeneracji struktury materiału,
- 2) wycofać element z eksploatacji,
- 3) dopuścić element do dalszej eksploatacji, określając sposób wykonania dalszych kontroli.

7. STRUKTURA I WŁAŚCIWOŚCI MATERIAŁÓW DO PRACY PRZY PODWYŻSZONYCH TEMPERATURACH

Ogólna charakterystyka warunków pracy elementów

Od omawianych elementów wymaga się różnych cech charakteryzujących ich funkcjonalne zachowanie przy temperaturach podwyższonych w stosunku do temperatury otoczenia.

Dobrą odporność na działanie czynników chemicznych w podwyższonych temperaturach, a głównie działanie gazów utleniających, określamy jako żaroodporność. Jednakże przy temperaturach podwyższonych w wielu procesach występują różne zjawiska fizyczne oraz chemiczne, co powoduje, że określona w warunkach laboratoryjnych żaroodporność materiału nie wystarcza do oceny jego stosowania, z uwagi na współdziałanie innych zachodzących zjawisk. Do zjawisk tych można zaliczyć: erozję cieplną, abrazję cieplną, pękanie powłoki powstałych tlenków, odpryskiwanie tlenków od podłoża metalicznego i inne.

W technicznych rozważaniach stosujemy określenie — żarotrwałość, przez które przyjmuje się oznaczanie trwałości elementu określane zwykle liczbą godzin pracy do czasu wymiany lub regeneracji.

W warunkach przemysłowych wyidealizowane warunki pracy, gdzie występuje jeden tylko mechanizm zużycia, rzadko występują.

Zdolność przeniesienia zewnętrznych obciążeń mechanicznych przy podwyższonych temperaturach określamy jako żarowytrzymałość materiałów.

Wytrzymałość czasowa nazywana bywa również wytrzymałością na pełzanie. Wytrzymałość czasowa stanowi wartość naprężenia, które powoduje rozerwanie próbki w ciągu określonego czasu przy określonej temperaturze. Zwykle wytrzymałość czasową oznacza się w zakresie 10000—100000 h pracy. Ponieważ czas pracy elementów 100000 h charakteryzuje się ciągłą eksploatacją przez 11,5 lat, to określenie rzeczywistej granicy pełzania i wytrzymałości czasowej napotyka na trudności badawcze. W związku z tym, prace badawcze dla nowych materiałów przeprowadza się przy wyższych temperaturach i określa granicą pełzania metodami ekstrapolacji.

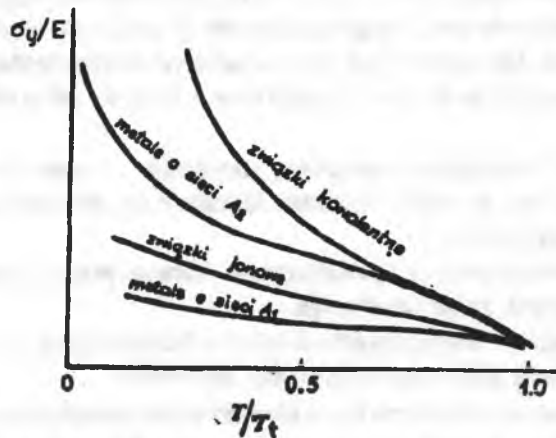
Zakres temperatur pracy elementów stosowanych w budowie silników spalinowych wynosi od 200—350°C i zależy od jego konstrukcji, rodzaju paliwa i warunków eksploatacji [72, 73].

Stale stosowane do konstrukcji urządzeń energetycznych konwencjonalnych pracują w zakresie 350 do 650°C [74]. Zakres najczęściej stosowanych temperatur to 500—560°C.

W elektrowniach atomowych zakres pracy jest szerszy i temperatura pracy dochodzi do 950°C, zależnie od użytego nośnika energii. Równie wysokie zakresy pracy sięgające do 1000°C występują w pracy urządzeń petrochemicznych i karbochemicznych.

W pracy nowoczesnych silników lotniczych i rakietach, a także w przemyśle metalurgicznym, występuje w cienkich warstwach przypowierzchniowych temperatura pracy nawet do 1200°C , co wskazuje na skalę problemów w zakresie projektowania i eksploatacji urządzeń [60, 75].

Do wstępnej oceny przydatności danego materiału do pracy przy temperaturach podwyższonych i przenoszących obciążenie zewnętrzne, może posłużyć parametr $p = \sigma_y/E$, który określa stosunek naprężeń panujących do wartości modułu Younga przy danej temperaturze homologicznej, charakteryzującej stosunek temperatury pracy do temperatury topnienia. Uwzględniając rodzaj sieci krystalicznej i charakter sił wzajemnego przyciągania i odpychania pomiędzy atomami, najkorzystniejsze charakterystyki żarowytrzymałościowe występują w materiałach o wiązaniu kowalentnym oraz o budowie sieci regularnej przestrzeni centrycznej, co zostało pokazane schematycznie na rysunku 7.1.

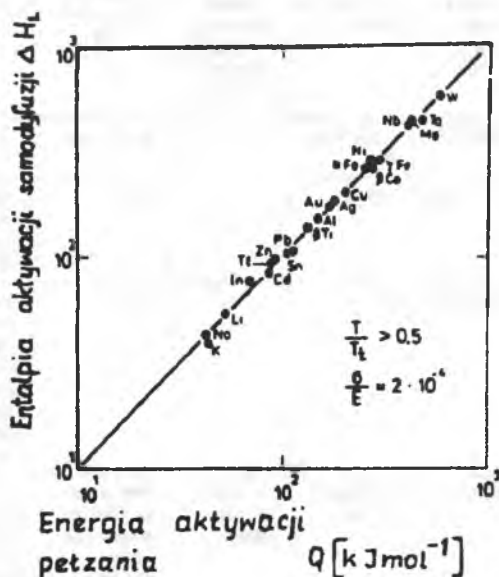


Rys. 7.1. Schematyczne przebiegi zależności σ_y/E od temperatury homologicznej dla różnych metali i związków [74]

Przy projektowaniu różnych stopów dążymy najczęściej do tego, aby materiał żarowytrzymały posiadał wysoką temperaturę topnienia. Wówczas temperatura pracy jest zwykle proporcjonalnie wyższa. Trzeba jednakże mieć na uwadze, że główne dwa metale: żelazo i nikiel, które tworzą często osnowę stopów żaroodpornych i żarowytrzymałych nie odznaczają się wysokimi temperaturami topnienia. Niektóre metale o wysokich temperaturach topnienia takie jak: Mo, Ta, W, nie znalazły szerokiego zastosowania, głównie z uwagi na małą odporność na utlenianie przy wysokich temperaturach.

Aktualnie opracowano wiele technicznych stopów metali, dla których temperatura pracy osiąga: $T_p = (0,8+0,9) T_t$ [74]. Wpływ temperatury pracy na zjawisko zużycia jest podstawowy, lecz nie jest to czynnik jedyny, który inicjuje zmiany. Do innych czynników należy zaliczyć: gradienty temperatur, czas wytrzymania przy zmiennej temperaturze, zmiany naprężeń, odporność na erozję, radiację oraz wymagania technologiczne.

Stosowane w technice metale można podzielić na kilka podstawowych grup: potasowce: K, Na, Li; metale niskotopliwe: Cd, Pb; metale szlachetne: Au, Ag i Pt; grupa żelaza: Fe, Co, Ni, Mn i metale trudno topliwe: Mo, W, Nb i Ta. Na rysunku 7.2 przedstawiono zależność energii aktywacji pełzania i entalpii aktywacji samodyfuzji dla różnych metali.



Rys. 7.2. Zależność energii aktywacji pełzania i entalpii aktywacji samodyfuzji dla różnych metali przy $T/T_l > 0,5$ oraz $\sigma/E = 2 \cdot 10^{-4}$ [74, 75]

Czynniki strukturalne istotnie działają na przebieg odkształcenia plastycznego i umocnienia przy temperaturach podwyższonych, co wpływa na inne wartości energii pełzania. Jest to widoczne w stopach żelaza, gdzie zmiana osnowy z ferrytycznej na austenityczną prowadzi do powiększenia energii aktywacji pełzania. Trudniejszy do oceny jednoznacznej jest w stopach wpływ różnej morfologii faz.

Ogólną charakterystykę stopów żarowytrzymałych opartą na osnowie różnych metali podano w tablicy 7.1.

Na rys. 7.3 dla przykładu podano przebieg wytrzymałości mechanicznej niektórych wymienionych materiałów w zależności od temperatury.

7.1. Stopy aluminium

Stopy metali lekkich na osnowie glinu, magnezu lub tytanu mają z jednej strony ograniczone zastosowanie z uwagi na niezbyt wysoką temperaturę pracy, lecz z drugiej strony są nie do zastąpienia w przypadkach gdy o stosowaniu decyduje masa urządzeń na przykład: pojazdy lotnicze, helikoptery czy statki kosmiczne. W ostatnich latach coraz częściej stopy glinu i tytanu stosowane są w przemyśle chemicznym, spożywczym, budowy okrętów oraz w budowie silników różnych urządzeń.

Tablica 7.1

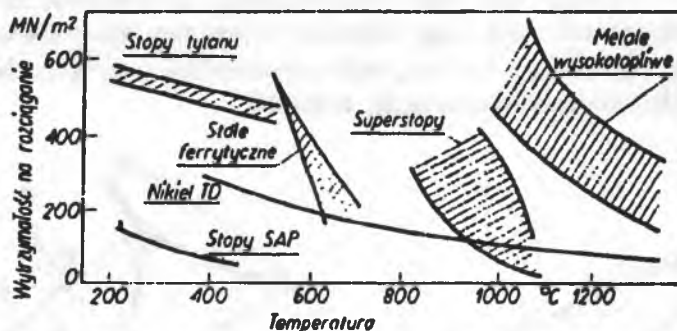
Ogólna charakterystyka stopów żarowytrzymałych [43]

Metal osnowy	Temperatura topnienia metalu osnowy °C	Maksymalna temperatura pracy stopu °C	Odporność korozyjna	Sposób zabezpieczenia przed korozją w wysokiej temperaturze	Główne zastosowania	Uwagi
Mg	650	300—350	dostateczna	—	lotnictwo	
Al	660	350—400	dobra	—	jw.	stopy typu SAP (Al-Al ₂ O ₃) mogą być stosowane do temp. 500°C
Ti	1670	450—500	zła	—	jw.	stopy tytanu mają dostateczną żarowytrzymałość, żeby pracować w temp. 650°C, a najnowsze nawet w 800°C, brak jednak metod zabezpieczenia przed utlenianiem
Cu	1081	700—800	niedostateczna	dotatki stopowe, powłoki	materiały o dobrej przewodności cieplnej i elektrycznej	pracują jako materiały konstrukcyjne, gdyż dzięki dobrej przewodności cieplnej mogą pracować w warunkach dobrego odprowadzania ciepła
Fe ^{a)}	1539	600	dobra	—	energetyka chemia petrochemia	stale są najczęściej stosowanymi materiałami pracującymi w podwyższonych i wysokich temperaturach
Fe ^{2a)}	1539	600—850	dostateczna	dotatki stopowe powłoki	jw.	zamiana niklu manganem nie pogarsza żarowytrzymałości obniża istotnie żaroodporność
Ni	1455	1000—1030	niedostateczna	powłoki ochronne	elementy silników odrzutowych i turbin gazowych	
Co	1492	980	jw.	jw.		
V	1900	1100	zła	jw.	materiały eksperymentalne jw.	
Cr	1875	1150	niedostateczna	jw.		
Nb	2468	1300	zła	jw.		
Mo	2625	1350	jw.	jw.		
Ta	3000	1500	jw.	jw.		
W	3380	2500	jw.	jw.		

a) Osnowa ferrytyczna.

2a) Osnowa austenityczna.

Pod określeniem maksymalna temperatura pracy należy rozumieć górną temperaturę pracy użytą co najmniej przez jeden stop w danej grupie.



Rys. 7.3. Zależność wytrzymałości na rozciąganie poszczególnych grup materiałowych od temperatury [43]

Czyste aluminium nie jest stosowane na elementy konstrukcyjne głównie z uwagi na niską wytrzymałość. Po skrzystalizowaniu aluminium tworzy sieć sześcienną zwartą o parametrze $a = 4,04 \text{ \AA}$ przy temperaturze 20°C , a promień atomowy wynosi $r = 1,43 \text{ \AA}$. Aluminium nie posiada odmian alotropowych. Charakteryzuje się ponadto dobrą przewodnością cieplną i elektryczną. Aluminium, pomimo dużego powinowactwa do tlenu, utlenia się nieznacznie w powietrzu, co tłumaczy się utworzeniem szczelnej i zwartej powłoki Al_2O_3 . Czystość aluminium zwiększa odporność na korozję. Najczystsze gatunki aluminium po rafinacji elektrolitycznej posiadają czystość nawet w zakresie 99,999% Al. Gatunki gorsze zawierają zanieczyszczenia, do których zalicza się głównie żelazo i krzem.

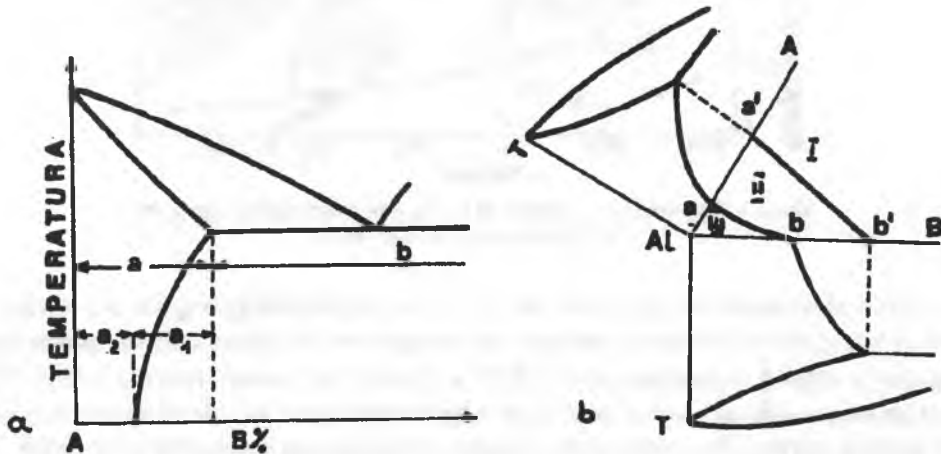
Stopy aluminium dzieli się ogólnie na odlewnicze oraz stopy do przeróbki plastycznej. Zakres a na rysunku 7.4a, oznacza stopy przerobione plastycznie, a zakres b — stopy odlewane [76]. Stopy przerobione plastycznie można podzielić na przerabiane plastycznie utwardzające się po obróbce cieplnej oraz nie podlegające utwardzeniu. Zawartość eutektyki w strukturze stopów odlewniczych nie powinna być większa od zakresu (15+20)% objętości, ponieważ przy większych zakresach występuje istotne pogorszenie właściwości mechanicznych i niektórych technologicznych. Na rys. 7.4b podano klasyfikację trójskładnikowych stopów aluminium Al—A—B.

Do odlewniczych stopów aluminium zaliczamy przeważnie wieloskładnikowe stopy o większej zawartości pierwiastków stopowych najczęściej w zakresie (5+25)%, na przykład z krzemem nazywane siluminy, miedzią i krzemem, krzemem i magnezem, niklem i magnezem i inne. Cechują się te stopy dobrą lejnością i małym skurczem odlewniczym.

Stopy do przeróbki plastycznej zawierają mniejsze ilości dodatków stopowych, głównie miedź (do 5%), magnez (do 6%) i mangan (do 1,5%), a znacznie rzadziej: krzem, cynk, nikiel, chrom i tytan.

Przykłady odlewniczych stopów aluminium podano w tablicy 7.2. Są tu dwie główne grupy. Jedną grupą to siluminy, a drugą to stopy aluminium z magnezem i miedzią. Siluminy mogą stanowić układy dwuskładnikowe zawierające (9-14)% Si, a siluminy podeutektyczne zawierają (4+10)% Si oraz dodatki $\approx 0,5\%$ Mg lub (1-5)% Cu. Aluminium tworzy z krzemem układ eutektyczny z ograniczoną rozpuszczalnością krzemu przy temperaturze

577°C. Siluminy o składzie zbliżonym do eutektycznego charakteryzują się bardzo dobrymi własnościami odlewniczymi. Stopy odlewnicze aluminium stosowane są na obciążone ciepłnie głowice silników spalinowych, części samochodowe oraz tłoki silników spalinowych, a także elementy o dużej odporności na korozję.



Rys. 7.4. a) - Schemat klasyfikacji podwójnych stopów aluminium na podstawie wykresu równowagi. Zakres a - stopy przerobione plastycznie, b - stopy odlewnicze, zakres a1 - stopy przerobione plastycznie utwardzające się po obróbce cieplnej, a2 - stopy nie podlegające utwardzeniu, b) - Schemat klasyfikacji potrójnych stopów aluminium. Zakres I - powyżej a'b' - stopy odlewnicze; Zakres II - pomiędzy ab i a'b' - stopy obrabiane plastycznie oraz ciepłnie celem utwardzenia; Zakres III - od AL do ab - stopy przerabiane plastycznie i nie obrabiane ciepłnie [76]

Tablica 7.2

Odlewnicze stopy aluminium

Rodzaj stopu	Cecha	Znak	Właściwości			Obr. ciepl.	Zastosowanie
			R _m (MPa)	A ₅ (%)	HB		
Siluminy	AKS1	AlSi5Cu	160-200	1	65-70	td, t	głowice silników spalinowych, części sam. odl. średnio obciążone skompl. odl. o dużej wytrzymałości, odp. wody m. tłoki siln. spalinowych
	AKS2	AlSi5Cu2	160-240	0,5-2	65-70	td, t	
	AK63	AlSi6Cu3	160-170	1	60-70	-	
	AK7	AlSi7Mg	160-210	2-4	50-60	te, t	
	AK9	AlSi9	150-240	2-3	50-70	td, t	
	AK11	AlSi11	150-160	2-4	50	-	
	AK12	AlSi12Cu					
	AK20	NiMg18 AlSi20CuNi	180-200 150-200	0,5 0,3	95-100 90-100	td, t m, t	
Stopy Al z magnezem i miedzią	AG 51	AlMg5Si	150	1	55	-	odl. o dużej odporności na korozję odl. specjal. części masz. prac. w temp.
	AG 10	AlMg10	280	9	60	te	
	AM 4	AlCu4Ti	270-330	3-7	80-90	td	
	AM 75	AlCu7Si5	120-200	-	80-100	t, td	
	m	- wyżarzanie zmniejszające					
	te	- przesycanie					
	td	- starzenie w podwyższonej temperaturze					
	t	- utwardzanie wydzieleniowe					

Ważniejsze stopy aluminium do przeróbki plastycznej podano w tablicy 7.3. Są to stopy dwuskładnikowe oraz wieloskładnikowe. Struktury tych stopów stanowią roztwór α z wydzieleniami wtórnymi związków typu: CuAl_2 , Mg_2Si , Al_6Mn i Mn_2Si . Typowymi i najczęściej stosowanymi stopami do przeróbki plastycznej są duraly, których główne składniki to aluminium z miedzią, magnezem i manganem. Dural zwany często duraluminium jest stopem szeroko rozpowszechnionym na elementy przemysłowe. Krzem i żelazo, które występują również w duraluminium stanowią dodatki, które występują jako zanieczyszczenia aluminium. Mangan dodaje się celem zwiększenia odporności na korozję.

Tablica 7.3.

Stopy aluminium do przeróbki plastycznej

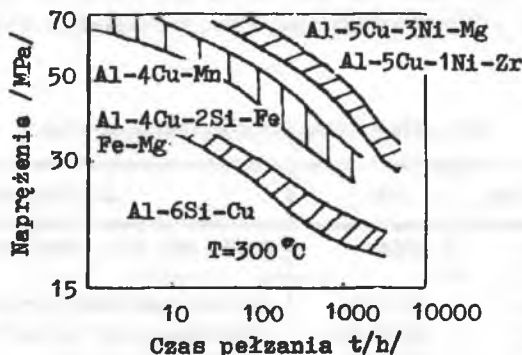
Nazwa stopu	Cecha	Znak	Zastosowanie
aluman	PA 1	AlMn1	blachy, rury, pręty, kształtki
hydronalium	PA 2 PA 3 PA 11 PA 20	AlMg2Mn AlMg5MnCr AlMg3Mn AlMg5Mn	urządzenia przemysłu chemicznego, spożywczego i lotniczego, konstrukcje okrętowe, przemysł spożywczy, druty i nity
anticorodal	PA 4	AlMgSiMn	elementy konstrukcyjne lotnictwa, galant.
aldrey	PA 5	AlMgSi	przewody elektroenergetyczne
duraly	PA 6 PA 7 PA 8 PA 9 PA 21-25	AlCu4MgMn AlCu4Mg1Mn AlCu5MgMn AlZn5Mg2Cu 2MnCr	elementy konstrukcyjne budownictwa, elementy konstrukcyjne budown. silnie obciążone elementy konstrukcyjne w lotnictwie, druty na nity do konstr. lotniczych

Podane składniki tworzą różne związki, a niektóre z nich jak: CuAl_2 , Mg_2Si , faza S rozpuszczają się w aluminium, co pozwala na starzenie stopu. Struktura duraluminium w stanie wyżarzonym składa się z roztworu stałego i wtórnych wtrąceń różnych związków międzymetalicznych. Podczas przesycania znaczna część związków: CuAl_2 i Mg_2Si rozpuszcza się w aluminium, a związki żelaza pozostają nierozpuszczone. Ze względu na małą odporność na korozję duraly są platerowane czystym aluminium.

Szczególnie w zakresie $200+300^\circ\text{C}$ występuje istotne obniżenie wskaźników wytrzymałościowych dla stopów Al. Na przykład dla stopu PA28, wytrzymałość na rozciąganie, która wynosi przy temperaturze 20° — $R_m = 450 \text{ MPa}$ obniża się przy $T = 200^\circ\text{C}$ do wartości $R_m = 200 \text{ MPa}$. Tymczasem problem ten jest szczególnie ważny dla silników odrzutowych, diesla i benzynowych, gdzie temperatura pracy występuje dla elementów w zakresie $200+300^\circ\text{C}$. Do pracy przy temperaturach rzędu 250°C stosowane są stopy aluminium przerobione plastycznie z dodatkami niklu oraz inne stopy aluminium na przykład: $\text{Al}-6,5\text{Cu}-0,6\text{Mn}-0,4\text{Mg}$; zawierające niewielkie ilości dodatków: tytanu,

krzemu i cyrkonu, których obecność poprawia odporność na wysokie temperatury. Na łopatki sprężarek stosowany jest stop typu: Al—3Cu—2Mg—0,5Mn.

Przy wyższych zakresach temperatur pracy rzędu (300 — 350)°C stosowane są żarowytrzymałe stopy aluminium, których wytrzymałość na pełzanie podano na rys. 7.5 [78]. Ważniejsze z tych stopów są następujące: Al—4Cu—1Ni—Mn, z dodatkami Ce, Zr, Si, Fe, stop Al—5Cu—3Ni—Mg, a także Al—5Si—2Cu—0,5Mg—0,5Mn.



Rys. 7.5. Wytrzymałość na pełzanie przy temperaturze $T = 573 \text{ K}$ odlewniczych stopów aluminium

Ze względu na warunki pracy na przykład tłoków w silnikach, szczególnie ważne jest: stabilność struktury przy podwyższonych temperaturach, wysoka przewodność cieplna, minimalny współczynnik tarcia i mała masa właściwa. Wysoka wytrzymałość na pełzanie stopów odlewniczych jest wynikiem powstawania w osnowie wytrzymałych związków: Mg_2Si oraz $\text{Al}_x\text{Cu}_y(\text{Fe}, \text{Ni})$, które tworzą układy nośne odporne na podwyższone temperatury i na obciążenia dynamiczne.

7.2. Stopy tytanu

Tytan z uwagi na małą masę właściwą jest materiałem konstrukcyjnym, którego zastosowanie wzrasta. Występuje w postaci dwóch odmian alotropowych. Jedna to struktura heksagonalna zwarta — α , występuje przy temperaturach do 882°C o parametrach $a = 2,95 \text{ \AA}$ i $c = 4,678 \text{ \AA}$, oraz druga odmiana β o sieci przestrzennie centrycznej, dla której $a = 3,306 \text{ \AA}$. Przemiana $\text{Ti}\alpha \rightarrow \text{Ti}\beta$ występuje przy temperaturze 882°C. Właściwości tytanu zależą w znacznym stopniu od jego czystości.

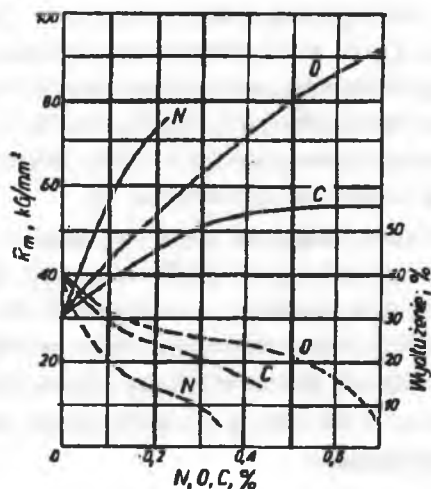
Tytan najwyższej czystości (bez tlenu, azotu, węgla i wodoru) wykazuje dużą plastyczność przy własnościach wytrzymałościowych zbliżonych do żelaza. Tytan otrzymywany metodą Krolla (przez redukcję TiCl_4 za pomocą Mg), ma szersze zastosowanie techniczne. Jego wytrzymałość na rozciąganie przy temperaturze otoczenia wynosi $R_m = 550 \text{ MPa}$, a wydłużenie $A_{10} = 27\%$.

Odporność na korozję tytanu jest bardzo dobra i wyższa od odporności stali nierdzewnych. Stopy tytanu są odporne na korozję w powietrzu, w wodzie słodkiej, wodzie morskiej i w kwasach organicznych. Nie jest odporny na działanie kwasu fluorowodorowego.

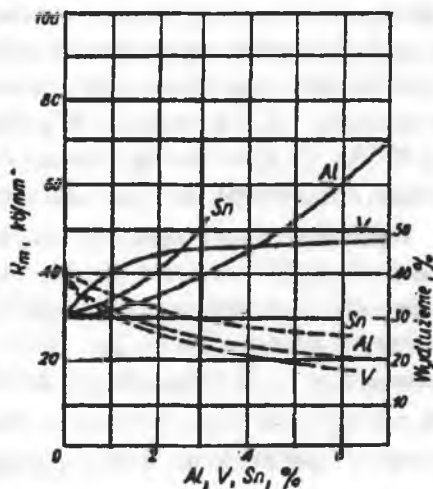
wego oraz stężonych kwasów siarkowego i azotowego. W środowiskach gazowych odporność na korozję jest dobra do zakresu temperatur $(200+300)^{\circ}\text{C}$. Przy wyższych temperaturach tytan ulega utlenieniu, powstaje wchłanianie tlenu, co obniża właściwości struktury.

Tytan technicznie czysty zawiera powyżej 99,2% Ti i zawartość poszczególnych składników nie przekracza zwykle: $\text{C} < 0,1\%$, $\text{O} < 0,15\%$, $\text{N} < 0,04\%$, $\text{H} < 0,015\%$, $\text{Fe} < 0,3\%$ oraz $\text{Si} < 0,15\%$. Im więcej występuje domieszek, tym tytan jest bardziej twardy. Przyczyną zwiększającą twardość tytanu pod wpływem domieszek jest fakt, że domieszki metali tworzą roztwory stałe o większej twardości. Natomiast niemetalale o małym promieniu atomowym (C, O, N, H) rozpuszczając się w tytanie tworzą roztwory międzywęzłowe, które utwardzają silniej niż metale tworzące roztwory. Utwardzanie tytanu na skutek tworzenia roztworów stałych powoduje obniżenie plastyczności, ale stopień obniżenia jest mniejszy niż w przypadku dodawania pierwiastków niemetalicznych tworzących roztwory międzywęzłowe i fazy międzymetaliczne.

Celem zilustrowania przebiegu zmian własności mechanicznych pod wpływem dodatków niemetalicznych i metalicznych podano ich wpływ na rysunkach 7.6 i 7.7. Z porównania wykresów widać, że wpływ pierwiastków niemetalicznych jest znacznie większy w porównaniu do pierwiastków metalicznych.



Rys. 7.6. Wpływ pierwiastków niemetalicznych dla tytanu na przebieg wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenie dla: N, O, C%. Linie ciągłe - R_m , linie przerywane - A



Rys. 7.7. Wpływ pierwiastków metalicznych dla tytanu na przebieg wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenie dla: Al, V, Sn. Linie ciągłe - R_m , linie przerywane - A

Określenie struktur stopów tytanu w stanie równowagi termodynamicznej jest dosyć złożone, albowiem przemiany fazowe w obecności pierwiastków zwłaszcza przejściowych przebiegają bardzo powoli, co utrudnia obserwacje. W stanie normalizowanym można wyróżnić następujące struktury w stopach tytanu:

- struktura fazy α (w stopach z pierwiastkami stabilizującymi α),
- struktura fazy β (w stopach z pierwiastkami stabilizującymi β),
- struktura złożona z faz ($\alpha + \beta$).

W stanie normalizowanym może wystąpić stop o strukturze pseudo α i pseudo β . Stopy pseudo α mają strukturę złożoną z fazy α i zawierają małą ilość pierwiastków stabilizujących. Stopy pseudo β mają strukturę β , lecz własności odpowiadają stopom ($\alpha + \beta$).

W stanie po hartowaniu mogą wystąpić fazy:

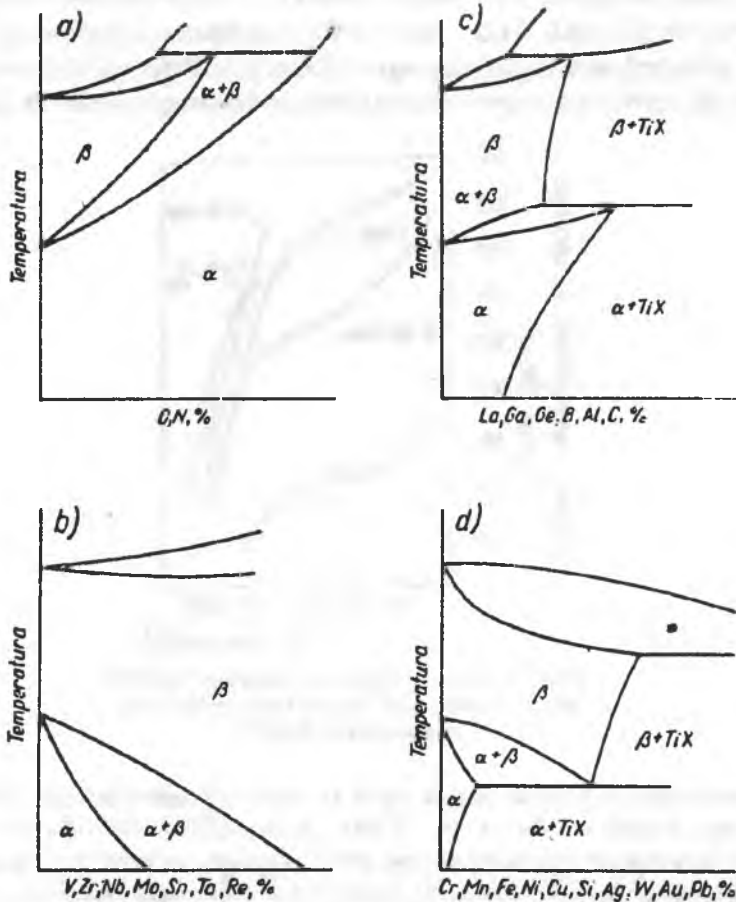
- faza α , umocniona lub nieumocniona po hartowaniu i starzeniu,
- faza stabilna β ,
- faza niestabilna β_u ,
- fazy ($\alpha + \beta$) umocnione w wyniku hartowania i starzenia.

Celem zilustrowania graficznego, na rysunku 7.8 podano schematy klasyfikacyjne wpływu głównych pierwiastków na układy podwójnych stopów tytanu. Pierwiastki O i N tworzą jak podano na rys. 7.8 a — grupę roztworów ciągłych o podwyższonej temperaturze przemiany $\alpha - \beta$. Na rysunku 7.8b podano wpływ: V, Zr, Nb, Mo, Sn, Ta, Re i pierwiastki te tworzą z tytanem roztwory ciągłe i obniżają temperaturę przemiany $\alpha - \beta$. Rysunek 7.8c podaje wpływ pierwiastków: La, Ga, Ge, B, Al, C, które tworzą z tytanem roztwory stałe o ograniczonej rozpuszczalności i jednocześnie podwyższają temperaturę przemiany $\alpha - \beta$. Na rysunku 7.8d podano wpływ pierwiastków: Cr, Mn, Fe, Ni, Cu, Si, Ag, W, Au, Pb, które tworzą roztwory o ograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym i związki międzymetaliczne i jednocześnie obniżają temperaturę przemiany $\alpha - \beta$.

Wskaźniki wytrzymałościowe stopów tytanu można zwiększać przez wprowadzenie dodatków stopowych, przez obróbkę cieplną, a także przez zgniot. Trzeba zauważyć, że pierwiastki krystalizujące podobnie jak tytan w sieci heksagonalnej i o niezbyt dużym różniącym się promieniu atomu (do 15%) w porównaniu do tytanu rozszerzają obszar występowania fazy α . W przypadku gdy dodatkowy pierwiastek jest izomorficzny z tytanem β tzn. ma sieć sześcienną, to rozszerza obszar odmiany β . Pierwsze pierwiastki określa się nazwą α —stabilizatorów, a drugiej grupy β —stabilizatorów.

Mogą wystąpić dwa mechanizmy przemiany $\beta - \alpha$ podczas chłodzenia. Przy wysokich temperaturach, tzn. przy niedużym przechłodzeniu przemiana ma charakter dyfuzyjny. Natomiast przy dużym przechłodzeniu, gdy przemiana przebiega przy niskiej temperaturze, to ruchliwość atomów jest mała i występuje przemiana typu martenzytycznego, a strukturę oznaczamy α' .

Skład chemiczny struktury i właściwości mechaniczne ważniejszych przemysłowych stopów tytanu podano w tablicy 7.4. Stosowane w warunkach przemysłowych stopy tytanu zbudowane są z roztworów α i β lub ich mieszanin. Natomiast stosowane w warunkach przemysłowych żarowytrzymałe stopy tytanu zawierają w strukturze poza fazami α i β znaczne ilości faz międzymetalicznych.

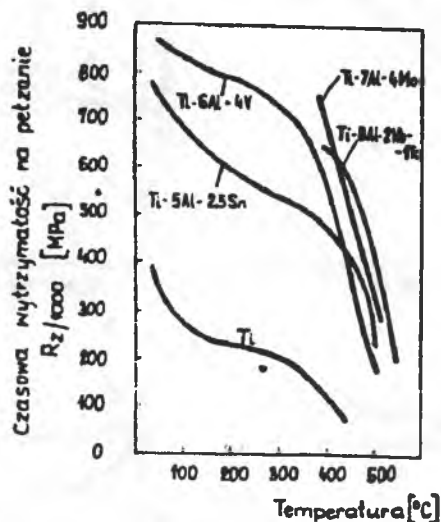


Rys. 7.8. Schematy klasyfikacyjne wpływu głównych pierwiastków na układy podwójnych stopów tytanu

Dodatek pierwiastków stopowych zwiększa wytrzymałość w różnym stopniu przez poszczególne pierwiastki stopowe. Wprowadzenie w stopach podwójnych 1% (masowo) dodatku stopowego powoduje zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie w przybliżeniu o wartości: dla Si — przyrost $\Delta R_m \approx 120$ MPa, Fe — $\Delta R_m \approx 75$ MPa, Mn — $\Delta R_m \approx 75$ MPa, Mo — $\Delta R_m \approx 50$ MPa, Al — $\Delta R_m \approx 50$ MPa, V — $\Delta R_m \approx 35$ MPa, Sn — $\Delta R_m \approx 35$ MPa. Trzeba zaznaczyć, że jednocześnie te pierwiastki powodują obniżenie plastyczności stopów tytanu.

Podstawowym stopem tytanu, używanym do celów ogólnych jest stop Ti—6Al—4V o strukturze dwufazowej ($\alpha + \beta$). Obecność fazy β ogranicza jego stosowalność do zakresu 450°C. Przy wyższych zakresach temperatur (500+550°C) dobrą odporność na pełzanie wykazują stopy typu WT8 i WT9 (typu: Ti—6, 5Al—3, 5Mo—0, 2Si—2Zr) oraz angielskie IMI679 (typu: Ti—11Sn—2, 2Al—5Zr—1Mo—0,2Si), które wymagają odpowiedniej obróbki cieplnej celem rozdrobnienia struktury.

Przy wzroście temperatury do zakresu $(550+600)^{\circ}\text{C}$ dobre własności użytkowe wykazuje stop WT18 (Ti—6Al—11Zr—1Mo—1Nb) o strukturze jednofazowej α . Trwałość tego stopu w tym zakresie temperatury wynosi 500 godzin. Przebiegi zmian wytrzymałości na pełzanie dla wybranych stopów tytanu i tytanu technicznego podano na rysunku 7.9.



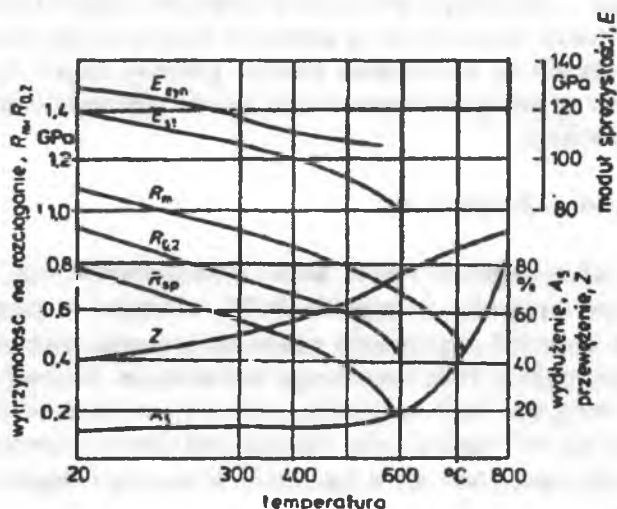
Rys. 7.9. Zmiana wytrzymałości na pełzanie $R_z/1000$ dla wybranych stopów tytanu i tytanu technicznego w zakresie $(20 - 500)^{\circ}\text{C}$

Do nowoczesnych stopów stosowanych na elementy pracujące przy 600°C można zaliczyć stop IMI829 o składzie: Ti—5,5Al—3,5Sn—3Zr—2Nb—0,2Mo—0,2Si. Przy podwyższeniu temperatury pracy powyżej 600°C , występuje niekorzystny wzrost kruchości oraz intensywne zjawisko utleniania powierzchni. Natomiast przy pracy krótkotrwałej zakres temperatur może wynosić dla stopów tytanu nawet do 800°C .

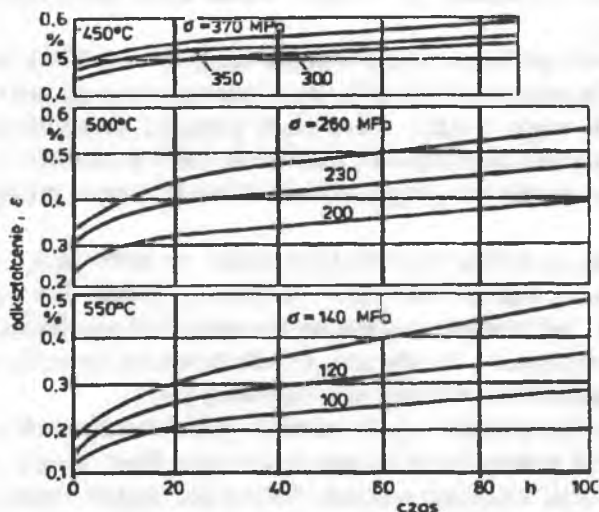
Celem zilustrowania możliwości stosowania stopów tytanu w warunkach przemysłowych zostanie poniżej opisany przykład dla stopu WT8. Elementy ze stopu WT8 wykonuje się do sprężarek przy pracy do 500°C , przy czasie nawet 600 h i wyżej. Ze stopu wykonuje się półwyroby w postaci prętów walcowanych o wymiarach: $(10+70)$ mm, pręty kute, odkuwki różnych wymiarów oraz kształtowniki walcowane.

Elementy ze stopu WT8 poddawane są w zależności od przeznaczenia następującej obróbce cieplnej: wyżarzanie dwustopniowe obejmujące wygrzewanie przy 920°C i chłodzenie w powietrzu oraz grzanie do 590°C i chłodzenie w powietrzu; hartowanie w wodzie po wygrzaniu przy 925°C i starzenie przy $(500+600)^{\circ}\text{C}$ z chłodzeniem w powietrzu. Coraz częściej stop WT8 poddawany jest wysokotemperaturowej obróbce cieplno—mechanicznej po przeróbce plastycznej w wysokiej temperaturze i hartowaniu w wodzie.

Po obróbce cieplno—mechanicznej przeprowadza się starzenie w zakresie 570°C i chłodzenie w powietrzu. Wpływ temperatury na właściwości mechaniczne stopu WT8 po wyżarzaniu podano na rysunku 7.10. Natomiast na rysunku 7.11 podano przebiegi krzywych pełzania stopu WT8 przy temperaturach: 450 , 500 i 550°C . Z podanych zależności



Rys. 7.10. Wpływ temperatury na właściwości mechaniczne stopu WT8 po wyżarzaniu [79]



Rys. 7.11. Przebiegi pełzania stopu WT8 przy temperaturach: 450, 500 i 550°C

można zaobserwować, że po przekroczeniu temperatury 500°C ulega obniżeniu zarówno wytrzymałość na rozciąganie, jak również obniża się wytrzymałość na pełzanie. Utlenianie stopu WT8 do zakresu 500°C jest nieznaczne, co pozwala na stosowanie stopu bez pokryć ochronnych.

W podsumowaniu można powiedzieć, że stopy tytanu przy temperaturach do 600°C i powyżej stają się konkurencyjne do żarowytrzymałych stali austenitycznych. W wyniku

znacznego postępu w technologii wytwarzania skomplikowanych elementów konstrukcyjnych stopów tytanu zwłaszcza po opracowaniu izostatycznego prasowania (metoda HIP), powstały warunki do wytwarzania nowych generacji stopów tytanu o budowie kompozytowej oraz stopów tytanu umocnionych fazami międzymetalicznymi o wysokiej wytrzymałości i trwałości.

7.3. Stale o osnowie ferrytycznej

Do grupy tej należą węglowe, a także nisko i wysokostopowe stale przeznaczone do pracy w pierwszym przypadku w zakresie 450°C , a drugim w zakresie $550+600^{\circ}\text{C}$. Podział tych stali może być na podstawie składu chemicznego, struktury, a także dopuszczalnej temperatury pracy, bądź konkretnego zastosowania. Materiały te są stosowane w urządzeniach energetyki konwencjonalnej, jądrowej, w maszynach energetycznych i przemyśle chemicznym. Wspólną cechą tych stali jest osnowa w postaci roztworu stałego α , w której mogą występować nie rozpuszczone w roztworze węgliki o różnej strukturze i pochodzeniu.

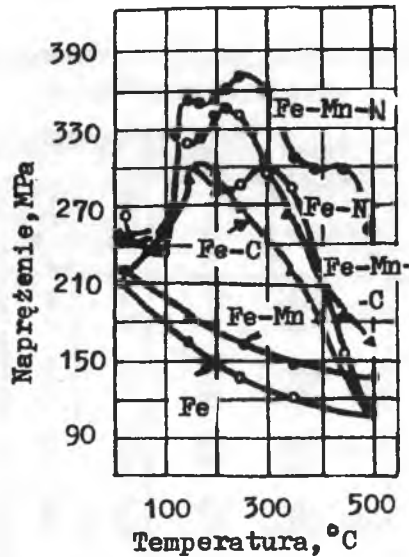
Z uwagi na fakt, że urządzenia zwłaszcza kotłowe winny pracować przez długi okres czasu bez wymiany i bez powiększania swych wymiarów, ważna jest granica pełzania. Granicę pełzania określa się przy różnych dopuszczalnych odkształceniach, których wartość wynosić może na przykład 1% w czasie 10000 h lub nawet 100000 h przy danej temperaturze pracy.

Wymienione stale zawierają małą zawartość węgla ($C < 0,15\%$), ponieważ głównie wykonuje się z nich przewody i walczaki, które łączy się przez zgrzewanie lub spawanie i większa zawartość węgla utrudnia dobrą jakość połączeń. Żarowytrzymałość tych stali można podwyższyć przez wprowadzenie molibdenu, który podwyższa temperaturę rekrytalizacji ferrytu, co zwiększa wytrzymałość. Podobne lecz nieco mniejsze jest działanie chromu.

Dodatek wanadu powoduje rozdrobnienie ziarna, co podwyższa żarowytrzymałość. Wyroby z tych stali z małymi dodatkami: molibdenu, chromu lub wanadu, chłodzone w powietrzu mogą mieć strukturę perlityczną z wtrąceniami węglika M_3C , a po hartowaniu w oleju martenzytyczno—bainityczną. Po zahartowaniu konieczne jest wysokie odpuszczanie przy temperaturze wyższej od temperatury pracy.

Zwiększenie zawartości chromu podwyższa nie tylko żaroodporność, ale także żarowytrzymałość na skutek podwyższenia temperatury rekrytalizacji ferrytu oraz powstawania węglików $M_{23}C_6$, które koagulują znacznie wolniej niż węgliki cementytowe typu M_3C . Wpływ węgla, azotu i manganu na wytrzymałość przy odkształceniu 10% pokazano przy różnych temperaturach na rysunku 7.12.

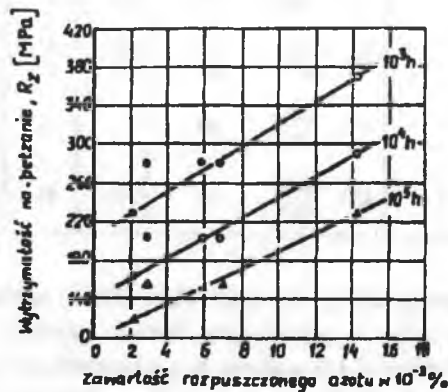
Prezentowane dane wskazują, że najniższą wartość wytrzymałości posiada czyste żelazo. Wpływ tych pierwiastków zaznacza się szczególnie w zakresie temperatur: $200+400^{\circ}\text{C}$. Przy temperaturze 300°C wzrost granicy plastyczności jest ponad dwukrotny w stosunku do czystego żelaza, gdy stop posiada nieco Mn i N, a przy podwyższeniu zawartości Mn powyżej 1% i N do ok. 0,008% wzrost granicy plastyczności jest ponad trzykrotny. Właściwości mechaniczne stali o strukturze odpornej na działanie podwyższonych temperatur podano w tablicy 7.5.



Rys. 7.12. Wpływ węgla, azotu i manganu na wytrzymałość przy odkształceniu 10% w różnych temperaturach badania stali niskowęglowej [74]

Wpływ manganu ujawnia się przez umocnienie oddziaływania pierwiastków międzywęzłowych rozpuszczonych w ferrycie, takich jak: węgiel i azot przy temperaturze 400°C i powyżej [60, 80].

Wpływ aluminium przejawia się zwiększoną odpornością stali na starzenie. Natomiast umacniające działanie aluminium na strukturę polega na tworzeniu drobnoziarnistej struktury, tworzeniu azotków i ograniczeniu w stali wolnego azotu przez tworzenie związków. Mechanizm umocnienia można tłumaczyć przez zwiększenie oporu ruchu dyslokacji w zakresie temperatur do 250°C, zmniejszenie energii błędu ułożenia, co osłabia możliwości poślizgu poprzecznego i wspinania się dyslokacji. Wpływ azotu na czasową wytrzymałość na pełzanie przy temperaturze 400°C podano na rysunku 7.13.



Rys. 7.13. Wpływ azotu na czasową wytrzymałość na pełzanie stali węglowej przy 400°C [74, 81]

Tablica 7.5.

Właściwości mechaniczne stali węglowych i niskostopowych do pracy przy podwyższonych temperaturach

Znak stali	Stan obróbki cieplnej	Grubość ścianki mm	Właściwości mechaniczne rur kotłowych przy temperaturze pokojowej						Według norm przedmiotowych lub "Warunków Technicznych"
			R _e min MPa	R _m MPa	A ₅ min %	K _{IC} min J/cm ²	Kierunek próbki	Twardość HB około	
K10	N	-	235	340-440	25-35	70-50	W P	-	PN-74/H-74252 BN-68/0648-67 BN-68/0648-11
K18	N	-	255	440-540	21-19	60-40	W P	-	
19G2	N	-	315	510-610	20-18	70-50	W P	145-170	ZN-73/0648-07
19G2VA	N/O	do 45	412	569-736	20-18	78-58	W P	159-207	ZN-74/0648-09
15NCuMnNb	N/O	do 45	412	569-717	20-18	69-49	W P	164-215	ZN-76/0648-11
15GNMnNb	N/O	do 45	500	660-800	19-17	80-60	W P	187-239	ZN-78/0648-14
17G2FMA	N/O	do 45	460	590-790	20-16	54-34	W P	177-239	ZN-78/0648-12
16M	N	-	285	440-540	22-20	70-50	W P	-	
15HM	N/O	-	295	440-570	22-20	70-50	W P	-	
13HMF	N/O	-	365	490-690	20-18	90-60	W P	-	PN-74/H-74252 BN-74/0648-67
10H2M	N/O	-	265	440-590	20-18	80-50	W P	-	
12HMF	N/O	-	295	440-640	21-19	70-50	W P	-	
15HMF	N/O	-	315	min 490	18-16	50-40	W P	-	MWT 105 1973 Zamech Elbląg
20HBM2B	N/O	do 5	451	687-834	20	-	W	-	ZN-77/0648-13
20H12M1F	N/O	do 5	490	687-834	20	78	W	-	ZN-75/0648-10

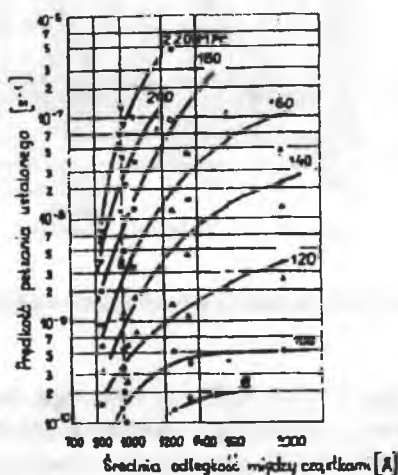
W zakresie temperatur pracy powyżej (400+450)°C podstawowym materiałem konstrukcyjnym są stale stopowe zawierające dodatki chromu, molibdenu i wanadu. Już zawartość chromu w zakresie 1% wpływa na podwyższenie wydłużenia stali i zapobiega grafityzacji. Zastosowanie 2,5% chromu wyraźnie zwiększa wytrzymałość na pełzanie i w tym zakresie występuje w stalach, które mogą być stosowane do 580°C. Dalszy wzrost

chromu nawet do kilkunastu procent nie wpływa w sposób istotny na poprawę odporności na pełzanie.

Natomiast równoległe wprowadzenie innych węglilotwórczych pierwiastków, takich jak: molibden, wanad, niob i bor, powoduje podwyższenie żarowytrzymałości do zakresu 600°C. Molibden wykazuje wyższe od chromu powinowactwo z węglem. Molibden równocześnie zwiększa odporność na korozję stali chromowych w środowiskach zawierających chlorki i redukujących.

Podwyższenie odporności stali na pełzanie otrzymuje się przez wprowadzenie poza chromem i molibdenem wanadu, który już przy zawartości 0,1% wpływa korzystnie. Stale niskostopowe i wysokostopowe z dodatkiem molibdenu, chromu i wanadu należą do głównej grupy stali przenoszących obciążenia przy podwyższonych temperaturach. Wanad w tych stalach tworzy węgliki V_4C_3 , które silnie umacniają osnowę przy temperaturach otoczenia oraz przy podwyższonych. Ważną sprawą jest wielkość węglików i ich rozmieszczenie w strukturze. Pożądane jest uzyskanie wydzieleni węglików o zbliżonym stopniu dyspersji.

Przebieg wpływu odległości pomiędzy cząsteczkami V_4C_3 na prędkość pełzania podano na rysunku 7.14. Dane wskazują, że średnia odległość pomiędzy cząstkami zbyt mała, rzędu poniżej 900 Å, w małym stopniu wpływa na obniżenie prędkości pełzania. Przy odległości pomiędzy cząstkami w zakresie (900+1600) Å, efekt obniżenia prędkości pełzania jest znaczny i zależy od wartości naprężenia [82]. Korzystny wpływ na żarowytrzymałość stali niskostopowych wywiera niob. Zawartość niobu zależy od zawartości węgla oraz pierwiastków węglilotwórczych. Przy zawartości $Nb = (1+1,5)\%$ wytrzymałość na pełzanie może ulec zwiększeniu ponad dwukrotnie [74]. Znaczące obniżenie prędkości pełzania można uzyskać przez wprowadzenie mikrododatku boru. Już obecność boru w wysokości tysięcznych części procenta poprawia odporność struktury na proces pełzania.

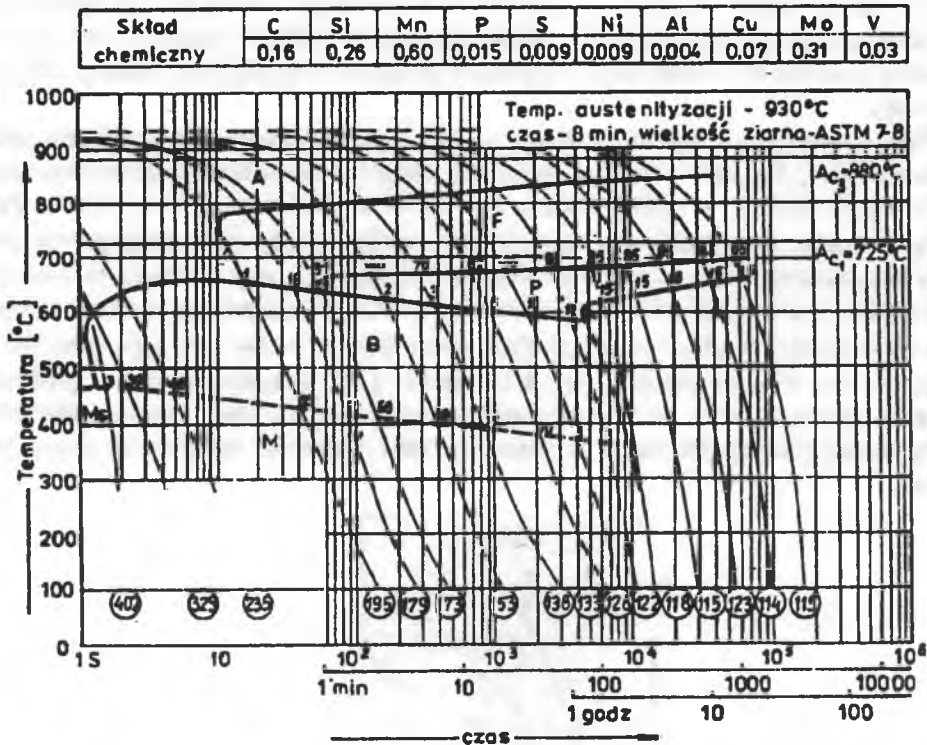


Rys. 7.14. Wpływ odległości między węglilkami V_4C_3 na przebieg prędkości pełzania ustalonych stali Cr-Mo-V, przy różnych naprężeniach i temperaturze 575°C [74]

Zmiany w strukturze pod wpływem podwyższonych temperatur

Przebieg zmian w strukturze pod wpływem działania wysokich temperatur zależy od struktury wyjściowej i charakterystyki obciążeń cieplnych. Stale węglowe stosowane są w stanie normalizowanym i struktura wyjściowa składa się z ferrytu i perlitu. Natomiast stale stopowe stosowane są głównie w stanie ulepszonym cieplnie. Struktura tych stali może być martenzytyczna, bainityczna, martenzytyczno—bainityczna, ferrytyczno—bainityczna lub ferrytyczno—perlityczna przy dużych przekrojach i chłodzeniu w powietrzu.

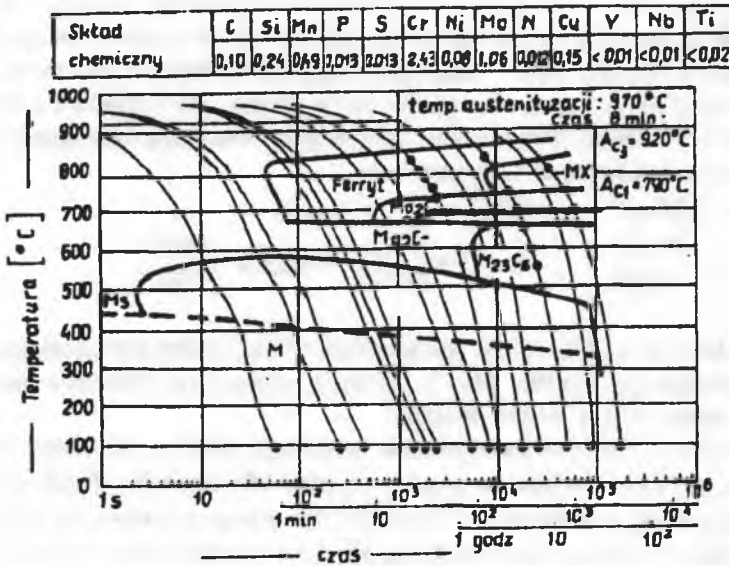
Przebieg zmian strukturalnych dla kilku wybranych stali podano dla przykładu podczas chłodzenia na rys. 7.15, rys. 7.16 i rys. 7.17.



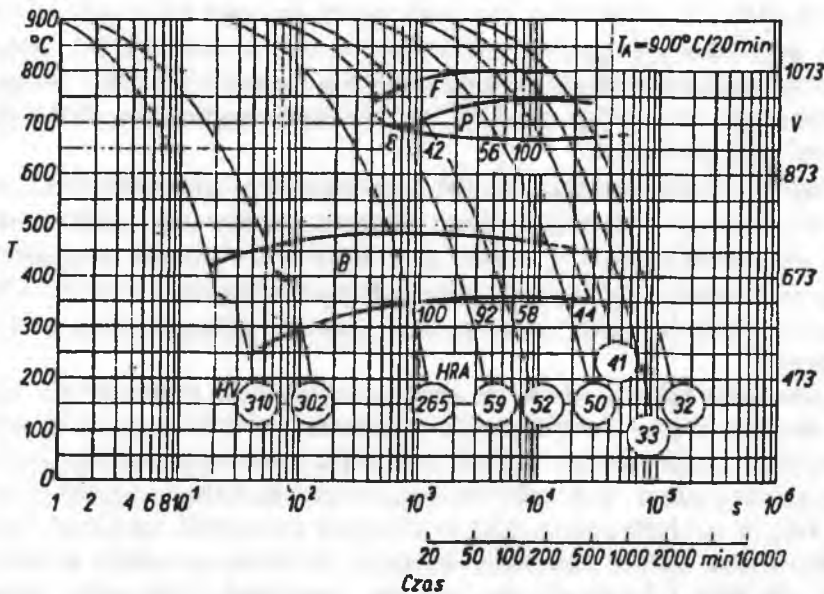
Rys. 7.15. Wykres przemian austenitu przy chłodzeniu ciągłym dla stali 16M

Dane przedstawione na rys. 7.15 dla stali 16M wskazują, że przy prędkości chłodzenia przekraczającej 10°C/s powstaje w przekroju struktura bainityczna o różnym stopniu twardości w zakresie (230+400) HV. Przebieg przemian austenitu przy chłodzeniu ciągłym dla stali 10H2M podano na rys. 7.16, a dla stali 20H2M na rys. 7.17.

Warunki austenizowania ustala się tak, aby uzyskać maksymalne nasycenie osnowy pierwiastkami zapewniającymi żarowytrzymałość bez dopuszczania do wzrostu granic ziarn.



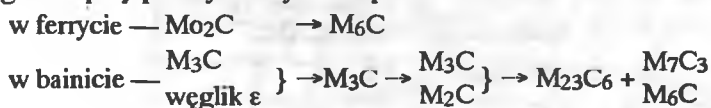
Rys. 7.16. Wykres przemian austenitu przy chłodzeniu ciągłym dla stali 10H2M



Rys. 7.17. Wykres przemian austenitu przy chłodzeniu ciągłym dla stali 20H2M

Temperatury odpuszczania ulepszonych cieplnie stali stosowanych przy temperaturach podwyższonych przekraczają o ponad $(50+100)^\circ\text{C}$ górną temperaturę pracy elementów. Zakres temperatur odpuszczania zawiera się w granicach $(600+750)^\circ\text{C}$ i zależy od zawartości pierwiastków stopowych i wymaganej budowy strukturalnej.

Przebieg zmian zachodzących podczas działania temperatury i naprężeń w strukturze stali omawianych prowadzi do zjawisk następujących: zmian w substrukturze oraz zdefektowania osnowy, rozrostu ziarn i koagulacji węglików wtórnych, procesów segregacji i wydzielania na granicach ziarn oraz przemiany węglików. Dla przykładu w stali 10H2M wykazano, że w strukturze ferrytyczno—bainitycznej występują następujące przemiany węglików przy podwyższonych temperaturach

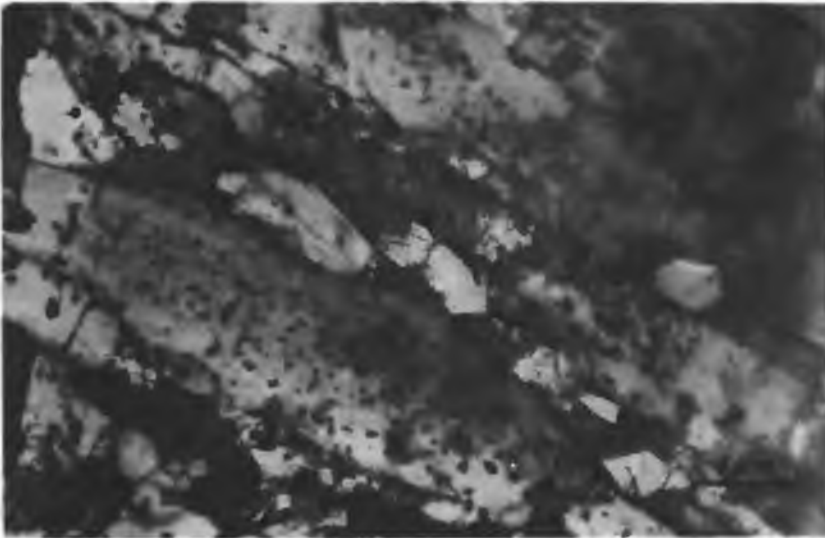


Przemiana w ferrycie węglika Mo_2C bezpośrednio w M_6C , który jest stabilnym bez przejściowego niestabilnego węglika M_{23}C_6 , oznacza większą od obszarów bainitycznych stabilność struktury ferrytu i dobrą trwałość.

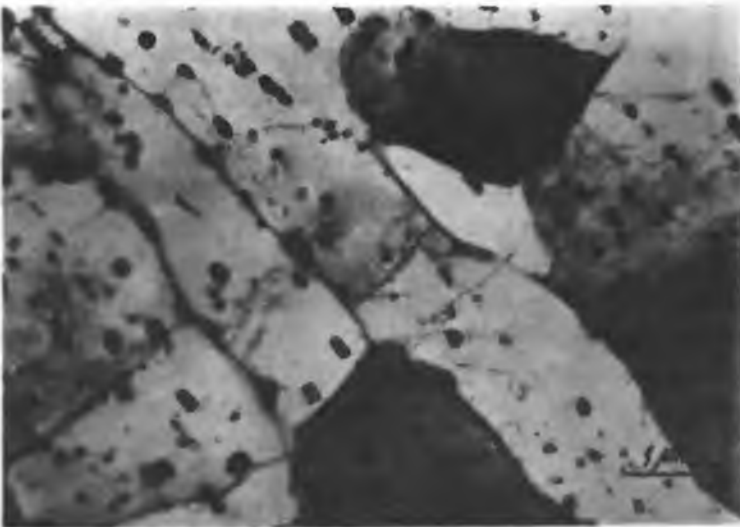
W stali 20H2M wykazano występowanie szerokiego obszaru przemiany bainitycznej. Przemiana ferrytyczno—perlityczna pojawia się przy intensywności chłodzenia mniejszej od $0,1^\circ\text{C/s}$ przy czym w zakresie $0,1^\circ\text{C/s} + 0,02^\circ\text{C/s}$ następuje jeszcze po niej przemiana bainityczna. Stal 20H2M posiada przydatną dla celów przemysłowych cechę szerokiego zakresu hartowania przy małych zmianach twardości. Po odpuszczaniu przy $600 + 700^\circ\text{C}$ otrzymuje się odbudowaną fazę α zawierającą skoagulowane węgliki i drobne submikroskopowe węgliki. Po wykonaniu 200 cyklicznych obciążeń cieplnych w zakresie $20 + 700^\circ\text{C}$ przy udarowym grzaniu i chłodzeniu w wodzie stali 20H2M wykazano, że największe węgliki typu M_{23}C_6 powstają głównie w granicach podziarn i tworzą miejscami układ ciągły, co pokazuje rys. 7.18. Nieco mniejsze węgliki typu M_3C występują głównie wewnątrz podziarn.

Strukturę stali 20H2M po wykonaniu 600 cykli cieplnych w zakresie $20 + 700^\circ\text{C}$ podano na rys. 7.19. Widać po 600 cyklach wzrost wielkości podziarn oraz nasilenie ułożenia węglików po granicach podziarn. Badania przy użyciu dyfraktometru rentgenowskiego wskazują, że przemiana węglików występuje według przebiegu $\text{M}_3\text{C} \rightarrow \text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6$. W dalszych strefach odległych od powierzchni grzanych wykazano również obecność węglika Mo_2C .

Przeprowadzone badania własne na elementach rurowych pobranych po różnych okresach eksploatacji przy podwyższonych temperaturach, a także po modelowym badaniu zmęczenia cieplnego stali 15HM i 10H2M [83], wykazały następujący charakterystyczny przebieg zmian: pod wpływem długotrwałej eksploatacji (ponad 10 lat) elementów kotłów energetycznych oraz cyklicznym zmęczeniu cieplnym zachodzą w materiale istotne zmiany strukturalne związane ze zmianami rodzaju wydzielanych węglików, ich ilości i lokalizacji, dyspersji oraz zawartości pierwiastków stopowych w węglkach i osnowie. W miarę postępujących procesów wydzieleniowych, występuje obniżenie umocnienia strukturalnego stali poprzez rozpad struktur pierwotnych co prowadzi do obniżenia własności mechanicznych. Twardość struktury stali 15HM w stanie wyjściowym wynosiła $(160 + 178)$ HV, uległa po długotrwałym okresie użytkowania obniżeniu do < 135 HV, a wartości $R_m = (500 + 590)$ MPa obniżyły się do $R_m < 440$ MPa oraz wartości przy temperaturze badania 500°C — $R_{0,2} = (260 + 340)$ MPa



Rys. 7.18. Mikrostruktura stali 20H2M po ulepszeniu cieplnym i wykonaniu 200 cykli udarów cieplnych 20 - 700°C. Mikroskop elektronowy, cienka folia, x13000



Rys. 7.19. Mikrostruktura stali 20H2M po ulepszeniu cieplnym i wykonaniu 600 cykli udarów cieplnych 20 - 700°C. Mikroskop elektronowy, cienka folia, x13000

obniżyły się do $R_{0,2} < 180$ MPa. Wystąpiły silne zmiany obejmujące całkowitą destabilizację struktury. Utworzyła się ciągła siatka faz węglkowych po granicach ziarn. Podane zmiany wpływają istotnie na zwiększenie się współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej przy badaniach defektoskopowych.

Podwyższenie odporności struktury na działanie wysokich temperatur można uzyskać przez opóźnienie zjawiska poligonizacji ferrytu i koagulacji węglików. Uzyskano to na przykład przez nasycanie osnowy alfa manganem, niklem i molibdenem w stali typu 15GMNb. Również postać węglików i ich rozmieszczenie jest lepsze w tej stali, co poprawia odporność na działanie destabilizujące podwyższonych temperatur. Wzrost stabilności osnowy ferrytycznej uzyskać można również przez obniżenie węgla i wprowadzenie niobu w celu powstania faz typu Nb(C_xN_y) powstałych w ferrycie. Również dodatek boru na przykład w stalach 20H8M2B wywołuje w strukturze rozdrobnienie i zahamowanie koagulacji węglików M₂₃C₆, które tworzą się na granicach ziarn i bloków, a także przy dyslokacjach, co opóźnia poligonizację struktury i stabilizuje strukturę dyslokacyjną.

7.4. Stale austenityczne

Odporne na działanie temperatur i obciążeń stale austenityczne stosuje się w zakresie 500+700°C na różne elementy na przykład: łopatki turbin gazowych, elementy zaworów, silników, rury, i konstrukcje nośne pracujące w warunkach korozji wysokotemperaturowej naprężeniowej, części silników odrzutowych, elementy rakiet i in.

W skład stali żarowytrzymałych i żaroodpornych stosowany jest dodatek dwóch głównych pierwiastków: chrom i nikiel. Żarowytrzymałe stale austenityczne wykazują niższe wartości granicy plastyczności w porównaniu do stali żarowytrzymałych o osnowie ferrytycznej lecz wyższe posiadają charakterystyki wytrzymałościowe na pełzanie. Przeróbka plastyczna i obróbka mechaniczna stali austenitycznych jest trudniejsza niż ferrytycznych.

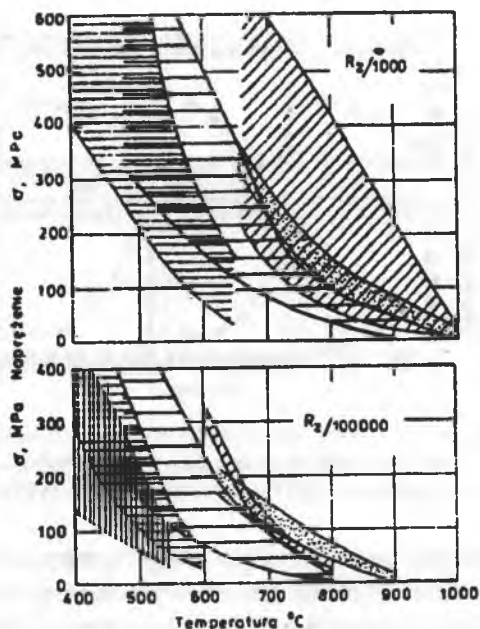
Cechą charakterystyczną stali austenitycznych jest duża żaroodporność i żarowytrzymałość, znaczna plastyczność, dobra spawalność i duża wartość współczynnika rozszerzalności liniowej. Przebieg zmian czasowej wytrzymałości na pełzanie dla R_z/1000 i R_z/100000 głównych grup stopów żarowytrzymałych pokazano na rys. 7.20.

Prototypem obecnie stosowanych stali żarowytrzymałych była stal typu 18.8 zawierająca 18% Cr i 8% Ni. Z biegiem czasu wprowadzano odmiany, dla których proporcje Cr/Ni ulegały zmianom i wynosiły odpowiednio: 18/10, 17/13, 23/18, 25/20, 14/14 i 15/27. Celem uzyskania wysokiej żarowytrzymałości wprowadza się do podanych stali takie pierwiastki jak: Mo, Nb, Ti, W, V i Co, których zawartość wynosić może do kilku procent. Proces umocnienia tych stali, jest wynikiem podwyższenia wytrzymałości osnowy oraz utworzenia węglików o różnej budowie odpornych na procesy niszczenia.

Wyższą żarowytrzymałość austenitu o sieci A1, w porównaniu do sieci ferrytu A2, tłumaczy się niższymi wartościami współczynników dyfuzji w sieci A1 oraz niższą energią błędu ułożenia. Struktura stali austenitycznych ponadto wykazuje gorsze przewodnictwo cieplne, wyższą rozszerzalność cieplną i co ważne większą odporność na utlenianie pod wpływem korozji gazowej.

Stosowane pierwiastki wprowadzone do stali żarowytrzymałych można podzielić na kilka grup w zależności od działania na strukturę. Są to następujące:

- pierwiastki tworzące roztwór stały γ (Fe, Ni, Cr),
- pierwiastki międzywęzłowe (C, N),

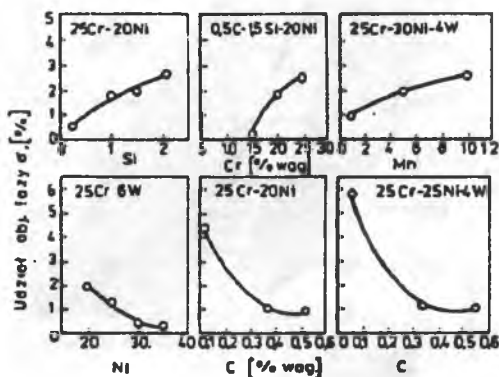


Rys. 7.20. Czasowa wytrzymałość na pełzanie $R_m/1000$ i $R_m/100000$ dla głównych stopów żarowytrzymałych 3

- stale niskostopowe
- stale 12% Cr
- stale austenityczne
- stopy kobaltu
- stopy niklu

- pierwiastki rozpuszczające się w austenicie działające umacniająco na osnowę (Mo, W, V, Co),
- pierwiastki stabilizujące węgiel i azot (Ti, Nb, Zr),
- pierwiastki zwiększające dyspersję faz wtórnych i modyfikujące procesy wydzieleniowe na granicach ziarn (B, Zr),
- pierwiastki zwiększające umocnienie poprzez fazy międzymetaliczne, np. faza γ' (Ni_3Ti , Ni_3Al).

Zwiększona zawartość niklu stabilizuje austenit w stali i ogranicza występowanie ferrytu. Obecność ferrytu utrudnia przeróbkę plastyczną na gorąco, a powyżej 500°C ferryt rozpada się na węgiel Cr_{23}C_6 i fazę σ . Przy długim czasie obciążenia przy temperaturze powyżej 500°C , mogą wystąpić obszary austenitu wzbogacone w chrom na skutek rozpuszczenia węgla Cr_{23}C_6 , co może inicjować powstanie fazy σ . Na rys. 7.21 podano dla przykładu wpływ pierwiastków, takich jak: Si, Cr, Mn, Ni i C na skłonność do wydzielenia fazy σ . Możliwość tworzenia się fazy nie przesądza ostatecznie o stosowaniu stali na różne konstrukcje. Wpływ fazy σ przy pracy w kwasach, roztworach soli, różnych atmosferach przemysłowych i morskich nie jest niebezpieczny. Natomiast niebezpieczeństwo pojawia się w pracy w zakresach temperatur $600+900^{\circ}\text{C}$, na skutek możliwej kruchości strukturalnej.



Rys. 7.21. Wpływ pierwiastków: Si, Cr, Mn, Ni oraz C na skłonność do wydzielenia fazy σ . Struktura po przesycaniu 1250°C i starzeniu 850°C/1000 h [74]

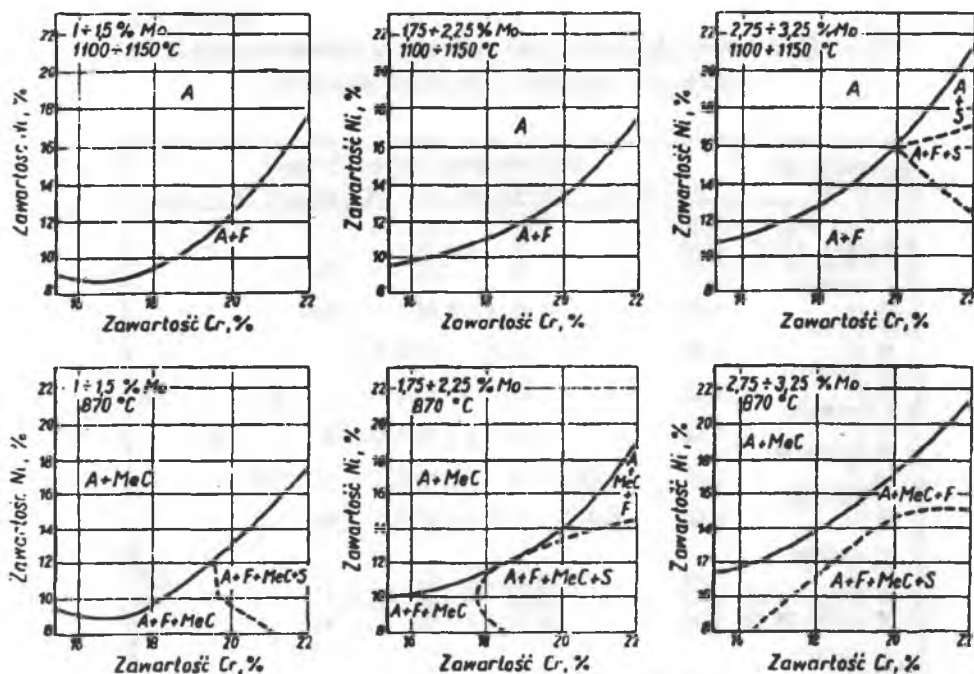
Oprócz molibdenu do stali austenitycznych dodaje się takie pierwiastki jak tytan i niob. Są to dwa głównie pierwiastki zapobiegające procesowi korozji międzykrystalicznej. Pierwiastki te tworzą z węglem węgliki zapobiegając powstawaniu węglików chromu, a tym samym powstaniu stref ziarn zubożonych w chrom. Zawartość tytanu w stali odpowiada (6+8) krotnej zawartości węgla, a dla niobu (10+12) krotnej zawartości węgla. Obszary struktur stali chromowo—niklowo—molibdenowych zawierających 0,1% C po przesycaniu i wyżarzaniu podano na rys. 7.22.

W tablicy 7.6 przedstawiono zestawienie stali produkowanych w krajach uprzemysłowionych według oznaczeń DIN 17006. Dwa pierwsze gatunki odpowiadają AISI304 i AISI316 i nie zawierają dodatków stabilizujących.

Tytan i niob w stalach austenitycznych, gdy występują w nadmiarze w stosunku do ilości potrzebnej do związania węglików, wchodzi w skład roztworu stałego i wpływają na tworzenie się ferrytu w stali. Stąd trzeba zwiększyć zawartość niklu, aby utrzymać strukturę austenityczną.

Przy zwiększeniu zawartości tytanu, np. do 3% i utrzymaniu struktury austenitycznej przez dodanie innych pierwiastków otrzymuje się stal, w której wydzielają się międzymetaliczne związki tytanu utwardzające strukturę. Ta właściwość tytanu wykorzystana jest do zwiększenia wytrzymałości stali żaroodpornych. Do pierwiastków dodawanych do stali austenitycznych należy również mangan, który stabilizując austenit może częściowo zastąpić nikiel, który jest pierwiastkiem kosztownym. Również azot może częściowo zastąpić nikiel w stalach austenitycznych chromowo—niklowych.

W niektórych przypadkach do stali typu 18.8 stosuje się dodatek siarki, fosforu lub selenu celem poprawienia skrawalności. Zawartość siarki w tych stalach waha się w granicach (0,2+0,4)% i wprowadza się do wytopu w postaci siarczku cyrkonu. Działanie selenu jest zbliżone do działania siarki. Celem polepszenia obrabialności mechanicznej stosuje się równocześnie dodatek ok. 0,1% P. Trzeba jednakże pamiętać, że siarka, fosfor i selen obniżają znacznie ciągliwość stali austenitycznych, a także pogarszają odporność na korozję.



Rys. 7.22. Obszary struktur stali chromowo-niklowo-molibdenu zawierających (0,05 - 0,1)%C, przesycanych przy (1100 - 1150)°C lub przesycanych przy (1100 - 1150)°C i wyżarzonych przy 870°C przez 4h [84] A - austenit, F - ferryt, S - faza σ , MeC - węgliki

Zastosowanie praktyczne znalazły stale austenityczne zawierające (0,10+0,15)% azotu. Stale austenityczne, gdzie część niklu zastąpiona została manganem, wykazują wyższą rozpuszczalność azotu, a tym samym większe efekty umacniania. Przy zwiększonej zawartości azotu do 0,2% i powyżej wykazują obniżenie własności plastycznych w próbach pełzania przy 650+700°C. W obecności azotu powstają azotki Cr_2N lub w obecności niobu (NbCr)N, których obecność obniża własności plastyczne zarówno w temperaturach podwyższonych jak i pokojowej. Możliwość zastąpienia węgla przez azot przy wyższej odporności na pełzanie ma szczególne znaczenie przy elementach pracujących przy urządzeniach chemicznych w grubościennych elementach spawanych. Celem uniknięcia niekorzystnego zjawiska wydzielania węglików Cr_{23}C_6 obniża się zawartość węgla w stalach tych do 0,04% przy podwyższeniu zawartości azotu powyżej 0,06%.

Wpływ molibdenu jest korzystny na strukturę i wartość granicy plastyczności. Po przesyceniu struktury stali austenitycznej Cr—Ni—Mo przy 1260°C/1 h i po wyżarzeniu w pierwszej kolejności wydzielił się węgiel chromu M_{23}C_6 zawierający molibden, a następnie fazy: Lavesa, κ i σ . Wydzielanie się tych faz, a szczególnie fazy σ może być opóźnione przy zwiększeniu zawartości niklu do 16%. Występująca przy wyższych temperaturach faza κ o składzie $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ zubaża austenit w pierwiastki stopowe i koa-

Tablica 7.6.

Oznaczenia i skład chemiczny stali austenitycznych stosowanych do pracy przy temperaturach podwyższonych

Oznaczenie wg DIN 17 006	Zawartość pierwiastków, [% wag.]											
	C	Al	B	Co	Cr	Mo	Ni	N	Nb	Ti	V	W
X 6 CrNi 18 11	0,06	-	-	-	18	-	11	-	-	-	-	-
X 6 CrNiMo 17 13	0,06	-	-	-	17	2,2	13	-	-	-	-	-
X 8 CrNiNb 16 13	0,06	-	-	-	16	-	13	-	0,7	-	-	-
X 8 CrNiMoNb 16 16	0,06	-	-	-	16,5	1,8	16,5	-	0,7	-	-	-
X 6 CrNiWb 16 16	0,06	-	-	-	16,5	-	16,5	0,1	1	-	-	3
X 12 CrNiWTi 16 13	0,12	-	-	-	16	-	13,5	-	-	0,5	-	2,8
X 8 CrNiMoVb 16 13	0,06	-	-	-	16,5	1,3	13,5	0,1	0,7	-	0,7	-
X 10 NiCrMoTi8 15 15	0,10	-	0,005	-	15	1,2	15,5	-	-	0,4	-	-
X 8 CrNiMo8Nb 16 16	0,06	-	0,07	-	16,5	1,8	16,5	-	0,7	-	-	-
X 40 CrNiCoNb 13 13	0,40	-	-	10	16,5	2	13	-	3	-	-	2,5
X 12 CrCoNi 21 20	0,12	-	-	20	21	3	20	0,15	1	-	-	2,5
X 40 CrCoNi 20 20	0,40	-	-	20	20	4	20	-	4	-	-	4
X 10 NiCrAlTi 32 20	0,08	0,3	-	-	21	-	32	-	-	0,5	-	-
X 5 NiCrTi 26 15	0,04	-	0,005	-	15	1,2	26	-	-	2,1	0,4	-

guluje. Natomiast fazy Lavesa Fe_2Mo o strukturze heksagonalnej powstają na granicach ziarn i podwyższają odporność na pełzanie.

Wolfram przy zbliżonym działaniu do molibdenu słabiej wpływa na wydzielanie faz międzymetalicznych, w tym fazy σ . Stale stabilizowane niobem zawierające molibden wykazują wyższą wytrzymałość na pełzanie niż stale niestabilizowane.

Wanad w stalach austenitycznych częściowo wiąże się w węglikoazotek wanadu i niobu, które zwiększają odporność na pełzanie. Jednakże przy temperaturach powyżej $650^\circ C$ nie powinien być stosowany, albowiem pogarsza odporność na korozję wysokotemperaturową przy długotrwałej pracy.

Natomiast kobalt rozpuszczając się w austenicie podnosi temperaturę jego rekrystalizacji i obniża energię błędu ułożenia, a także zwiększa rozpuszczalność węglików przy temperaturze przesycenia, co zwiększa intensywność procesów wydzielania podczas wyżarzania lub długotrwałej eksploatacji. Stąd żarowytrzymałe stale zawierające kobalt mają równocześnie podwyższoną zawartość węgla i azotu, a także pierwiastków węglikotwórczych. Wzrost odporności na pełzanie tych stali jest wynikiem umocnienia przez wydzielenie węglików.

Szczególną rolę odgrywa w stalach bor. Promień atomu węgla wynosi — $0,82 \text{ \AA}$, azotu — $0,86 \text{ \AA}$, a boru — $0,95 \text{ \AA}$. Stąd można założyć, że bor będzie zajmował położenie międzywęzłowe podobnie jak węgiel i azot, choć nieco większy promień atomowy azotu wpłynie na utrudnienie tego przemieszczenia. Atomy boru będą miały skłonność do roz-

mieszczania w zaburzonych pod względem budowy granicach ziarn, utrudniając poślizgi i procesy dyfuzji. Niewielki już dodatek boru hamuje wydzielenia węglików $M_{23}C_6$ i fazy σ w obszarach granic ziarn. Wywołuje to unikanie stref zubożonych w pierwiastki stopowe, co wywołuje umocnienie roztworu. W stalach zawartość boru wynosi w granicach $B = (0,005+0,07)\%$. Wzrost zawartości niklu wywołuje obniżenie zawartości węgla w austenicie. Ponadto z przesycanego austenitu wydziela się znacznie łatwiej węgiel $Cr_{23}C_6$ niż TiC , co osłabia stabilizujące działanie tytanu. W stalach o większej zawartości niklu (powyżej 30% Ni) przy wystarczająco dużej zawartości tytanu wydziela się faza międzymetaliczna γ' — określana jako $Ni_3(AlTi)$ o dużym wpływie na umocnienie. Przy niezbyt dużej zawartości (Al + Ti), parametr sieci γ' może się nieznacznie różnić od γ i wówczas wpływ na pełzanie nie jest duży. Efekt umocnienia jawi się gdy $(Al + Ti) \geq 0,5\%$ [86]. Część zawartości tytanu może być związana w fazach azotkowych.

Przy większych zawartościach tytanu i stosunku Ti/Al niedopasowanie granicy międzyfazowej γ/γ' jest większe i większy jest efekt umocnienia. Umocnienie wydzieleniowe fazą γ' może być do zakresu 750°C. Wydzielanie γ' powoduje zubożenie austenitu w nikiel przy koncentracji innych pierwiastków, co może powodować wydzielanie fazy σ lub fazy $(Ti_6Ni_{16}Si_7)$. Powstanie tych faz na granicach ziarn wywołuje zjawisko kruchości przy podwyższonych temperaturach.

Zmiany w strukturze w podwyższonych temperaturach

Najczęściej żarowytrzymałe stale austenityczne są stosowane w stanie przesyconym. Znacznie rzadziej stosowane są stale w stanie przesyconym i starzonym. Zmiany zachodzące w czasie pełzania stali austenitycznej Cr—Ni—Mn na przykładzie OH17N4GB podane zostaną poniżej celem określenia cech charakterystycznych. Proces pełzania tej stali w zakresie 600 +650°C przy naprężeniu nie przekraczającym 150 MPa wywołuje na początku zmiany polegające na tworzeniu się bliźniaków i błędów ułożenia, gdzie przy dłuższych czasach wydzielają się węgliki $M_{23}C_6$. Ze wzrostem naprężeń w strukturze austenitu jawią się pętle dyslokacyjne. Obserwuje się też efekty strukturalne związane z przecinaniem pasm poślizgu. Po dłuższym czasie powstaje intensywne wydzielanie węglików $M_{23}C_6$ po granicach ziarn. Wpływ molibdenu w tych stalach powoduje hamowanie procesów dyfuzyjnych, co przejawia się rozdrobnieniem węglików $M_{23}C_6$ i zmniejszeniem nasilenia wydzieleni po granicach ziarn. Występuje również wydzielanie węglików $M_{23}C_6$ na pasmach poślizgu, błędach ułożenia i dyslokacjach. Zastosowanie molibdenu z dodatkami boru i wanadu powoduje dalsze rozdrobnienie faz wtórnych $M_{23}C_6$ i borków M_3B_3 , co wywołuje wzrost umocnienia stali.

Przykłady zastosowań stali żarowytrzymałych

Żarowytrzymałe stale ferrytyczne i austenityczne są stosowane do budowy urządzeń energetyki konwencjonalnej. W ostatnich latach rozszerza się zakres do budowy urządzeń energetyki jądrowej i coraz szerzej dla przemysłu petrochemicznego. W większości przypadków zakres temperatur mieści się w przedziale 500 +560°C, natomiast w elektro-

wniach jądrowych przedział temperatur przesuwają się do zakresu 950°C zależnie od stosowanego nośnika energii. Stacjonarne turbiny gazowe pracują przy temperaturze około 800°C. W urządzeniach w petrochemii i karbochemii osiągane są temperatury do 1000°C i wyżej.

W budowie reaktorów jądrowych temperatura pracy przy chłodzeniu wodą nie jest wysoka (<400°C) i główne wymagania to: odporność struktury na uszkodzenie radiacyjne, odporność na korozyjne działanie nośników ciepła, stabilność własności przy napromieniowaniu, dobra wytrzymałość i plastyczność, odporność na zmęczenie cieplne, dobra spawalność i mała absorpcja neutronów. W budowie reaktorów na zbiorniki, odlewy głowic, odkuwki, kołnierze i rury stosowane są stale węglowe i niskostopowe, takie jak na przykład [74]: 22K, A302B, 13030MoAl, A533B, SA336, 20HMA, A543 i 11NiMoV53. Na rury stosowane są stale nierdzewne martenzytyczne, takie jak: X20CrMoV121 i HCM9M. Na rury, zbiorniki, wytwornice pary stosowane są stale kwasoodporne austenityczne, takie jak np. 336, OX18H10T, X10CrNiMo—189, SA316.

Tendencje badań reaktorów prowadzą do konstrukcji reaktorów powielających chłodzonych gazem, co podwyższa zakres pracy do 500 +800°C i zwiększa wymagania odporności na pękanie, zmęczenie cieplne i odporności na korozję wysokotemperaturową.

Na elementy generatorów pary w szybkich reaktorach najlepiej nadają się stale ferrytyczne Cr—Mo. Stale o osnowie ferrytycznej wykazują wyższą od austenitycznych żaroodporność i niższą żarowytrzymałość. Wykazują lepszą przewodność cieplną. W kontakcie z ciekłym sodem wykazują dobrą stabilność struktury. Natomiast stale austenityczne ulegają nawęglaniu, co może wywołać stan kruchy. Stale ferrytyczne na elementy generatorów o mocy do 1000 MW dzielą się na cztery grupy:

- stal typu 2,25 Cr—1Mo (niestabilizowana),
- stal typu 2,25 Cr—1Mo (stabilizowana),
- stal 9Cr (8—10% Cr),
- stal typu 12 Cr (10—12, 5% Cr).

Czynniki technologiczne decydują, że minimalna zawartość węgla wynosi 0,03%. W oparciu o opracowane charakterystyki własności, przy temperaturach pokojowych i 500°C, stosowane są poszczególne grupy na różne elementy generatorów pary.

Szerokie zastosowanie stopów żarowytrzymałych jest w instalacji ropy naftowej i przy chemicznej przeróbce ropy. Różne elementy urządzeń pracują w złożonych warunkach atmosferycznych i temperaturowych. Na przykład rury pieców grzewczych pracują w zakresie temperatur 250 +580°C przy ciśnieniach rzędu 15 MPa. Atmosfera składa się z różnych mediów, takich jak na przykład: benzyna, wodór, siarkowodór, mazut a także różne frakcje produktów destylacji. Wymienniki ciepła i kolumny reakcyjne pracują przy temperaturach 400 +600°C. Urządzenia instalacji chemicznej przeróbki ropy naftowej uzyskują zakres temperatur 800°C, a niekiedy 1000°C.

W zakresach niższych temperatur do ok. 550°C znalazły zastosowanie zarówno stale węglowe, jak również niskostopowe z dodatkiem 0,5% Mo. Przy wyższych temperaturach stosowane są stale typu 1Cr—0,5 Mo, 2,25 Cr — 1 Mo, a także martenzytyczne typu

5Cr—Mo, 12CrMoV oraz stale austenityczne typu: 18.8, 18Cr—12Ni—(Mo, Nb, Ti) i 25Cr—20Ni.

Rola materiałów przeznaczonych na zawory silników spalinowych jest bardzo trudna, albowiem temperatura spalania gazów w komorze silnika wynosi do 2000°C, a temperatura warstwy wierzchniej grzybka zaworu oraz gniazda może być rzędu 900°C. Najsilniej nagrzewa się strefa przejścia grzybka zaworu w trzon. Środowisko pracy zaworów jest agresywne. Zawiera między innymi: tlenki ołowiu, tlenki wanadu, związki siarki oraz tlenki węgla. Poza tym przy każdym cyklu zawory przenoszą obciążenia dynamiczne od sił bezwładności. Materiały stosowane na zawory winny posiadać następujące cechy charakterystyczne: wysoką wytrzymałość na pękanie i obciążenie udarowe, wysoką żaroodporność w warunkach korozji agresywnych składników, dobrą odporność na ścieranie w warunkach wysokich temperatur, duży współczynnik przewodnictwa cieplnego, mały współczynnik rozszerzalności cieplnej i dobre cechy technologiczne [86—89]. Na zawory silników stosowane są dwie grupy materiałów: stale o osnowie ferrytycznej typu Cr—Ni, stale o osnowie austenitycznej typu: Cr—Ni—M (Mn, V, Mo, Nb, N).

Do stali o osnowie ferrytycznej należą gatunki: H9S2 oraz H10S2M. Najczęściej zawartość chromu wynosi 9,5% Cr, krzemu Si = 2,5%, a molibdenu Mo = 0,8%. Są stosowane w stanie ulepszonym cieplnie. Na elementach zaworów można stosować powłoki izolacyjne typu: Al, Cr, Al—Cr, Al—Ni oraz Al—Cr—Ni (Ti).

Stale austenityczne posiadają wyższą od ferrytycznych żarowytrzymałość oraz odporność na wysokotemperaturową erozję i korozję. Wysoka twardość stali austenitycznych wynika z dużej zawartości węgla ($C = 0,5\%$) oraz azotu ($N = 0,4\%$), a także dużej zawartości dodatków węglotwórczych i azotkotwórczych takich jak: niob, wanad, wolfram i molibden. Do stali austenitycznych zaworowych należą stale typu: 4H14W2M oraz 50H21G9N4, a także stosowane w innych krajach stale typu: VA34, VA63, VA66, VA70. W stalach tych nikiel zastąpiony został częściowo przez mangan. Najczęściej stale austenityczne stosowane są w stanie przesycanym z zakresu temperatur: 1000+1200°C i starzone przy 600+800°C.

Stale austenityczne chromowo—niklowe w odróżnieniu od ferrytycznych stali chromowych nie wykazują kruchości odpuszczania ani kruchości na skutek powstawania fazy σ , która powstać może przy bardzo długich okresach pracy.

Z danych literaturowych wynika [89], że dobrą odporność na utlenianie przy temperaturze 900°C oraz wysokie wartości R_m i R_e przy temperaturze 815°C posiada stal V70. Stal ta posiada także dobrą odporność na korozję gazową w środowisku V_2O_5 i PbO a także dobrą odporność na ścieranie.

7.5. Nadstopy

Materiały stosowane na elementy pracujące powyżej zakresu 700+750°C, przy dużych obciążeniach mechanicznych i w atmosferach agresywnych, wymagają struktury szczególnie odpornej na destabilizację. Powyżej podanego zakresu stosowane są stopy, gdzie występuje znacznie mniejsza ilość żelaza niż w stalach stopowych. Takie materiały, za-

wierające duże ilości składników stopowych przekraczające często ilość żelaza, przyjmuje się nazywać nadstopami lub superstopami.

Impulsem do badań materiałów odpornych na tak wysokie temperatury były silniki tłokowe lotnicze napędzające sprężarki doładowujące. Następnie zapotrzebowanie wzrosło podczas budowy silników odrzutowych. Szczególnie obciążonym elementem turbin są łopatki i na nich koncentrowała się główna uwaga badaczy.

Genezą nadstopów sprowadzić można do stali typu 18.8, gdzie żarowytrzymałość austenitu stopowego można powiększyć dodatkami: Mo, V, Ti, Nb i Ta. Jednakże dodatki stopowe utrudniają przeróbkę plastyczną na gorąco oraz przy większej ich ilości powstaje niekorzystny ferryt czemu towarzyszą negatywne skutki mechaniczne. Utwardzenie osnowy przez wprowadzenie pierwiastków stopowych jest zatem nieskuteczne. Bardziej skuteczne okazało się utwardzenie wydzieleniowe węglnikami, azotkami, węgliko—azotkami, bądź fazami międzymetalicznymi. Powstała grupa pierwsza nadstopów na osnowie: żelazo—chrom—nikiel, gdzie zastosowano dodatki węglikotwórcze (W, Mo, Nb, Ti).

Ogólnie nadstopy można podzielić na cztery główne grupy:

- nadstopy na osnowie: żelazo—chrom—nikiel,
- nadstopy złożone: chrom—nikiel—kobalt—żelazo,
- nadstopy na osnowie kobaltu,
- nadstopy na osnowie niklu.

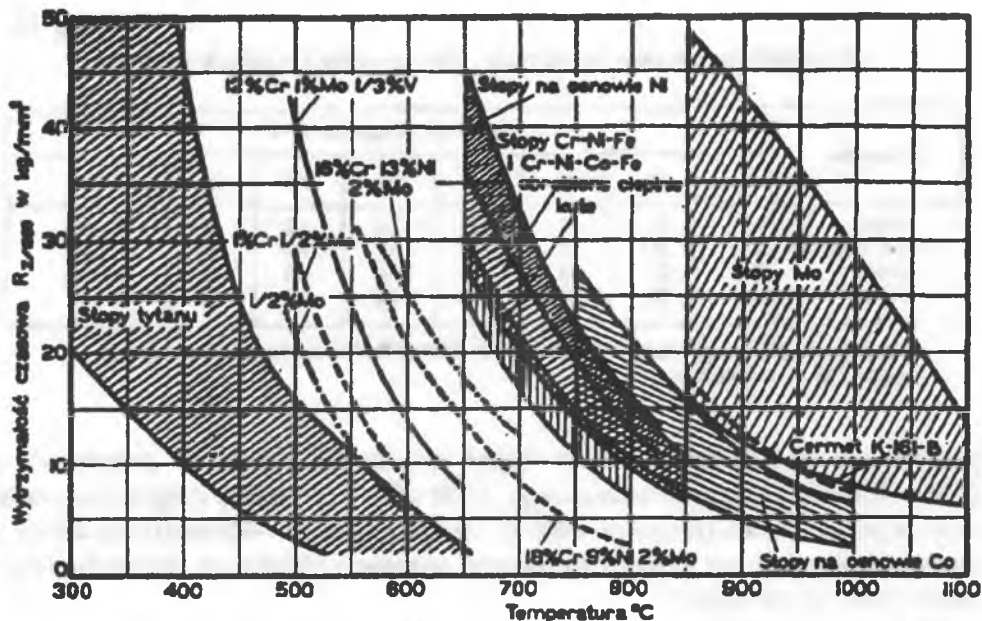
Ogólny pogląd na wytrzymałość czasową materiałów żarowytrzymałych stosowanych w technice podano na rysunku 7.23.

Prezentowane charakterystyki wytrzymałości czasowej wskazują, że powyżej zakresu $750 + 800^{\circ}\text{C}$ wartości te znacznie ulegają obniżeniu. Kilka charakterystycznych przykładów pierwszej grupy nadstopów na osnowie: żelazo—nikiel—chrom podano w tablicy 7.7.

Stosowane w stopie 10—9DL dodatki: W, Mo, Nb i Ti przy zawartości węgla $C = 0,30\%$ służą zarówno do utwardzenia węglnikami struktury oraz do utwardzenia roztworu stałego. Natomiast stosowane dodatki $6\% \text{ Mo}$ i $N = 0,18\%$ stosuje się w stopie Timken głównie do utwardzania roztworu. Zwiększona zawartość niklu jest celowa dla stabilizowania struktury RCP przy dużej zawartości molibdenu. Stopy: 19—9DL oraz 16—25—6 stosowane są głównie w stanie zgniotu na zimno przy temperaturach nieco niższych od rekrytalizacji. Stopy Discaloy 24 i Tinidur zawierają tytan i aluminium, co umożliwia utwardzanie wydzieleniowe związkami międzymetalicznymi typu Ni_3 (Ti, Al). Stopy te stosowane są w stanie przesyconym i starzonym.

Poszukując dalszej poprawy żarowytrzymałości opracowano następną grupę nadstopów na osnowie: chrom—nikiel—kobalt—żelazo. Przykłady kilku nadstopów w tej grupie podano w tablicy 7.8. Trwają dalsze prace nad poszukiwaniem nowych materiałów odpornych na wysokie temperatury [90—94].

Poprawę własności mechanicznych przy wysokich temperaturach uzyskano w dalszych pracach przez zastąpienie części żelaza kobaltem początkowo w zakresie $\text{Co} = 10 + 20\%$. Powstał w ten sposób stop zawierający $\text{Cr} = 20\%$, $\text{Ni} = 20\%$, $\text{Co} = 20\%$ i $12\% \text{ M}$ ($\text{W} + \text{Mo} + \text{Nb}$) oznaczony S—590. W trakcie dalszych prac nad tą problematyką, dokonano prawie całkowitego zastąpienia żelaza przez kobalt co pozwoliło na utworze-



Rys. 7.23. Wytrzymałość czasowa materiałów o różnych strukturach po czasie 1000 h i przy zmiennych temperaturach [90]

Tablica 7.7.

Przykłady nadstopów na podstawie: żelazo—chrom—nikiel

Nominalny skład chemiczny żarowytrzymałych nadstopów na podstawie żelazo-chrom-nikiel

Oznaczenie	Zawartość nominalna w %							
	C	Cr	Ni	W	Mo	Nb	Ti	Inne
19-9 DL	0,30	19	9	1,2	1,2	0,4	0,3	—
16-25-6 (Timken)	0,10	16	25	—	6,0	—	—	N = 0,18
Discaloy 24	0,04	14	26	—	3,0	—	2,0	Al = 0,1
Tinidur	0,10	14	30	—	—	—	2,5	Al = 0,3

Wszystkie stopy zawierają od 0,5 do 1,5 % Mn i od 0,3 do 1,0 % Si

nie stopu S—816. Zastąpienie żelaza przez kobalt pozwoliło wykluczyć niebezpieczeństwo wydzielenia się kruchej fazy σ (FeCr) i poprawiło żarowytrzymałość.

Ze stopu G18B wykonuje się głównie tarcze wirników turbin gazowych. Natomiast ze stopów N—155, S—590 i S—816 wykonywane są łopatki do turbin gazowych. Obróbka plastyczna tych stopów w zakresie 650 +750°C pozwala na podwyższenie ich twardości. Zastosowanie przeróbki plastycznej po przesyleniu lecz przed starzeniem,

Tablica 7.8.

Przykłady nadstopów na osnowie: chrom—nikiel—kobalt—żelazo

Oznaczenie	Zawartość nominalna w %							
	C	Cr	Ni	W	Mo	Nb	Co	Fe
G18B	0,40	13	13	2,5	2,0	3,0	10	ok. 50
N-155 (Multimet)	0,15	21	20	2,5	3,0	1,0	20	ok. 30
S-590	0,40	20	20	4,0	4,0	4,0	20	ok. 25
S-816	0,40	20	20	4,0	4,0	4,0	42	ok. 3

Wszystkie stopy zawierają ok. 1% Mn i 0,5 do 1,0% Si. Stop N-155 zawiera ponadto 0,15%N
stop S-590 – dodatek boru

podnosi żarowytrzymałość. Obróbka cieplna tych stopów polega na przesycaniu od 1200 +1300°C z następnym starzeniem przy 750 +800°C. Nadstopy drugiej grupy stosowane są przeważnie do zakresu przy 800°C. Nadstopy grupy S—816 nadają się dobrze na odlewy precyzyjne, co pozwala ograniczyć obróbkę skrawaniem skomplikowanych powierzchni przestrzennych.

W pracach nad dobrymi materiałami odpornymi na wysokie temperatury zwrócono uwagę na bardzo dobrą odporność korozyjną stopów dentystycznych "Vitallium".

Po niewielkiej modyfikacji stopów grupy "Vitallium" opracowano stopy HS—21, HS—31, HA—25 i J—1570, których skład podano w tablicy 7.9. Stop Haynes Stellite No 21, oznaczony jako HS—21, zastosowany został na łopatki turbin do temperatury 830°C. Następnie wprowadzono nikiel zastępując częściowo kobalt i opracowano stopy HS—31, gdzie molibden zastąpiono wolframem. W dalszych pracach wprowadzono szerzej nikiel zastępując trudny do otrzymania kobalt. W ten sposób powstał stop HA—25 oraz HA—36 stosowany na odlewy. Do tej samej grupy można zaliczyć nadstopy J—1570. Stopy HA—25 oraz N—155 dobrze spełniły swoje zadanie w budowie silników odrzutowych na łopatki wirnika i kierownicze oraz elementy komory spalania.

Czwartą grupę nadstopów stanowią stopy na osnowie niklu, opracowane w Anglii. Wykorzystano w tych stopach umocnienie związkiem międzymetalicznym $Ni_3(Ti, Al)$. Przykłady nadstopów na osnowie niklu podano w tablicy 7.10. Trzeba zwrócić uwagę na to, że związek międzymetaliczny $Ni_3(Ti, Al)$ oznaczony jako faza γ posiada parametr sieci prawie taki jak faza γ (różnica $\Delta a \approx 1\%$). Ponieważ krystalizuje w układzie regularnym, a przy starzeniu tworzy wydzielienia koherentne o małej skłonności do koagulacji to utwardzanie wydzieleniowe jest skuteczne do zakresu 1000°C. Stopy angielskie oznaczone jako Nimonic stosowane są jako przerabiane plastycznie. Podobne stopy do Nimonic ale odlewnicze oznaczone są jako Nimocast. Nadstopy amerykańskie podobne do Nimonic oznaczone są jako Inconel.

Stop Nimonic 75 jest stosowany w stanie wyżarzonym przy 900 +1000°C. W stopie tym przy C=0,15% tytan jest prawie całkowicie związany w węglkach. Ze stopu Nimonic 75 wykonywane są komory spalania w samolotach i cechuje się on dobrą spa-

Tablica 7.9.

Przykłady nadstopów na osnowie kobaltu

Oznaczenie	Zawartość nominalna w %							
	C	Cr	Ni	W	Mo	Co	Fe	Inne
HS-21 (L)	0,25	27	3	—	5	62	1	—
HS-31 (X-40)(L)	0,50	25	10	8	—	54	1,5	—
HA-25 (L-605)	0,15	20	10	15	—	52	1	—
J-1570	0,20	20	28	7	—	38	2	Ti = 4,0

(L) – oznacza stopy używane jako odlewy precyzyjne. Zawartość we wszystkich stopach Mn wynosi 0,5 do 1,2 %, zawartość Si 0,4 do 0,6 %.

Tablica 7.10.

Przykłady nadstopów na osnowie niklu

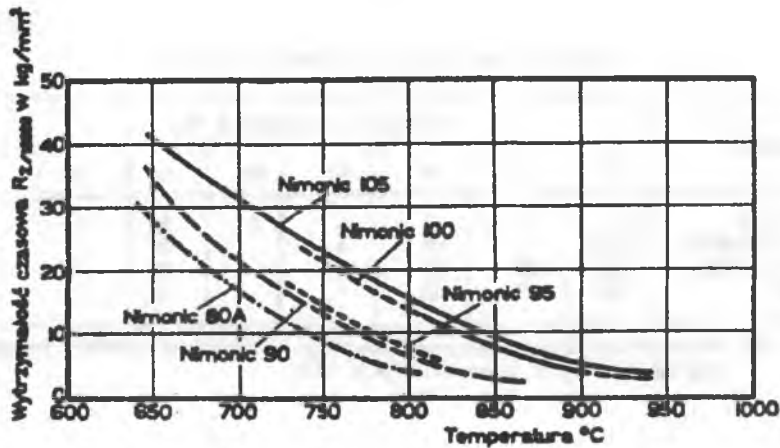
Oznaczenie	Zawartość nominalna %							
	C max	Cr	Mo	Co	Ti	Al	Fe max	Inne
Nimonic 75	0,15	20	—	—	0,4	—	5	—
Nimonic 80A	0,10	20	—	2	2,2	1,2	5	—
Nimonic 90	0,10	20	—	18	2,4	1,4	5	—
Nimonic 105	0,20	15	5	20	1,2	4,5	1	Zr = 0,10
Nimonic 115	0,20	15	4	15	4,0	5,0	1	B = 0,015 Zr = 0,20

Wszystkie stopy zawierają najwyżej po ok. 1 % Mn i Si, resztę stanowi nikiel.
 Podobne stopy do Nimonic, lecz odlewacze noszą nazwę Nimocast.
 Stopy amerykańskie podobne do Nimonic, noszą nazwę Inconel.

walnością, ciągliwością i odpornością na szoki cieplne. Obróbka cieplna Nimonic 80A polega na przesycaniu przy 1080°C/8h, w powietrzu i starzeniu przy 700°C/16h. W strukturze Nimonic 90 zastąpiono część niklu przez kobalt, co dało lepszą poprawę żarowytrzymałości.

Nimonic 105 różni się od Nimonic 90 zawartością chromu, molibdenu, tytanu i aluminium. Zawiera jeszcze 0,1% Zr celem rozdrobnienia ziarna.

Natomiast Nimonic 115 zawiera mniej kobaltu, ale więcej tytanu niż poprzedni oraz bor (B = 0,010 +0,025%) i cyrkon (max 0,25%). Obróbka cieplna tych stopów polega na przesycaniu z zakresu (1150 +1200)°C/4h, w powietrzu i następnym starzeniu przy 850°C/16h w powietrzu. Wysoka temperatura przesycania jest potrzebna ponieważ aluminium podnosi temperaturę, przy której faza γ' całkowicie się rozpuszcza. Stopy Nimonic 115 i 105 stwarzają duże trudności podczas kucia i walcowania. Dopiero wytopienie w próżni i wyciskanie umożliwiło opracowanie produkcji. Wytrzymałość czasowa przy czasie 10000 h stopów Nimonic podano na rysunku 7.24.



Rys. 7.24. Przebieg wytrzymałości czasowej przy 10000 h dla różnych stopów Nimonic w zależności od temperatury

Stopy Nimonic są stosowane głównie na łopatki w turbinach stacjonarnych gazowych od 600°C oraz do 1000°C w turbinach silników lotniczych. Komory silników, kolektory i przewody rurowe wykonywane są z Nimonic 75 spawanych elektrycznie lub w osłonie argonu. Ze stopu Nimonic 75 wykonywane są również sprężyny pracujące przy wysokich temperaturach. Omówione nadstopy są stosowane z powodzeniem na elementy pracujące przy wysokich temperaturach.

Istotnym kierunkiem wpływania na podwyższenie żarowytrzymałości nadstopów jest obniżenie wzrostu wydzielenia fazy γ' poprzez obniżenie stopnia niedopasowania sieci krystalicznych cząstek γ' i γ . Oddziaływanie różnych mechanizmów umocnienia w funkcji temperatury homologicznej podano na rys. 7.25.

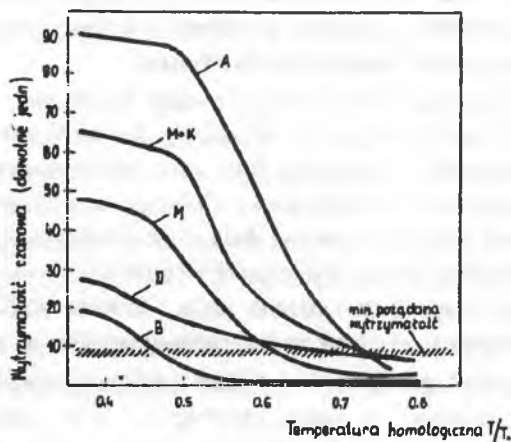
W stopach Nimonic 80A niedopasowanie γ' i γ wynosi ok. 0,5%, natomiast w stopach Nimonic 115 została obniżona bardzo znacznie do 0,08%, co istotnie zwiększa wytrzymałość na pełzanie.

7.6. Kierunki rozwoju stopów metali do pracy przy podwyższonych temperaturach

Omówione dotychczas stopy metali oraz nadstopy pozwalają na drodze konwencjonalnych technologii otrzymywać je i stosować do zakresu ok. 1000°C.

Poprawę własności użytkowej nadstopów uzyskuje się poprzez wytapianie w próżni w piecach elektrycznych indukcyjnych lub łukowych a także przez wprowadzanie mikrododatków boru i cyrkonu.

Wydaje się, że dalsze podwyższanie zakresu prac materiałów wymaga stosowania nowych niekonwencjonalnych procesów technologicznych, które zmierzają do wytwarzania materiałów o projektowanej strukturze.



Rys. 7.25. Oddziaływanie mechanizmów umocnienia na wytrzymałość na pełzanie stopów o strukturze austenicznej w temperaturze podwyższonej [74]. Oznaczenia: B - osnowa, D - umocnienie dyspersyjne, M - umocnienie przez roztwór stały, (M+K) - umocnienie przez roztwór stały i węgliki, A - umocnienie fazami koherentnymi

W krajach uprzemysłowionych trwa proces zmierzający do ciągłego podwyższenia temperatury pracy elementów, na przykład takich jak silniki czy turbiny, co powoduje zmniejszenie strat energii oraz wpływa na zmniejszenie masy urządzeń.

Głównym użytkownikiem stopów o najwyższej żarowytrzymałości jest przemysł energetyczny konwencjonalny i jądrowy, przemysł chemiczny, przemysł lotniczy oraz kosmiczny.

Do nowych kierunków nad tworzeniem materiałów o wysokiej odporności można zaliczyć:

- nowe nadstopy na osnowie niklu, żelaza i kobaltu z mikrododatkami i powłokami żaroodpornymi,
- stopy wytwarzane metodami kierunkowej krystalizacji,
- materiały otrzymywane z proszków metali,
- nowe materiały ceramiczne, kompozytowe i cermetale.

Ukierunkowane zgodnie z założonym programem rozmieszczenie faz można uzyskać przy dużym gradiencie temperatur. Krystalizacja sterowana może zapewnić otrzymanie materiałów o strukturze kolumnowej o regulowanej wielkości ziarna. Zgodnie z tą technologią można otrzymywać w stopach eutektycznych tzw. kompozyty "in situ". Krzepnięcie kierunkowe takich eutektyk daje materiał wzmocniony włóknami, prętami lub płytkami z twardego i wytrzymałego składnika eutektyki. Jednak szersze zastosowanie takich eutektyk powyżej zakresu 1000°C staje się ograniczone z uwagi na to, że jest niska temperatura topnienia eutektyki. Zachodzi więc konieczność stosowania jako osnowy metali o wyso-

kich temperaturach topnienia. Trzeba mieć na uwadze, że na przykład wolfram i molibden posiadają wysokie temperatury topnienia, to jednak z drugiej strony ich odporność na utlenianie przy wysokich temperaturach jest bardzo mała.

W USA wykonano łopatki turbin według zasady kierowanej krystalizacji. Ziarna w kształcie smukłych kolumn ułożone są równolegle do osi łopatki, tak że największa składowa naprężeń jest zgodna z osią ziarna. Spowodowało to znaczny wzrost odporności na pełzanie, wzrost ciągliwości na skutek małej segregacji oraz około pięciokrotny wzrost odporności na zmęczenie cieplne, co można tłumaczyć wyeliminowaniem poprzecznych granic ziarn. Przykładami kierowanej krystalizacji stopów eutektycznych mogą być stopy: CoTaC, NiTaC. W tych stopach na osnowie niklu i kobaltu struktura umacniana jest węglakami TaC ustawionymi równolegle do kierunku największego naprężenia.

Monokryształy stopów opracowane w latach siedemdziesiątych wykazały postęp w uzyskaniu struktury odpornej na zmęczenie cieplne. Są to stopy, których głównym składnikiem jest nikiel a pozostałe to: Cr, W, Ta, Al, jak na przykład: w stopach TMS—1, TMS—6 i ALLOY—454. Usunięcie ze struktury dodatków umacniających granice ziarn takich jak: C, B, Hf i Zr, pozwoliło na podwyższenie T_i do 1350°C , bez obniżenia własności wytrzymałościowych. Zastosowanie w stopach dodatku renu pozwoliło na otrzymanie monokryształów wysokowytrzymałych o bardzo dużej odporności na utlenianie, erozję i korozję wysokotemperaturową.

Na własności struktury stopów monokrystalicznych wpływa wielkość, kształt i rozmieszczenie fazy γ' . Dobre rezultaty otrzymuje się przy sferoidalnej fazie, o średnicy średnich wydzielen $d_{sr} = 0,5 \mu\text{m}$, co wymaga złożonej obróbki cieplnej. Dla uzyskania możliwie dużej jednorodności stopu trwają prace nad otrzymywaniem proszków metali przez rozpylanie w strumieniu argonu, a następnie spiekanie. Metalurgia proszków jest stosowana do materiałów nazywanych nadstopami konwencjonalnymi i nadstopami umacnianymi dyspersyjnie.

Znaczny wzrost wytrzymałości na pełzanie przy 1100°C i wzrost odporności na zmęczenie cieplne uzyskano w stopach na przykład oznaczonych D na skutek otrzymania struktury o wydłużonych ziarnach umocnionych dyspersyjną fazą γ' o kształcie sferycznym oraz cząstka ni tlenków toru o średnicy $(200 + 400)\text{\AA}$. Tą metodą wykonywane są na przykład elementy układu spalania turbin silników lotniczych, narzędzi do wyrobu włókien szklanych i inne z takich stopów jak: Rene 95, Astroloy, TNP—2, NA—754 i inne.

W ostatnich latach rozwija się w niektórych krajach zachodnich technologia izostatycznego prasowania (HIP) przeprowadzana w temperaturze bliskiej rozpuszczalności fazy γ' , w stopach niklu — 1230°C . Według metody HIP można wykonywać różne elementy o skomplikowanych kształtach i wysokich właściwościach mechanicznych i fizycznych.

7.7. Warstwy ochronne na elementach maszyn i urządzeń

Stosowane w dobie obecnej określenie warstwy ochronne, poza tradycyjną warstwą wykonaną w postaci materiałów ogniotrwałych obejmuje również inne materiały, takie jak:

czyste i silnie zagęszczone jednoskładnikowe układy tlenków, węglików, azotków, grafitu, cermetale zawierające ceramikę w osnowie metalicznej, a także szkło i dewitryfikaty.

Ceramika w aktualnym rozumieniu poza tradycyjną ceramiką obejmuje czyste związki takie jak: tlenki, węgliki oraz azotki. Związki te były już dawniej używane w postaci niezbyt czystych ziarn, do wykonania ściernic, na przykład tlenek glinu czy węgiel krzemu.

Cermetale stanowią cząstki ceramiki osadzone w osnowie z metalu w zakresie (5 +15)% wagowo. Wyjątkowo wysoka twardość cermetali w połączeniu z dostateczną uduchnością zachowującą się w wysokich temperaturach powoduje, że stosuje się ją na narzędzia skrawające. Trwają prace nad zastosowaniem cermetali na materiały konstrukcyjne, np. w postaci łopatek turbin [91].

Dewitryfikaty stanowią materiały, w których powoduje się krystalizację masy szklanej w taki sposób, aby wytworzyć ceramikę bardzo drobnodziarnistą pozbawioną porowatości.

7.8. Materiały ceramiczne

Właściwości fizyczne i mechaniczne materiałów ceramicznych są wynikiem wiązań międzyatomowych oraz struktury kryształów. Powłoki walencyjne są całkowicie wypełnione elektronami, co powoduje, że materiały ceramiczne źle przewodzą elektryczność oraz ciepło. Wiązania w materiałach ceramicznych są bardzo trwałe, co sprawia, że mają wysokie temperatury topnienia i dużą odporność chemiczną.

W tablicy 7.11 podano temperatury topnienia niektórych materiałów ceramicznych w porównaniu do niektórych metali. Węgiel hafnu wykazuje najwyższą temperaturę topnienia.

Struktury ceramik wykazują niską symetrię, co może wywoływać zjawisko piezoelektryczności. Właściwości mechaniczne są inne w porównaniu z metalami. Występuje zwykle bardzo słaba plastyczność lub brak plastyczności, duża twardość, sztywność i dobra wytrzymałość na ściskanie. Wytrzymałość na rozciąganie jest mała na skutek oddziaływania mikropęknięć.

Właściwości mechaniczne i fizyczne niektórych charakterystycznych ceramik podano w tablicy 7.12.

W ceramikach z wiązaniami kowalencyjnymi występują wiązania między określonymi atomami, co powoduje powstanie dyslokacji i dużego oporu ich przemieszczenia co z kolei obniża istotnie cechy plastyczne.

Ważnym dla zwiększenia wytrzymałości ceramiki jest podwyższenie wartości naprężeń rozrywających do wartości teoretycznej. Można to uzyskać przez wyeliminowanie mikropęknięć. W starannie wykonanych włóknach szklanych i ceramicznych oraz monokryształach metalowych uzyskuje się wytrzymałość zbliżoną do teoretycznej.

Istotną cechą ceramiki jest dobra zdolność do przeciwstawiania się udarowi cieplnemu ('szok cieplny'), przy grzaniu gwałtownym lub chłodzeniu. Gwałtowne chłodzenie jest zazwyczaj bardziej szkodliwe niż grzanie, ponieważ podczas chłodzenia powstają w stre-

Tablica 7.11.

Temperatury topnienia wybranych ceramiki

Rodzaj ceramiki	Punkt topnienia, °C	Metale żaroodporne
Węglik hafnu HfC	4150	W wolfram
Węglik tantalum TaC	3850	
Grafit C	3800 ¹⁾	
Węglik cyrkonu ZrC	3520	
Węglik niobu NbC	3500	
	3370	
Azotek tantalum TaN	3350 ¹⁾	
Borek hafnu HfB ₂	3250	
Węglik tytanu TiC	3120	
Tlenek toru ThO ₂	3110	
Borek cyrkonu ZrB ₂	3060	Ta tantal
Borek tantalum TaB ₂	3000	
	2996	
Borek tytanu TiB ₂	2980	
Węglik wolframu WC	2850	Mo molibden
Tlenek magnezu MgO	2798	
Tlenek cyrkonu ZrO ₂	2770	
Azotek boru BN	2730 ¹⁾	
	2622	Nb (Cb) niob
Tlenek berylu BeO	2570	
Węglik krzemu SiC	2500	
Cyrkon ZrO ₂ ·SiO ₂	2495	
	2468	Cr chrom
Węglik boru B ₄ C	2450	
Tlenek glinu Al ₂ O ₃	2050	
Tlenek chromu Cr ₂ O ₃	1990	
Krzemian magnezu (forsteryt) 2MgO·SiO ₂	1830	Ti tytan Pt platyna
Mulit 3Al ₂ O ₃ ·2SiO ₂	1810	
	1800	
	1772	
Krzemionka (krystobalit) SiO ₂	1715	Pd pallad Fe żelazo Co kobalt Ni nikiel
Tlenek tytanu TiO ₂	1605	
	1554	
	1527	
	1490	
	1455	

¹⁾ Sublimuje

nie zewnętrznej naprężenia rozciągające, gdzie małe uszkodzenia i nieciągłości mogą wywołać zarodek pęknięcia. Do tego zjawiska dochodzi również działanie złożonych naprężeń cieplnych. Źródłem ich jest anizotropowość współczynników rozszerzalności przy innych układach niż regularny. Zmiana temperatury wywołuje wystąpienie naprężeń cieplnych pomiędzy ziarnami oraz na granicach: osnowa—wtrącenie. Efekt ten jest wzmożony na skutek małej przewodności cieplnej ceramiki. Odporność ceramiki na udar cieplny podano w tablicy 7.13.

Tablica 7.13.

Odporność ceramiki, szkiele i stali na udary cieplne

Material	Napięcie σ_r rozciągające przy pęknięciu MN/m ²	Współczynnik sprężystości na rozciąganie E GN/m ²	Rozszerzalność cieplna α 1/K ⁻¹ · 10 ⁻⁶	Przewodność cieplna k w 100°C W/m · K	$\frac{\sigma_r k^{1/2}}{E \alpha}$	$\frac{\sigma_r k^{1/2}}{E \alpha}$ × 10 ⁻⁴
Al ₂ O ₃	145	350	8,8	30	47	1,4
MgO	96	210	13,5	36	34	1,2
B ₂ O ₃	145	300	9,0	220	53	11,5
Mulit: 3Al ₂ O ₃ · 2SiO ₂	82	145	5,3	6,3	107	0,67
Cermet WC-6% Co	1600	600	5,2	60 (?)	510	30
Cermet TiC-Co	1100	410	9,0	35	300	10,5
Hartowana stal narzędziowa	2500	200	10	46	1250	37
Stopiony kwarc SiO ₂	105	725	0,55	1,5	2640	4,0
Szkło sodowo-wapienne	70	69	9,0	1,0	113	0,1
Drut miedziany ciągniony na zimno	410	117	14,0	380	250	95
Grafit handlowy	20	10	3,0	150	650	100

1) $\sigma_r k^{1/2}$ znajduje zastosowanie, kiedy przykłada się gradient temperatury2) $\sigma_r k/E \alpha$ znajduje zastosowanie, kiedy przykłada się przepływ ciepła.

Istotnym parametrem jest stosunek odkształcenia sprężystego do odkształceń cieplnych przy rozerwaniu. Gdy gradient temperatury wzrasta szybko na skutek nagłego wzrostu temperatury zewnętrznej albo z przyłożonego przepływu ciepła, to odpowiedni parametr wynosi $\sigma_r k/E \alpha$. Wówczas σ_r jest naprężeniem rozciągającym, k — przewodność cieplna, E — moduł Younga, α — współczynnik rozszerzalności cieplnej. Metale mają dobrą odporność na uderzenie cieplne.

7.9. Odmiany ceramiki

Do ceramiki zaliczamy również związki takie jak: tlenki, węgliki i azotki, które są obecnie wytwarzane w czystym stanie krystalicznym o "zerowej" porowatości. Wytwarzanie ich wymaga bardzo ścisłej kontroli procesu technologicznego, co znacznie hamuje rozwój. Istotą procesu wytwarzania polega na spiekaniu lub prasowaniu na gorąco suchych proszków.

Do ważniejszych ceramik można zaliczyć tlenek berylu i tlenek uranu stosowane w reaktorach atomowych oraz węglík boru najtwardszy ze znanych materiałów stosowany na płyty twarde i na łożyska gazowe. Z innych należy wspomnieć węglík krzemu, stosowany na elementy grzejne, materiały ogniotrwałe i ściernie. Azotek krzemu stosowany jest na doświadczalne łopatki turbin gazowych i łożyska.

Tlenek glinu wytwarza się tak, aby uzyskać drobnoziarnistą strukturę pozbawioną pęcherzy i porowatości. Występuje w wielu odmianach a najbardziej znana α — Al₂O₃ zwana korundem. Własności elektryczne tlenku glinu charakteryzują się dużą rezystancją,

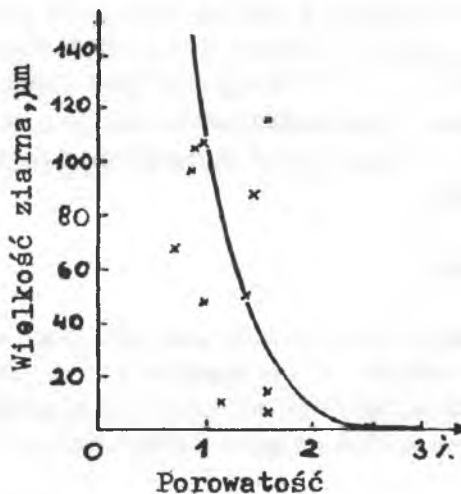
dobrą wytrzymałością dielektryczną i małą stratnością dielektryczną przy wielkich częstotliwościach. Pod względem własności mechanicznych wykazuje dużą twardość, stabilność wymiarów i dobrą odporność na zużycie przez ścieranie. Wykazuje dobrą odporność chemiczną w środowiskach naturalnych. Temperatura topnienia jest stosunkowo wysoka i wynosi 2050°C , a temperatura eksploatacji wynosi ok. $1000\text{--}1100^{\circ}\text{C}$.

W warunkach technicznych stosowane są różne odmiany różniące się na ogół stopniem czystości tlenku glinu. Zwykły tlenek glinu może zawierać 95% Al_2O_3 i krzemiany ziem alkalicznych. Kryształy tlenku glinu są osadzone w szklistej osnowie. Jest stosunkowo tani w produkcji.

Drugą odmianą jest tlenek glinu zawierający 99% Al_2O_3 bez udziału fazy szklistej, lecz odznaczający się dużą porowatością.

Trzecia odmiana to Al_2O_3 o czystości ponad 99,7% bez fazy szklistej i bez porowatości. Na rysunku 7.26 pokazano, że trudno jest uzyskać tlenek glinu o małej porowatości, która zależy od wielkości ziarna. Dodanie do tlenku glinu 0,1% MgO zapobiega skutecznie wzrostowi ziarna podczas spiekania. Wobec braku porowatości materiał staje się przezroczysty.

Przy stosowaniu tlenku glinu na narzędzia skrawające dużą rolę odgrywa jego twardość, przy temperaturze 1000°C , tak że okazuje się ona znacznie ważniejszą cechą niż np. mała odporność na zginanie oraz mała odporność na ściskanie.



Rys. 7.26. Wielkość ziarna w zależności od porowatości bardzo czystego tlenku glinu 99,9%

Inną odmianą tlenku glinu, która zasługuje na krótką wzmiankę jest tlenek glinu powstający na powierzchni metalicznego glinu na powietrzu lub w procesach anodowania. Naturalna błonka tlenków jest bardzo cienka i wynosi poniżej 10 μm gdy nie wzrasta grubość przy samouszczelnieniu. Błonka ta może być pogrubiona przez anodowanie nawet kilkaset razy. Grubość typowej błonki po anodowaniu wynosi 10+40 μm . Złożone pokrycia ochronne zawierające różne pierwiastki, na powierzchniach których tworzą się tlenki, są stosowane na łopatkach turbin gazowych w zestawieniu: NiCoCrAlY, których celem jest ochrona powierzchni przed zużyciem.

7.10. Cermetale

Cermetale stanowią cząstki krystalicznej ceramiki związane w osnowie metalowej. Przykładem może być węgiel wolframu w kobaltcie.

Podczas produkcji cermetali drobny proszek mieszaniny węgla wolframu i kobaltu zostaje sprasowany i spieczony lub sprasowany na gorąco pod wysokim ciśnieniem. Wielkość ziarna proszku wynosi 1 μm . Proszek z konieczności zawiera nieuniknione zanieczyszczenia.

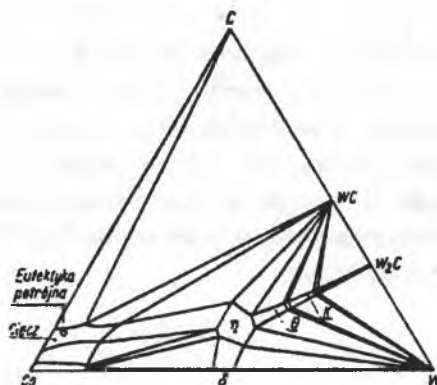
Spiekanie przeprowadza się przy temperaturze 1400°C, która jest niższa od temperatury topnienia węgla wolframu (WC—2600°C) i od kobaltu (Co—1492°C). Mimo to powstaje faza ciekła na skutek tworzenia się stopów ze składników cermetali: Co, WC oraz wolnego węgla. Cermetal uważa się za stop dwuskładnikowy. Przy temperaturze spiekania węgiel wolframu dyfunduje do stałego kobaltu, który staje się ciekły przy 30% zawartości WC. Powstała ciecz jest zdolna do zwilżania pozostałych cząstek WC i wnikania do szczelin rozpuszczając w dalszym ciągu WC aż do osiągnięcia równowagi. W czasie studzenia faza ciekła wydziela węgiel i krzepnie według reakcji eutektycznej w 1320°C. Dalsze ilości węgla wydzielają się w fazie stałej w miarę jak cermetal stygnie.

Charakterystykę złożonych procesów, jakie zachodzą w czasie spiekania, można ocenić na podstawie trójskładnikowego wykresu równowagi W—Co—C, którego izotermę podano na rys. 7.27 dla temperatury 1400°C. Należy zauważyć, że rzadko kiedy uzyskuje się równowagę, a zmiany w czasie spiekania są określone przez kinetykę różnych reakcji w fazie stałej. Podczas spiekania mogą powstać fazy: η , ν i κ , o różnych właściwościach.

Trwają prace nad zastosowaniem cermetali jako wysokotemperaturowych materiałów konstrukcyjnych na elementy turbin gazowych i na różne powłoki. Porównanie niektórych cermetali, ceramiki i metali nadających się na materiały konstrukcyjne podano w tablicy 7.14.

Najodpowiedniejsze cermetale są oparte składem na tlenku glinu, a szczególnie: Al_2O_3 — Cr oraz Al_2O_3 — Cr — Mo z uwagi na odporność na utlenianie. Natomiast gdy chodzi o węgliki to szczególnie cermetale na bazie TiC mają dobrą odporność na utlenianie.

Porównanie własności fizycznych stopów metali, cermetali i ceramiki na narzędzia skrawające podano w tablicy 7.15. Widać zalety cermetali i ceramiki określone wysoką twardością oraz maksymalną temperaturę roboczą, która jest najwyższa dla ceramiki.



Rys. 7.27. Układ potrójny W—Co—C, przekrój izotermiczny przy 1400°C

Tablica 7.14.

Porównanie niektórych cermetali, ceramiki i stopów metali na elementy konstrukcyjne pracujące przy podwyższonych temperaturach

Materiał	Ceramika Al ₂ O ₃	Cermetale					Metal Nimonic 105
		LT1	LT1B	LT2	K163B	40N	
Skład: % Al ₂ O ₃ % TiC % Cr % Ni % W % Mo Reszta	99	23 77	18 60 20 ZrTiO ₃	15 25 60	57 30 5 8	54 40 6	10 55 - 5 20 Co
Gęstość, g/cm ³	3,9	5,9	6,0	8,8	6,0	6,1	8,0
Rozszerzalność cieplna, 1/K · 10 ⁻⁶	7,2	8,9	8,5	8,4			19,7
Przewodność cieplna właściwa, W/m · K	30	17			34		13
Wytrzymałość na zginanie, MN/m ² 20°C 1000°C 1150°C	310	310 125	390 200	510 310	1120	950	1250 125
Napięcia pękania do zerwania w czasie 100 h, MN/m ² 900°C 1000°C		240 220			250 135		210 80
Odporność na obciążenia udarowe ²⁾ J/cm ²	0,34	0,25	0,37		13,5	14,2	24
Użyczenie: Wzrost masy, mg/cm ² 1000°C, 100 h	0	1 ÷ 66	0,80		10,4	28,9	1,13

Tablica 7.15.

Porównanie własności fizycznych stopów metali, cermetali i ceramiki na narzędzia skrawające

	Stal szybkotnąca 18-4-1 Fe-18W-4Cr-1V 0,7C	Cermet WC- Co	Al ₂ O ₃ <1%MgO	Al ₂ O ₃ 10%TiO ₂
Wielkość ziarna, μm	10	2	3	2
Wytrzymałość na zginanie, MN/m^2	3500	1600	600	600
Twardość Knoop, 100 g	740	1800	1570	1660
Maksymalna temperatura robocza, $^{\circ}\text{C}$	600	900	1000	1000

7.11. Dewitryfikaty

Dewitryfikaty są to polikrystaliczne materiały ceramiczne wytwarzane w procesie kontrolowanej krystalizacji szkła. Wykazują jednakże lepsze własności od szkła i ceramiki. Materiały dewitryfikatywne opracowano w oparciu o szkła światłoczułe, w których małe ilości miedzi, srebra i złota są wytrącane pod wpływem światła ultrafioletowego i następnej obróbce cieplnej.

Nagrzewanie do podwyższonej temperatury powodowało krystalizację szkła na ośrodkach krystalizacji tworzonych przez metaliczne kryształy. Z uwagi na dużą liczbę i równomierne rozłożenie ośrodków krystalizacji udało się otrzymać ceramikę bardzo drobnoziarnistą o jednolitym składzie i pozbawioną porowatości. Wytrzymałość mechaniczna i rezystancja tych materiałów jest duża.

Ustalono różne składy szkła oraz katalizatory, które mogą krystalizować bez napromieniowania światłem ultrafioletowym. Metale grupy platynowców tworzą ośrodki metaliczne gdy są dodane w ilości $10^{-3} + 10^{-1}\%$. Stosowane są również dodatki tlenkowe na przykład (2 +20)% tlenku tytanu.

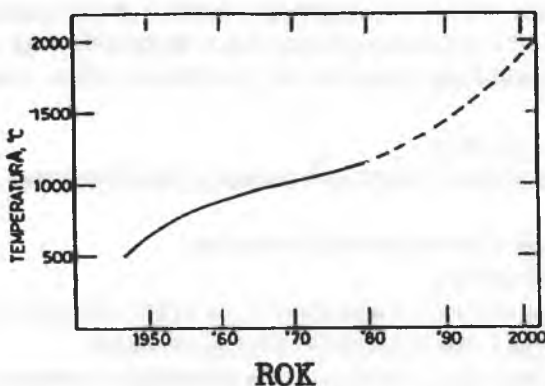
Proces obróbki cieplnej przeprowadza się w dwu etapach. W pierwszym etapie wytwarza się dużą liczbę zarodków, a w drugim etapie podnosi się temperaturę, aby spowodować rozrost kryształów aż zmniejszy się ilość fazy szklistej poniżej 2%. Typowa wielkość kryształu wynosi $1\ \mu\text{m}$ lecz może być ona mniejsza nawet do $0,02\ \mu\text{m}$.

W czasie obróbki cieplnej własności ulegają zmianom. Powierzchnia staje się szorstka, a objętość zmienia się o ok. 3%. Współczynnik rozszerzalności cieplnej maleje, lecz może być regulowany pomiędzy 10^{-7} a 10^{-5} na stopień, aż do dopasowania do części metalowych. Przewodnictwo cieplne silnie wzrasta. Temperatura mięknięcia rośnie od 500°C do ok. 1000°C . Średnia wytrzymałość mechaniczna wzrasta przynajmniej dwukrotnie ze $100\ \text{MN/m}^2$ do $200\ \text{MN/m}^2$ lub więcej. Z uwagi na bardziej równomierne własności można dopuścić do wyższych obciążeń mechanicznych. Odporność na udar cieplny wzrasta znacznie na skutek poprawienia kilku parametrów.

Rozpowszechnia się stosowanie dewitryfikatów na: powierzchnie ślizgowe łożysk, wirniki pomp z uwagi na dobrą odporność na ścieranie i na erozję przy dużych prędkościach. Przewidywać należy znaczne rozpowszechnienie dewitryfikatów na elementy łopatek turbin oraz łopat wentylatorów pracujących w warunkach silnej erozji.

8. ZASADY PROJEKTOWANIA ELEMENTÓW PRACUJĄCYCH PRZY PODWYŻSZONYCH TEMPERATURACH

Projektowanie elementów pracujących przy podwyższonych temperaturach jest trudne. Projektant ma zwykle do czynienia z kilkoma przewidywanymi mechanizmami uszkodzenia, których ważność zależy od funkcji którą ma spełniać element. Postęp w dziedzinie metod i organizacji produkcji powoduje coraz trudniejsze warunki pracy maszyn oraz zwiększenie kosztu przestojów. Rys. 8.1 przedstawia średnie temperatury pracy urządzeń w przemyśle chemicznym i energetycznym.



Rys. 8.1. Temperatury procesów w przemyśle chemicznym i energetycznym na przestrzeni lat 1950 - 1990 i prognoza do 2000 r.

Jak widać elementy urządzeń poddane bezpośredniemu wpływowi tak wysokich temperatur będą ulegać prędzej czy później uszkodzeniu. Tak ostre warunki pracy będą preferowały technicznie optymalne rozwiązania konstrukcyjne i możliwie najlepszy dobór materiałów. Rozdział ten jest poświęcony zarówno zasadom projektowania nowych elementów, jak i przeprojektowywaniu już istniejących. Podane sposoby projektowania zostały zweryfikowane w wielu przypadkach w próbach przemysłowych.

Możliwe drogi podniesienia trwałości można podzielić na następujące:

- metody polegające na takiej ingerencji w warunki pracy elementu, aby ograniczyć wpływ czynnika szkodliwego, np. zmniejszyć zakres temperatur pracy,
- metody polegające na ochronie elementu przed wpływem środowiska przez np. zastosowanie ekranów chroniących przed promieniowaniem,
- dobór najlepszego materiału,
- przeprojektowanie elementu celem obniżenia naprężeń cieplnych.

Trudno jest z uwagi na nadzwyczaj duże skomplikowanie różnych procesów podać uniwersalne zasady projektowania. W szczególnym przypadku projektowania na przykład turbin gazowych można określić główne zasady:

- klarowna analiza funkcji pracy, (tzn. jeden element nie powinien służyć kilku celom, np. przenosić obciążenie i służyć jako obudowa komory spalania),
- unikanie gwałtownych zmian przekroju i karbów — szczególnie w strefach, w których jest wysoka temperatura,
- obniżenie naprężeń cieplnych,
- zapewnienie technologiczności wykonania przy minimalnych kosztach,
- minimalna obróbka mechaniczna stopów wysokotemperaturowych,
- połączenie między materiałami o różnych współczynnikach rozszerzalności powinno być robione poza miejscami zmiany przekroju,
- jeśli konieczne są zmiany przekroju, to należy je zaprojektować jako stopniowane,
- struktura materiału powinna pozwalać na kontrolę metodami nieniszczącymi.

Wei [96], wymienia natomiast następujące metody podwyższenia trwałości przez projektanta i użytkownika elementów pracujących w wysokich temperaturach:

- 1) sterowanie przebiegiem temperatury, aby nie przekroczyć zakresu dopuszczalnych temperatur,
- 2) właściwą selekcję materiałów,
- 3) obniżenie naprężeń poprzez właściwą konstrukcję rozszerzalności cieplnej elementów konstrukcji,
- 4) ograniczenie nieciągłości strukturalnych elementu,
- 5) użycie systemów chłodzenia,
- 6) użycie wykładzin ogniotrwałych do ograniczenia wpływu temperatur.

Oczekiwanie projektanta i analiza projektowa winna zawierać:

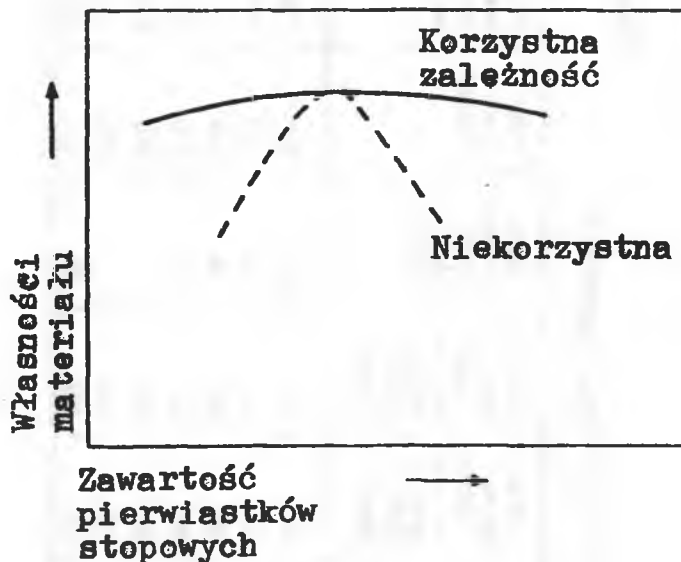
- dostęp do danych na temat zachowania się materiału w przewidywanych warunkach pracy,
- własności materiału powinny być stabilne dla składów chemicznych objętych zakresem danego gatunku materiału (rys. 8.2),
- własności materiału nie powinny gwałtownie zmieniać się w zależności od sposobu wykonania obróbki cieplnej,
- informację na temat własności stopów metali w warunkach gdy były one poddane takiemu wpływowi ciepła, jak podczas pracy.

Wymienione powyżej warunki podwyższenia trwałości elementów pracujących w zakresie wysokich temperatur zostaną zilustrowane w postaci przykładów.

Musimy pamiętać o tym, że zastąpienie jednego materiału przez drugi oznacza zasadniczą zmianę szeregu własności. W tabl. 8.1 [95] zestawiono własności fizyczne stosowanych różnych materiałów. Jak widać stal nierdzewna nie jest najlepszym materiałem. Własnościami, które mogą decydować o wyborze materiału mogą być: odporność na korozję wysokotemperaturową, cena, spawalność i inne.

Spośród innych metali dobrze spełniają rolę kosztowne stopy molibdenu, niklu i kobaltu. Molibden ma dwa ograniczenia jako materiał:

- trudności uzyskiwania wytrzymałych spoin,
- fakt niekorzystny taki, że tlenki molibdenu są lotne w temperaturach przekraczających 500°C , co powoduje konieczność stosowania pokryć ochronnych z uwagi na intensywne utlenianie.



Rys. 8.2. Zależność własności materiałów od zawartości pierwiastków stopowych

Wielkość odkształceń cieplnych elementu doznanych w cyklu pracy zależy od swobody rozszerzalności. Odkształcenia w procesach grzania zależą od następujących czynników:

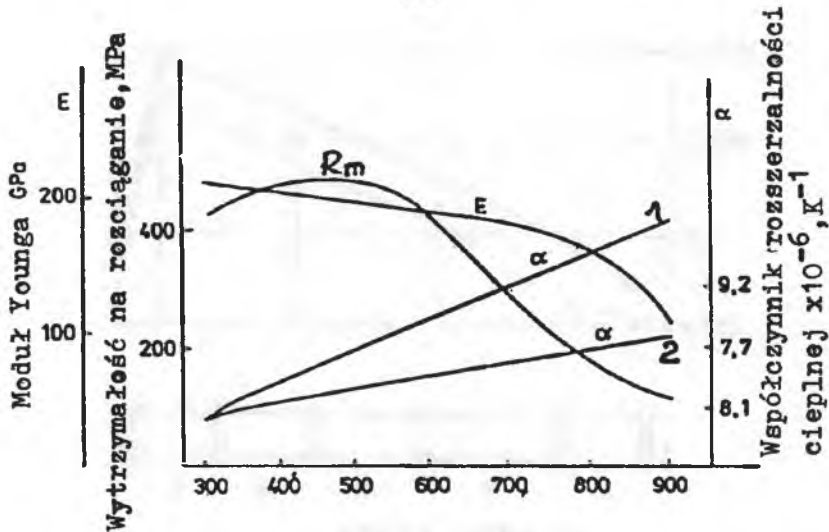
- 1) czynników cieplnych, tj. zakresu temperatur pracy, współczynnika rozszerzalności cieplnej, współczynnika przewodzenia ciepła, współczynnika przenikania ciepła;
- 2) czynników geometrycznych, związanych z elementem, tj. opisujących jego przekrój, wielkość i kształt;
- 3) kształtu cyklu cieplnego, np. wielkości współczynnika rozszerzalności cieplnej materiałów konstrukcyjnych. Naprężenia powstające zależą od szybkości z jaką dokonują się zmiany temperatury elementu co wiąże się zarówno z różnicami w rozkładzie temperatur w rozważanym elemencie dla różnych szybkości nagrzewania, jak i z przemianami w mikrostrukturze. Materiały konstrukcyjne są najczęściej materiałami wielofazowymi użytkowymi w stanie odbiegającym od równowagi termodynamicznej.

Zmiana gatunku materiału na inny może spowodować wystąpienie innego mechanizmu uszkodzenia, np. może zwiększyć wielkość naprężeń cieplnych, a przez to uczynić zmęczenie cieplne decydującym procesem uszkodzenia. Zaprezentowany poniżej rysunek przedstawia schematycznie zależność własności stali węglowej od przebiegu temperatury (rys. 8.3). Jedynie plastyczność stali rośnie wraz z temperaturą w sposób równomierny.

Tablica 8.1.

Własności fizyczne stosowanych materiałów do pracy przy podwyższonych temperaturach

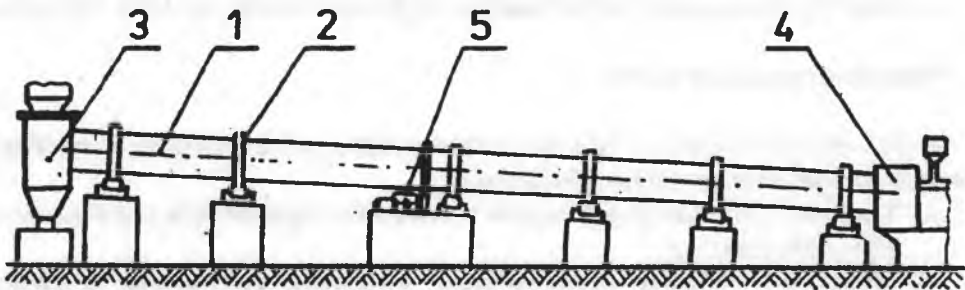
	Temperatura topnienia °C	Gęstość w temperaturze 20° C kg/dm ³	Współczynnik przewodzenia ciepła w temperaturze 25° C W/mK	Średni współczynnik rozszerzalności cieplnej 20 - 550° C	Moduł sprężystości w temperaturze 550° C 10 ³ N/mm ²	0,2% um. granica plastyczności w temperaturze 550° C N/mm ²	Wytrzymałość na rozciąganie w temperaturze 550° C N/mm ²	Czasowa wytrzymałość na pełzanie 10 ⁵ h/550° C	Współczynnik Poissona	Ciepło właściwe w temperaturze 20° C
Stal nierdzewna AISI 304H	1380	7,91	21,2	18,2	161	83	385	115	0,30	499
Stal 12% Cr	1350	7,7	29	12,2	165	215	—	128	0,30	460
Inconel 600	1370	8,3	20,9	14,6	184	120	580	76	0,29	443
Inconel 625	1385	8,44	17,5	13,3	173	330	825	300	0,32	410
Tantal	2996	16,6	58	6,8	150	130	340	—	0,35	142
Niob (NiOB)	2415	8,6	55	7,5	87	112	170	—	0,38	272
Molibden TZM	2620	10,4	125	5,4	263	600	690	400	0,31	622



Rys. 8.3. Zależność własności stali węglowej od temperatury. Wielkość współczynnika rozszerzalności cieplnej podano dla dwóch szybkości wzrostu temperatury (1 - gwałtowny wzrost, 2 - powolny)

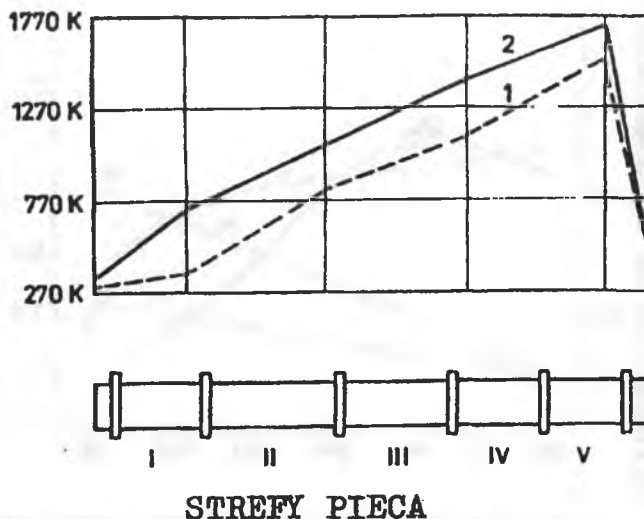
Przykładowe opracowanie nowych wymienników ciepła w piecach obrotowych

Sposób zaprojektowania materiału jest przedstawiony poniżej na przykładzie pieca obrotowego do produkcji cementu. Schemat pieca przedstawia rys. 8.4.



Rys. 8.4. Piec do produkcji cementu; 1 - pancierz pieca obrotowego, 2 - podparcie pieca, 3 - komora zasilania, 4 - komora spalania, 5 - napęd pieca

Piec składa się z rury o długości 170 m i średnicy 5 m wykonanej ze stali konstrukcyjnej. Piec jest podparty na kilku pierścieniach spoczywających na rolkach umożliwiającących jego ruch obrotowy z prędkością jednego obrotu na dwie minuty. Szlam surowcowy jest podawany do górnego końca pieca, wypełniając go na wysokość 1/3 średnicy i w miarę obracania się pieca zsuwa się do jego dolnego końca, w którym jest umieszczony palnik ogrzewany miałem węglowym. Rozkład temperatury wzdłuż pieca jest przedstawiony na rys. 8.5. Górna krzywa pokazuje temperaturę gazów, dolna — temperaturę wymienników. Górny koniec pieca na długości ok. 40 m nie jest pokryty wymurówką, pozostała część



Rys. 8.5. Rozkład temperatur wzdłuż osi pieca: 1 - temperatura wymienników, 2 - temperatura gazu

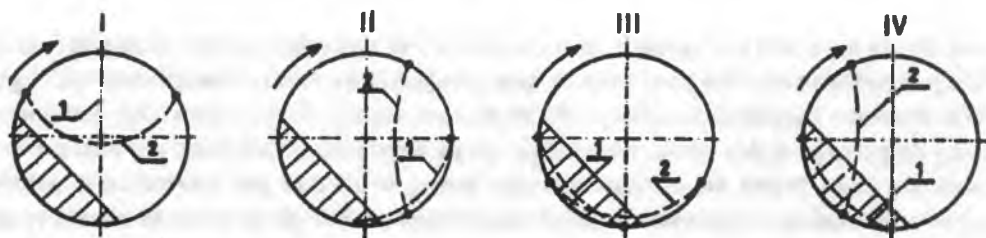
jest pokryta cegłą klinkierową o grubości ok. 15 cm. W górnym końcu pieca są rozwieszone wymienniki metalowe ciepła służące:

- przejmowaniu ciepła od strumienia gazów palnika do szlamu technologicznego,
- mieszaniu szlamu, odparowaniu wody, rozdrobnieniu zawartych w nim minerałów.

Warunki pracy wymienników

W piecach obrotowych do produkcji cementu metodą moką stosuje się dwa rodzaje zawieszenia łańcuchów w wymiennikach ciepła:

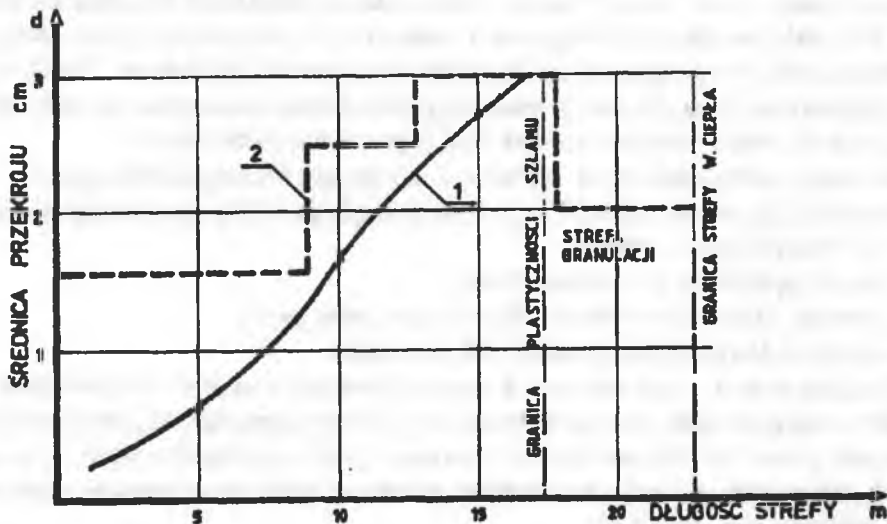
- "firankowa", w której zespoły odcinków elementów wymienników podwieszone są tylko jednym końcem,
- "girlandowa", w której zespoły odcinków wymiennika podwieszone są dwoma końcami (rys. 8.6).



Rys. 8.6. Położenie elementów wymiennika ciepła według rozwiązania 1 - "firankowego", 2 - "girlandowego"

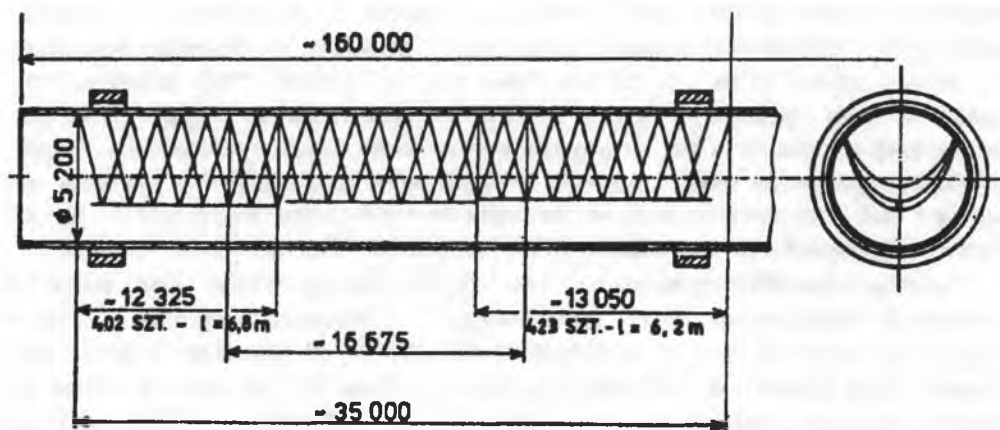
Stosuje się również zmienne strefy: "firankową" na początku wymiennika od "zimnego" końca pieca i "girlandową" w dalszej części. Strefy "firankowe" są łatwiejsze w montażu i w pracach remontowych, a w eksploatacji nie tworzą "węzłów". Mają jednak w porównaniu ze strefą "girlandową" gorsze warunki wymiany ciepła, ze względu na krótszy czas zetknięcia z gazami, a tym samym niższą zdolność do odparowywania wody. Współczynnik przejmowania ciepła od gazów do elementów wymiennika jest mniejszy niż współczynnik przejmowania ciepła od elementów do szlamu technologicznego, dlatego też elementy wymiennika powinny dłużej stykać się z gazami niż z materiałem wsadowym.

Położenie elementów wymiennika ciepła w czasie jednego pełnego obrotu pieca dla zawieszenia "firankowego" — 1 i "girlandowego" — 2 pokazano na rysunku 8.6. Strefa wymiennika ciepła zaczyna się w odległości 1,0—2,0 D_w od "zimnego" końca pieca. Długość strefy stanowi ok. 24% długości pieca i powinna być tak zaprojektowana, by materiał wsadowy opuszczający strefę zawierał 5 do 10% wilgoci. Badania reologii i własności fizycznych szlamu przechodzącego przez wymiennik doprowadziły do ustalenia optymalnych wielkości elementów wymiennika w różnych częściach strefy. Na rysunku 8.7 przedstawiono zalecaną zmianę wielkości elementów wymiennika na długości strefy wymiennika ciepła.



Rys. 8.7. Zalecane wielkości elementów wymiennika ciepła na długości strefy, 1 - przebieg teoretyczny, 2 - przebieg rzeczywisty

Schemat zawieszenia elementów wymienników ciepła na przykładzie pieca obrotowego o wymiarach 5,2x160 m, pokazano na rysunku 8.8. Całkowita masa wymiennika zainstalowanego wewnątrz pieca wynosi około 120 ton. Na początku strefy wymiennika ciepła, od "zimnego" końca pieca, materiał wsadowy pokrywa zanurzone w nim elementy wymiennika cienką warstwą, co zwiększa jednocześnie powierzchnię



Rys. 8.8. Schemat zawieszenia wymienników ciepła w dużym piecu obrotowym

wymiany ciepła. Na całej długości strefy suszenia zawartość wody w szlamie szybko obniża się, co powoduje zmniejszenie jego płynności. Płynny szlam zamienia się w gęstą, plastyczną masę i łatwo okleja elementy wymiennika, co dodatkowo zwiększa ich obciążenie. Przy dalszym obniżaniu wilgotności materiał traci plastyczność i jest podatny na tworzenie granul. Temperatura materiału wsadowego rośnie w strefie do ok. 100°C . Natomiast temperatura płynących przeciwnie do gazów obniża się znacznie, od około 800°C przy wlocie do strefy wymiennika, do ok. 250°C przy ich wylocie z pieca.

Elementom wymiennika ciepła są stawiane następujące ważniejsze wymagania:

- powinny zapewniać jak najlepszą wymianę ciepła pomiędzy gorącymi gazami opuszczającymi piec, a wsadem;
- nie mogą zakłócać przepływu szlamu;
- powinny skutecznie zatrzymać pył unoszony przez gazy;
- muszą wykazywać dużą trwałość i niezawodność.

Najwięcej problemów eksploatacyjnych stwarza trwałość elementów wymienników ciepła, które ulegają przedwczesnemu zużyciu i nie gwarantują prawidłowej pracy pomiędzy remontami pieca. Prowadzone badania trwałości strefy wymiennika ciepła w dużych piecach obrotowych wykazały, że przeciętnie po okresie pracy ok. 6 miesięcy wymiennik uległ zniszczeniu w około 80%.

Trwałość elementów wymiennika ciepła jest uzależniona od wielu czynników związanych z konstrukcją, materiałem i warunkami eksploatacji. Do głównych czynników decydujących o trwałości można zaliczyć:

- gęstość, skład i właściwości korozyjne szlamu,
- warunki eksploatacji i jakość obsługi pieca, zwłaszcza temperaturę gazów na wlocie do strefy wymiennika,
- sposób zawieszenia zespołów wymiennika,
- wielkość i kształt elementów wymiennika,
- materiał wymiennika, jego strukturę i właściwości zmieniające się w wyniku zmęczenia cieplnego w procesie produkcji.

Problem trwałości elementów wymiennika jest jednym z ważniejszych, ze względu na duże koszty produkcji ponoszone przez przemysł. Eksploatacja pieca z uszkodzonym wymiennikiem powoduje wzrost temperatury gazów, opuszczających piec, zwiększenie zużycia energii i zwiększenie strat pyłowych unoszonych do atmosfery.

Analiza obciążeń mechanicznych elementów wymiennika ciepła

Stosunkowo niska trwałość strefy wymiennika skłania w pierwszej kolejności do przeprowadzenia obliczeń obciążeń mechanicznych, działających na elementy w czasie pracy pieca. W systemie "girlandowym" zespoły w postaci odcinków elementów o określonej długości L , są podwieszone dwoma końcami do wsporników przyspawanych do płaszcza pieca. W czasie pracy pieca zespoły elementów obracają się razem z piecem i są zanurzane w zimnym szlamie, a następnie przebywają w strumieniu gorących gazów. Obciążenie mechaniczne jest wynikiem oddziaływania szlamu w postaci plastycznej masy, oklejającej elementy wymiennika oraz oddziaływania sąsiednich zespołów elementów w stosunkowo szybkim ruchu obrotowego pieca. Należy podkreślić, że ważnym składnikiem obciążenia są dynamiczne uderzenia sąsiednich zespołów, występujące w czasie obrotu pieca oraz gwałtowne opadanie zakleszczonych odcinków. Niezależnie od obciążenia mechanicznego elementy podlegają procesowi wielokrotnego, cyklicznego nagrzewania i chłodzenia w zakresie temperatur $20^\circ \leftrightarrow 500^\circ$, co prowadzi do zmęczenia cieplnego struktury i dekohezji.

W celu określenia siły obciążającej elementy wymiennika przyjęto, że jego masa zwiększa się o masę szlamu, który osadza się na powierzchni elementów wymiennika równomiernie na długości L w kształcie walca o średnicy równej szerokości elementu. Obciążenia dynamiczne występujące w czasie obrotów pieca zostały określone za pomocą współczynnika dynamicznego K_d , którego wartość ustalono dla przypadku obciążenia uderzeniami poprzecznymi. Przy tak przyjętych obciążeniach przeprowadzono obliczenia naprężeń dla czterech rodzajów elementów wymiennika, których wymiary zestawiono w tablicy 8.2. Schemat obliczeniowy czterech rodzajów elementów wymiennika, rozciąganych siłami P , przedstawiono na rysunku 8.9 [97]. Element wymiennika ciepła stanowi układ jednokrotnie statycznie niewyznaczalny. Przyjmując zgodnie z oznaczeniami podanymi za wielkość statycznie niewyznaczalną moment M , określa się kolejno funkcje momentów zginających w przekrojach poprzecznych elementu wymiennika 1—1 i 2—2, pochodne cząstkowe funkcji momentów względem wielkości statycznie niewyznaczalnej M , a następnie pochodną cząstkową energii odkształcenia sprężystego względem M .

W przedziale $0 \leq \varphi \leq \frac{\pi}{2}$:

$$M_\varphi = \frac{1}{2} \cdot P \cdot r \sin \varphi - M,$$

$$\frac{\partial M_\varphi}{\partial M} = -1,$$

gdzie:

M_φ — moment zginający w przekroju elementu pod kątem,

M — moment zginający w przekroju 1—1,

P — siła rozciągająca element wymiennika,

r — średni promień łuku elementu.

W przedziale $0 \leq x \leq a$:

$$M_x = -M + \frac{1}{2} P \cdot r,$$

$$\frac{\partial M_x}{\partial M} = -1$$

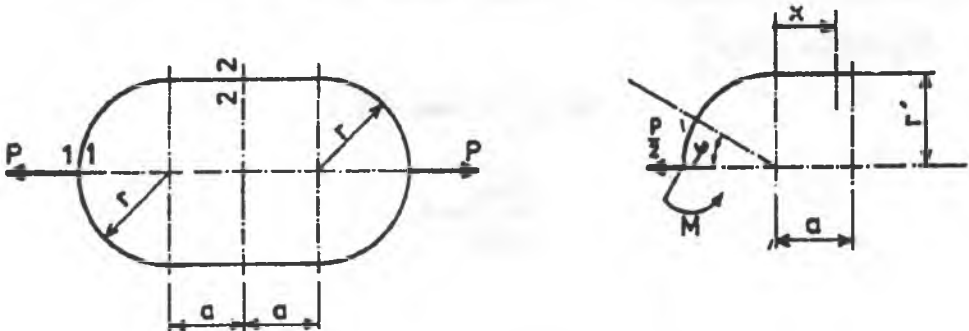
gdzie:

M_x — moment zginający w przekroju w odległości x od łuku.

Tablica 8.2.

Parametry wymiarowe elementów wymiennika ciepła

L. p.	Kształt elementu wymiennika ciepła	Długość a cm	Średni promień łuku r cm	Średnica przekroju d cm	$\frac{a}{r}$	$\frac{r}{d}$
1	Okrągły z pręta $\varnothing 1,75$ 	0	5,2	1,75	0	2,91
2	Elipsoidalny z pręta $\varnothing 22$ 	1,0	2,0	2,2	0,655	1,32
3	Elipsoidalny z pręta $\varnothing 26$ 	2,65	5,2	2,6	0,020	1,23
4	Elipsoidalny z pręta $\varnothing 30$ 	3,5	3,4	3,0	1,03	1,13



Rys. 8.9. Schemat obliczeniowy elementów wymiennika ciepła

Zgodnie z treścią twierdzenia Menabre'a, pochodna cząstkowa funkcji energii odkształcenia sprężystego układu jest równa zero:

$$\int_0^{\frac{\pi}{2}} (M - \frac{1}{2} \cdot P \cdot r \cdot \sin \varphi) r \cdot d\varphi + \int_0^{\alpha} (M - \frac{1}{2} \cdot P \cdot r) dx = 0$$

Ze związku otrzyma się moment M , występujący w przekroju 1—1 (rysunek 8.9):

$$M_1 = M = \frac{P' \cdot r (r + a)}{\pi \cdot r + 2a}$$

Uwzględniając otrzymaną wartość M w funkcji momentów M_x , wzór (3), dla $x = \alpha$ otrzyma się wartość M_2 :

$$M_2 = \frac{P \cdot r^2 (\pi - 2)}{2 (\pi r + 2a)}$$

Naprężenia normalne w przekroju 1—1 wywołane są momentem zginającym M_1 :

$$\sigma_{i-1} = \frac{M_1}{W_x} = \frac{P \cdot r(r+a)}{\frac{\pi d^3}{32} (\pi r + 2a)} = \frac{2P}{\pi d^2} \cdot m_1$$

W zależności powyższej $W_x = \frac{\pi d^3}{32}$ oznacza wskaźnik wytrzymałości przekroju kołowego o średnicy d przekroju poprzecznego elementu wymiennika ciepła, a wartość m_1 spełnia rolę współczynnika, który zależy od zasadniczych wymiarów elementu:

$$m_1 = \frac{16r (1 + \frac{a}{r})}{d (\pi + 2\frac{a}{r})}$$

Naprężenia normalne w przekroju 2—2 pochodzą od momentu zginającego M_2 oraz siły rozciągającej $\frac{P}{2}$:

$$\sigma_{2-2} = \frac{P \cdot r^2 (\pi - 2)}{\frac{d^3}{32} \cdot 2(\pi \cdot r + 2a)} + \frac{2P}{\pi d^3} = \frac{2P}{\pi d^2} \cdot m_2,$$

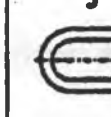
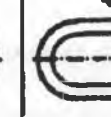
gdzie:

$$m_2 = 1 + \frac{8r(\pi - 2)}{d(\pi + 2\frac{a}{r})}$$

W tablicy 8.3 zestawiono wartość współczynników m_1 i m_2 , a także wartości naprężeń normalnych σ_{1-1} , σ_{2-2} w funkcji siły P , rozciągającej elementy wymiennika.

Tablica 8.3.

Wartości współczynników m_1 i m_2 oraz naprężeń normalnych w funkcji siły rozciągającej dla różnych rozwiązań konstrukcyjnych

RODZAJ ELEMENTU WIELKOŚĆ OBLICZONA	1	2	3	4
				
m_1	15,1	7,86	7,52	7,08
m_2	9,64	3,70	3,43	2,99
σ_{1-1}	1,57 P	1,05 P	0,620 P	0,50 P
σ_{2-2}	1,00 P	0,49 P	0,28 P	0,21 P

W tablicy 8.4 zestawiono wartości naprężeń normalnych σ_{1-1} , i σ_{2-2} dla przyjętych obciążeń mechanicznych. Podano również gatunki materiałów, z których wykonane są elementy wymiennika ciepła. Analiza wartości naprężeń normalnych zawartych w tablicy 8.4 wykazuje, że wytrzymałość elementów wymiennika zależy od dynamicznego charakteru obciążenia. Najbardziej wytrzymałymi są elementy eliptyczne, masywne, wykonane z pręta $\phi 26$ mm i $\phi 30$ mm, ze stali 25HGNM lub 18G2, ulepszonych cieplnie. Obliczona wartość naprężeń $\sigma_{d1-1} = 57 \text{ N/mm}^2$ jest dużo niższa od naprężeń dopuszczalnych na zginanie $kgj = 150 \text{ N/mm}^2$.

Elementy eliptyczne o średnicy przekroju $\phi 22$ mm, wykonane z żeliwa Zcc32008, są najbardziej narażone na zniszczenie. Obliczona wartość naprężeń $\sigma_{d1-1} = 73 \text{ N/mm}^2$ jest wyższa od naprężeń dopuszczalnych $kgj = 67 \text{ N/mm}^2$.

Analiza obciążeń cieplnych elementów wymiennika

Elementy wymiennika ciepła obracają się razem z piecem i są w górnym położeniu nagrzewane przez opływające je gorące gazy, opuszczające piec. Temperatura gazów zmienia się wzdłuż strefy wymiennika od około 800° do blisko 250°C , a w strefie maksymalnego zużycia temperatura wynosi około 420°C . Nagrzane elementy zanurzają się następnie w przepływającym szlamie, którego temperatura rośnie od ok. 10° do ok. 100°C . Cykl nagrzewania i chłodzenia elementów wymiennika ciepła powtarza się z każdym obrotem pieca. Cykliczne nagrzewanie i chłodzenie elementów metalowych jest typo-

Tablica 8.4.

Wartości naprężeń normalnych w przekroju 1 - 1 i 2 - 2, przy różnym obciążeniu dla 4 rozwiązań konstrukcyjnych

L.P.	RODZAJ ELEMENTU WYMIENNIKA CIEPŁA	MATERIAŁ	CIĘŻAR ODCINKA O DŁUGOŚCI $l = 6;0 \text{ m}$ N	OBCIĄŻENIE STATYCZNE			OBCIĄŻENIE DYNAMICZNE		NAPRĘŻENIA DOPUSZCZALNE NA ZGINANIE kg N/mm ²
				CIĘŻAR ODCINKA ZE SZLAKIEM P N	G_{1-1} N/mm ²	G_{2-2} N/mm ²	G_{d1-1} N/mm ²	G_{d2-2} N/mm ²	
1	OKRĄGŁY 	St 3 S	973	-2560	40,1	25,6	200,5	128	90
2	ELIPTYCZNY $\phi 22$ 	Zcc 32008							- 67
		i St 17	703	-1387	14,6	6,8	73	34	78
3	ELIPTYCZNY $\phi 28$ 	20H2MV; 40H LUB 25HGMM; H13JS	953	-1818	11,4	5,1	57	25,5	150
4	ELIPTYCZNY $\phi 30$ 	20H2MV; 40H LUB 25HGMM; H13JS	1227	-2253	11,3	4,73	56,5	23,6	150

we dla procesu zmęczenia cieplnego. Cały cykl trwa około 2 minuty, przy czym czas nagrzewania wynosi 90 s, a chłodzenia 30 s. W materiale narażonym podczas pracy na wielokrotne zmiany temperatury, przy dostatecznie intensywnych źródłach ciepła, występują podczas chłodzenia gradienty temperatury w poszczególnych strefach materiału. Zmienność temperatury w tych obszarach materiału wywołuje z kolei różnicę rozszerzalności liniowej i objętościowej, co wywołuje przestrzenny stan naprężeń wewnętrznych, zmiennych w funkcji czasu i temperatury. W przypadku wielokrotnych zmian temperatury, powodujących powstanie naprężeń wewnętrznych, zachodzi zjawisko zmęczenia cieplnego, doprowadzające po pewnej liczbie cykli do wystąpienia dekohezji.

W celu przybliżonego określenia wpływu zmian temperatury na naprężenia powstające w elementach wymiennika przyjęto następujące założenia:

— rozkład temperatury w przekroju poprzecznym elementu wymiennika jest rozkładem liniowym,

— zmiana wartości modułu Younga w przekroju poprzecznym elementu o średnicy $2R'$ wynika z rozkładu liniowego $E(r')$.

Dla przyjętych założeń wyznaczono całkowite wydłużenie:

$$\Delta l = \Delta l_n + \Delta l_t$$

gdzie:

$$\Delta l_n = \frac{\sigma(r')}{(r')} \cdot x_0 \quad \text{— wydłużenie bezwzględne, wynikające z działania naprężeń normalnych,}$$

$$\Delta l_t = \alpha[t(r') - t_0]x_0 \quad \text{— wydłużenie bezwzględne, wywołane przyrostem temperatury, elementu o długości początkowej } x_0, \alpha \text{— współczynnik wydłużenia.}$$

Uwzględniając drugie założenie, naprężenia normalne na przekroju w wyniku zmiany temperatury można określić wzorem:

$$\sigma(r') = E_0 \cdot \alpha(t_1 - t_0) \left[1 + \left(\frac{E}{E_0} - 1 \right) \frac{r'}{R'} \right] \left[\frac{1 + 3 \frac{E}{E_0}}{2(1 + 2 \frac{E}{E_0})} - \frac{r'}{R'} \right]$$

gdzie:

t_1, t_0 — temperatura na przekroju,

r', R' — promień: R' — zewnętrzny, r' — bieżący,

E, E_0 — moduł Younga: E — na powierzchni elementu, E_0 — w osi przekroju poprzecznego elementu.

Wyznaczanie wartości naprężeń normalnych ze wzoru wymaga znajomości różnicy temperatur między powierzchnią a rdzeniem elementu wymiennika oraz znajomości zmiany modułu Younga. Przeprowadzono badania rozkładu temperatury na przekroju poprzecznym próbki ogrzewanej do temperatury $t_{\max 1} = 280^\circ\text{C}$ i $t_{\max 2} = 416^\circ\text{C}$, chłodzonej w temperaturze $t_{\min} = 20^\circ\text{C}$, pozwoliły określić różnicę temperatur między powierzchnią a rdzeniem w czasie cyklu grzania i chłodzenia. Przyjęte w pomiarach zakresy temperatur $t_{\max}$ i $t_{\min}$ odpowiadają temperaturze gorących gazów opływających elementy wymiennika na początku strefy od "zimnego" końca pieca $t_{\max 1} = 280^\circ\text{C}$ i w środkowej części wymiennika, gdzie występuje największe zużycie, $t_{\max 2} = 410^\circ\text{C}$. Temperatura chłodzenia $t_{\min} = 20^\circ\text{C}$ odpowiada w przybliżeniu temperaturze szlamu w początkowej części strefy, w których zanurzają się nagrzane elementy wymiennika. Otrzymane różnice temperatur podano w tablicy 8.5. Analizując zmiany modułu Younga wraz ze zmianą temperatury dla stali i czystych metali można przyjąć, że w zakresie zmiany temperatury $\Delta t = 100^\circ\text{C}$ w zakresie do 500°C , $\frac{E}{E_0} = 1$. W tablicy 8.5 podano różnicę temperatur

na przekroju poprzecznym dla cykli: 1 — $t_{\max 1} = 280^\circ\text{C}$; $t_{\min} = 20^\circ\text{C}$, 2 — $t_{\max 2} = 416^\circ\text{C}$; $t_{\min} = 20^\circ\text{C}$ oraz naprężenia normalne na powierzchni i w rdzeniu. Na rysun-

Tablica 8.5.

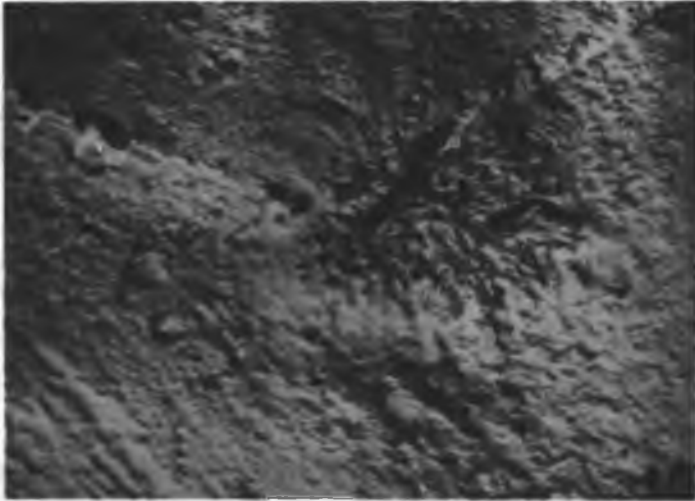
Wartości naprężeń normalnych dla wyznaczonych różnic temperatur Δt pomiędzy powierzchnią a rdzeniem

L.P	$t_{\max}$ °C	$t_{\min}$ °C	Δt °C	$\frac{\epsilon}{\epsilon_0}$	NAPRĘŻENIA NA POWIERZCHNI $G_{(r=R)}$ N/mm ²	NAPRĘŻENIA W OSI $G_{(r=0)}$ N/mm ²
1	280	20	15,6	1	- 13,1	+ 26,2
2	416	20	23,6	1	- 19,65	+ 39,3

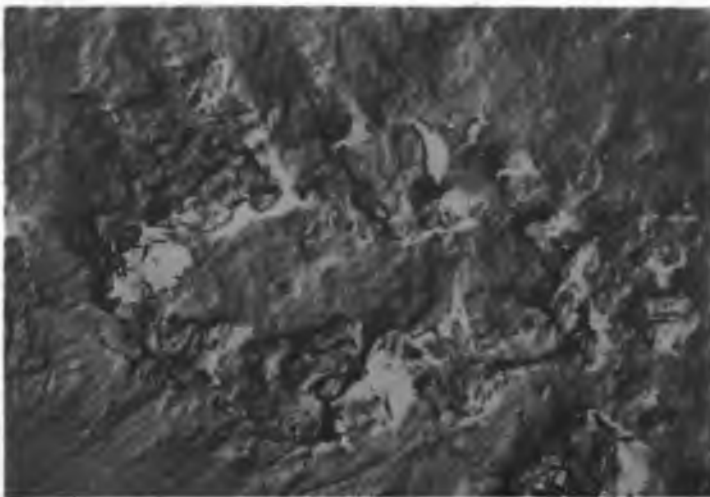
kach 8.10, 8.11 pokazano obraz w mikroskopie elektronowym warstwy wierzchniej ogniwa KN22 po około 6 miesiącach pracy, a na rys. 8.12 i 8.13 strukturę strefy środkowej elementu. Otrzymane wartości naprężeń normalnych powstających w wyniku różnicy temperatur między powierzchnią elementu a rdzeniem będą w czasie pracy nakładać się na naprężenia normalne powstałe w wyniku obciążenia mechanicznego. Uwzględniając wartości sumy naprężeń można stwierdzić, że najbardziej obciążonym elementem jest element eliptyczny o średnicy przekroju poprzecznego $d = 22$ mm, wykonany z żeliwa Zcc 32008. Dla elementu eliptycznego o $d = 22$ mm naprężenia wynoszą $\sigma_{d-1} = 73$ N/mm², a naprężenia w wyniku różnicy temperatur na przekroju dla obu warunków nagrzewania i chłodzenia wynoszą: 1 — $\sigma(r=0) = 26,2$ N/mm² i 2 — $\sigma(r=0) = 39,3$ N/mm².



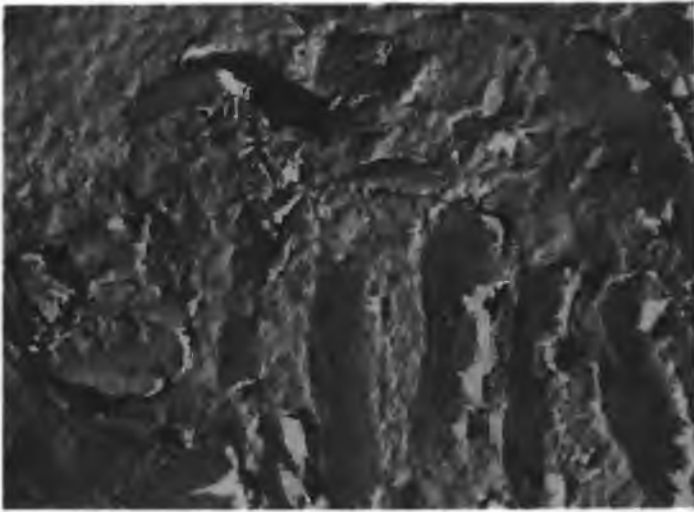
Rys. 8.10. Widok struktury elementu wymiennika ciepła po ok. 6 m-cach pracy w strefie wierzchniej odległej o 1,5 mm od powierzchni. Żeliwo ciągliwe czarne o osnowie ferrytyczno-perlitycznej. Mikroskop elektronowy, replika węglowa x9600



Rys. 8.11. Widok struktury elementu wymiennika ciepła po ok. 6 m-cach pracy w strefie środkowej elementu. Wydzielenia grafitu wtórnego na granicy ziarn. Mikroskop elektronowy, replika węglowa, x9600



Rys. 8.12. Widok struktury elementu wymiennika ciepła po ok. 6 m-cach pracy w strefie środkowej elementu. Wydzielenia węgla żarzenia na tle ferrytu. Mikroskop elektronowy, replika węglowa, x9600



Rys. 8.13. Widok struktury elementu wymiennika ciepła po ok. 6 m-cach pracy w strefie środkowej elementu. Żeliwo ciągliwe o osnowie ferrytycznej z małą ilością perlitu. Widoczne wydzielania perlitu na tle ferrytu. Mikroskop elektronowy, replika węglowa, x9600

Nowe rozwiązania elementów wymiennika ciepła

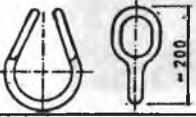
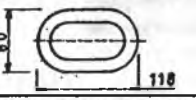
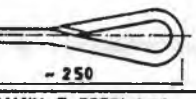
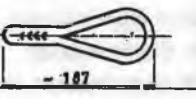
Nowe rozwiązania wynikające z analizy procesu i struktury elementów wymienników ciepła powinny posiadać następujące cechy:

- stabilność struktury materiału, z którego wykonuje się elementy, w warunkach zmęczenia cieplnego,
- dobrą wytrzymałość elementów w temperaturach normalnych i podwyższonych,
- dobrą wymianę ciepła,
- jak najwyższą powierzchnię przy najmniejszej masie elementu,
- łatwość montażu i demontażu elementów wymiennika wewnątrz pieca obrotowego podczas remontu,
- łatwą technologię wykonania, zapewniającą powtarzalność własności wszystkich elementów.

Zmiana właściwości fizycznych szlamu wzdłuż strefy wymiennika, stwarza konieczność stosowania elementów o różnej masie, lżejszych w strefie szlamu płynnego i suchego oraz masywnych w strefie, w której szlam jest plastyczny. Decydującym czynnikiem w intensyfikacji wymiany ciepła jest powierzchnia elementów, dlatego powinno się dążyć do otrzymania elementów o dużej powierzchni przy jak najmniejszej masie. W tablicy 8.6 zestawiono przykłady nowych rozwiązań elementów wymienników ciepła z danymi dotyczącymi ich powierzchni i masy. Porównano właściwości nowych rozwiązań z elementami eliptycznymi o średnicy $d = 22$ mm obecnie stosowanymi. Element wymiennika w formie okrągłej ma najwyższy współczynnik powierzchni do masy. Istotną zaletą jest ciągła zmiana miejsca styku z sąsiednimi elementami, co powoduje, że w czasie pracy występuje równomierne zużywanie się powierzchni wewnętrznej,

Tablica 8.6.

Nowe rozwiązania elementów wymienników ciepła

L.P.	RODZAJ ELEMENTU WYMIENNIKA CIEPŁA	POWIERZCHNIA 1 SZT. m ²	MASA 1 SZT. kg	IŁOŚĆ W ODCINKU O DŁUGOŚCI l = 6,8 m szt.	POWIERZCHNIA ODCINKA O DŁUGOŚCI l = 6,8 m m ²	MASA ODCINKA O DŁUGOŚCI l = 6,8 m kg	STOSUNEK POWIERZCHNI DO MASY	ZMIANA STOSUNKU POWIERZCHNI DO MASY W PORÓWNIANIU Z ELEMENTEM POZ. 3
1	OKRĄGŁY Z PRĘTA ϕ 17,5 	0,0361	1,232	79	2,852	97,328	0,0293	1,25
2	ODLEWANY 	0,0466	1,662	43	2,044	71,475	0,0280	1,20
3	ELIPTYCZNY Z PRĘTA ϕ 22 (OBECNIE STOSOWANY) 	0,0178	0,765	92	1,6421	70,326	0,0233	1
4	ELIPTYCZNY Z PRĘTA ϕ 26 	0,02507	1,271	75	1,880	95,32	0,0197	0,85
5	ELIPTYCZNY Z PRĘTA ϕ 30 	0,0332	1,948	63	2,092	122,7	0,01704	0,73
6	ZWIJANY Z PRĘTA ϕ 22 	0,06856	2,941	34	2,331	100	0,0233	1
7	ZWIJANY Z PRĘTA ϕ 22 	0,05805	2,4906	40	2,322	99,624	0,0233	1
8	ZWIJANY Z PRĘTA ϕ 16 	0,0441	1,376	46	2,0301	63,339	0,0320	1,37

znacznie zwiększające trwałość. Rozwiązania podane w przykładach 2 oraz 6, 7 i 8 stanowią elementy, pozwalające na składanie z nich odcinków o dowolnej długości L , znacznie ułatwiające montaż i demontaż wymiennika wewnątrz pieca. Różnią się one między sobą technologią wykonania, dostosowaną do różnych warunków produkcyjnych. Przykład trzeci przedstawia element eliptyczny o średnicy 22 mm, stosowany najczęściej w piecach obrotowych. Podane w pozycjach 4 i 5 rozwiązania, to elementy eliptyczne wykonane z pręta $\phi 25$ mm i $\phi 30$ mm, które po wykonaniu należy poddawać rozciąganiu, w celu wprowadzenia odkształcenia, dla zwiększenia trwałości. Przewiduje się dalsze zwiększenie trwałości przez modyfikację składu chemicznego stopów na elementy wymienników oraz zmianę struktury w procesie wytwarzania.

Wnioski w zakresie obciążeń i doboru materiałów

Na podstawie przeprowadzonej oceny warunków pracy, obciążeń mechanicznych i cieplnych oraz analizy zmęczenia cieplnego elementów wymiennika ciepła, stosowanego w dużych piecach obrotowych do produkcji cementu, można sformułować następujące wnioski:

1. Elementy wymiennika ciepła pracują przy dynamicznie zmieniającym się obciążeniu w środowisku intensywnie ścierającym oraz korozji gazowej, przy cyklicznie zmieniających się temperaturach.
 2. W obliczeniach wytrzymałościowych elementów wymiennika należy uwzględnić obciążenia od masy elementów oraz masy nalepionego na nich szlamu, obciążenia dynamiczne i naprężenia powstające w wyniku zmiany temperatury na przekroju poprzecznym. W przedstawionych obliczeniach naprężenia normalne, powstające w wyniku różnicy temperatury, wynosiły do 70% naprężeń od obciążeń mechanicznych.
 3. Cykliczna zmiana temperatury podczas pracy elementów wymiennika ciepła, typowa dla procesu zmęczenia cieplnego, powoduje zmiany struktury materiału i właściwości mechanicznych: modułu sprężystości, współczynnika Poissona, granicy sprężystości i wytrzymałości na rozciąganie oraz właściwości plastycznych, co prowadzi do dekohezji elementów.
 4. Szczegółowa analiza wszystkich zmiennych czynników określających charakterystyczne warunki pracy występujące wewnątrz pieca (nalepianie szlamu, uderzenia, cykliczne nagrzewanie i chłodzenie) wykazuje, że przy istniejących naprężeniach dynamicznych $\sigma_{d1-1} = 73 \text{ N/mm}^2$ i naprężeniach normalnych wywołanych gwałtownym nagrzewaniem i chłodzeniem $\sigma_{r-0} = 39,3 \text{ N/mm}^2$ występujące w rzeczywistości naprężenia są zbyt duże w stosunku do wytrzymałości elementów wykonanych z żeliwa Zcc32008.
- Dopuszczalne naprężenia na zginanie dla żeliwa wynoszą $K_{gj} = 67 \text{ N/mm}^2$. W przypadku ekstremalnym, przy sumowaniu się naprężeń dynamicznych i cieplnych, naprężenia dopuszczalne mogą zostać znacznie przekroczone, co w konsekwencji musi doprowadzić w krótkim czasie do dekohezji i przedwczesnego zużycia.
5. Użycie dostosowanych do danego typu pieca nowych elementów wymiennika ciepła

ze stali 20H2MV, 40H, 25HGNM lub HI3JS ulepszonych cieplnie i odkształconych, wpłynie na umocnienie struktury i poprawę własności, co spowoduje uzyskanie kilkakrotnie większej odporności na zużycie w porównaniu z odpornością elementów z żeliwa, łączonych elementami zgrzewanymi.

Rozwiązania warunkujące trwałość urządzeń

Po szczegółowym przeanalizowaniu pracy elementów wymienników ciepła i podaniu metodyki rozwiązań technicznych, omówione zostaną bardzo syntetycznie inne spotykane przykłady zwiększenia trwałości elementów przy podwyższonych temperaturach.

W latach pięćdziesiątych w USA stwierdzono częste występowanie pęknięć łopatek turbin gazowych [98]. Badania wykazały, że najgroźniejszym czynnikiem były naprężenia cieplne pojawiające się podczas włączeń turbiny. Problem został rozwiązany poprzez przeprojektowanie systemu podawania paliwa. Został wykonany specjalny zawór podający paliwo kolejno do każdej z dysz komory spalania zamiast systemu podawania do wszystkich dysz jednocześnie. Umożliwiło to powolny wzrost temperatur łopatek turbiny po jej włączeniu. Również w USA stwierdzono pękanie pancerza wielkiego pieca [96]. Sytuacja była szczególnie niebezpieczna podczas rozruchu pieca w zimie. Stal, z której był wykonany pancerz, miała wówczas temperaturę niższą niż temperatura przejścia w stan kruchy i pękała pod działaniem dużego naprężenia rozciągającego wywieranego przez rozszerzającą się pod wpływem wzrastającej temperatury wymurówkę ogniotrwałą. Problem rozwiązano wykorzystując istniejący już system chłodzenia, zmieniając jego funkcję na podgrzewanie pancerza podczas rozruchu.

W Japonii sygnalizowano problem pękania pancerzy nagrzewania wielkiego pieca [99]. Pęknięcia zwykle rozpoczynały się po wewnętrznej stronie pancerza na wtrąceniach w spoinach lub przy kołkach używanych do mocowania wymurówki ogniotrwałej. Rozwijały się wzdłuż granic ferrytu. Proces pękania określono jako pękanie korozyjne naprężeniowe. Zastosowano:

- kwasoodporne pokrycia ochronne, składające się z: grafitu, żywicy i spoiwa, odporne na temperatury do 250°C, których celem było zabezpieczenie pancerza przed działaniem kondensujących związków zawartych w spalinach. Wymurówka ogniotrwała nie była wystarczająco skuteczna ze względu na tworzenie się szczeliny między wymurówką a pancerzem.

Innymi technologicznymi metodami były:

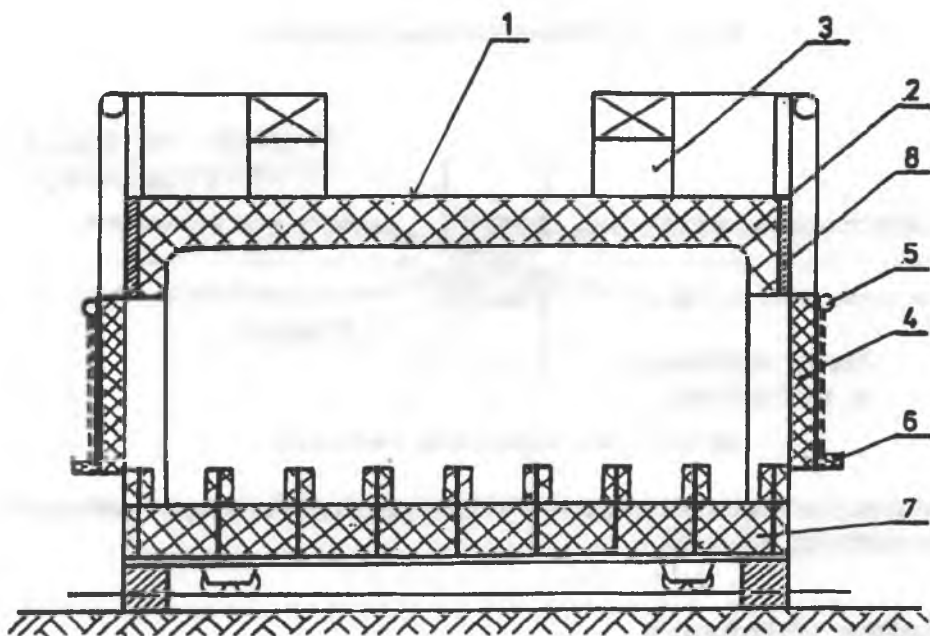
- wyżarzanie odprężające spoin,
- odwadnianie i odsiarczanie gazów spalinowych,
- kontrola punktu rosy tzn. zapobieganie kondensacji szkodliwych związków.

Następny przykład dotyczy również wielkiego pieca. Stwierdzono liczne pęknięcia i odkształcenia przewodów okrężnych dmuchawy [99]. Temperatura powietrza wewnątrz przewodu sięga 1250 K, podczas gdy temperatura zewnętrznej powierzchni wynosi 470 K w warunkach normalnej pracy ale niekiedy sięga nawet 810 K, gdy wymurówka pokrywająca wewnętrzną część przewodu ulegnie uszkodzeniu.

Metody podwyższenia trwałości obejmowały:

- zabezpieczenie przed nadmiernym rozgrzewaniem przewodów drogą zastosowania ekranów cieplnych,
- dodatkowe wzmocnienie przewodów w miejscach ich podparcia.

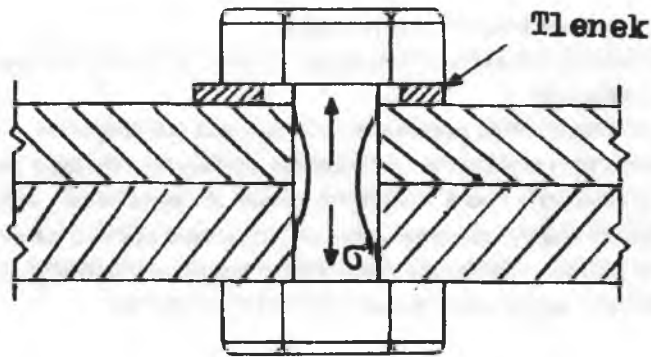
Rysunek 8.14 pokazuje przykładowe rozwiązania chłodzenia wodnego pancerzy pieców. Szczególnie efektywne było ono w przypadku pieców do nagrzewania dużych elementów. Przed zastosowaniem chłodzenia drzwi pieca obserwowano pękanie ich pancerza, co było spowodowane wyraźnie cyklicznym charakterem pracy: stygnięciem, gdy drzwi były w górnym położeniu i nagrzewaniem, gdy drzwi były zamknięte.



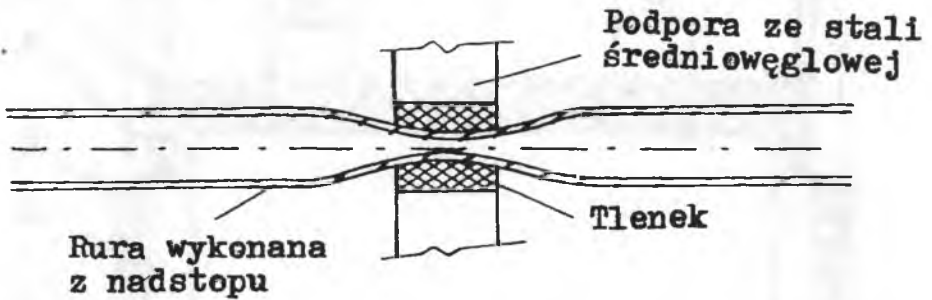
Rys. 8.14. System chłodzenia pieca do nagrzewania dużych elementów

W fazie projektowania trudno uniknąć rozwiązań, których wynikiem jest ograniczenie trwałości elementów. Niektóre spośród nich wynikają z faktu, że trudno jest określić wpływ warunków pracy na element. Najlepszym sprawdzianem są zawsze badania eksploatacyjne a dopracowanie projektu nierzadko wymaga wykonania wstępnych prób. Rysunki 8.15, 8.16, 8.17 przedstawiają nieoczekiwane efekty, jakie może wywołać korozja metali w połączeniu z ich pełzaniem.

Rysunek 8.15 przedstawia uszkodzenie śrub łączących blachy związane z tworzeniem się tlenków. Rysunek 8.16 przedstawia przesadnie uszkodzenie rur generatora pary wykonanych z nadstopu. Przyczyną uszkodzenia była korozja podpór, tworzące się tlenki powodowały trwałe wkleśnięcia rur.



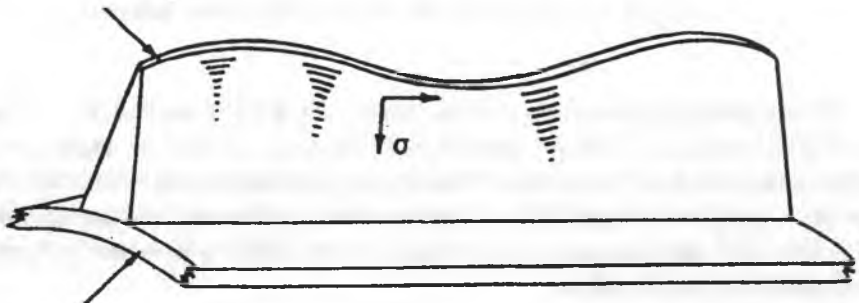
Rys. 8.15. Uszkodzenie śrub związane z korozją blach



Rys. 8.16. Trwałe odkształcenie rury generatora pary

Innym przykładem jest odkształcenie żeber chłodzących obudowy prętów paliwowych reaktora jądrowego (rys. 8.17).

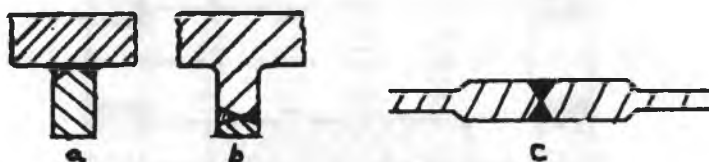
Żebro chłodzące



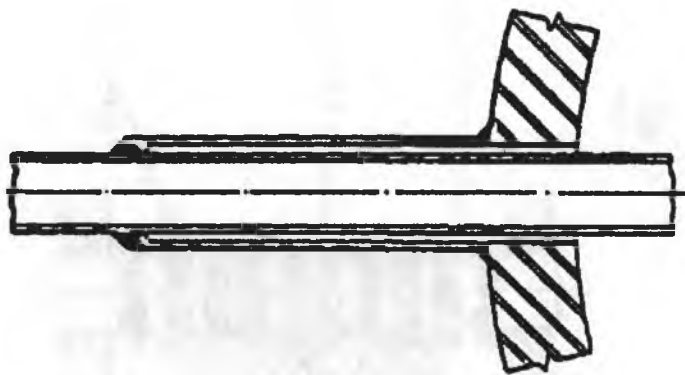
**Obudowa pręta
paliwowego**

Rys. 8.17. Uszkodzenie żeber chłodzących obudowy elementów paliwowych

Tworzące się na powierzchni cienkich żeber posiadających grubości 0,6—1 mm tlenki, powodują ich odkształcenie. Produkt korozji ma bowiem większą objętość molową niż metal rodzimy. Podane niżej ilustracje podają przykłady poprawnych rozwiązań konstrukcyjnych na tle błędnych. Rys. 8.18 przedstawia sposób wykonania spoiny, w warunkach gdy możemy spodziewać się dużego spadku wielkości naprężenia dopuszczalnego ze względu na wysokie i zmienne temperatury pracy oraz zmiany strukturalne w strefie wpływu ciepła. Rysunek 8.19 przedstawia sposób doprowadzenia np. chłodnej cieczy do zbiornika posiadającego wysoką temperaturę minimalizujący naprężenia cieplne.



Rys. 8.18. Sposób wykonania spoin silnie obciążonych cieplnie. Rozwiązania b i c są poprawne, rozwiązanie a - niewłaściwe

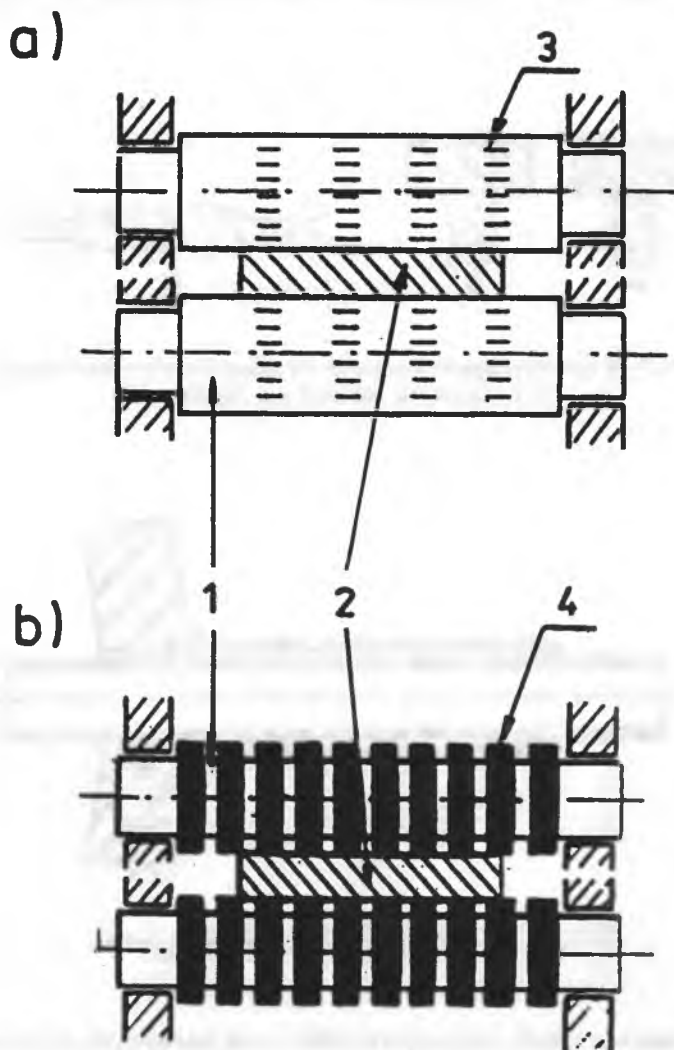


Rys. 8.19. Sposób przyspawania króćca do zbiornika

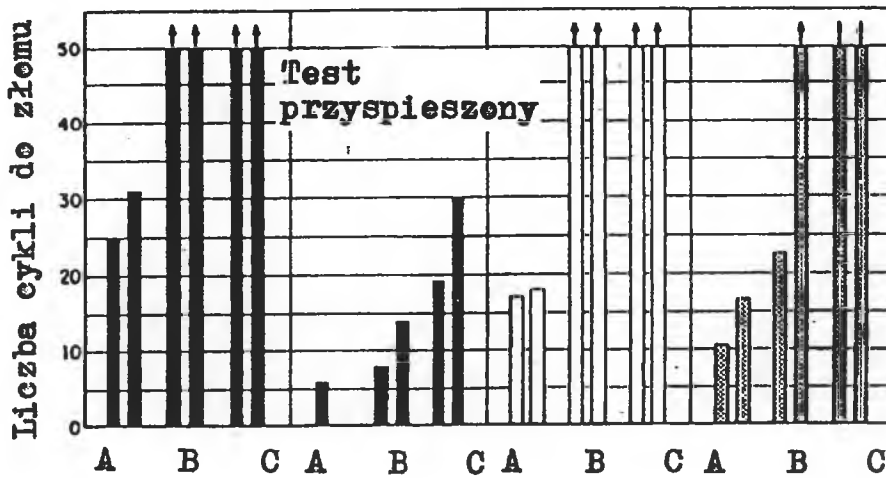
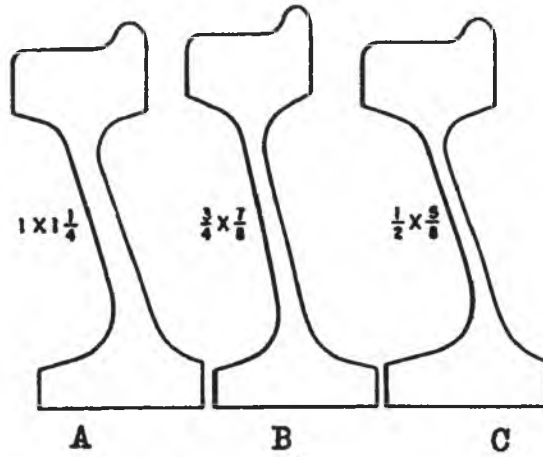
Rys. 8.20 przedstawia sposób przeprojektowania rolek pracujących w linii ciągłego odlewania stali do transportu gorących półwyrobów hutniczych. Rolki pękały po około 2—4 miesiącach pracy. Przyczyną uszkodzenia były obwodowe naprężenia cieplne, spowodowane różnicą temperatury między powierzchnią rolki a jej wnętrzem oraz naprężeniami osiowymi, spowodowanymi faktem, że oba końce rolki nie są w kontakcie z go-

racym metalem. Rozwiązanie zmodernizowane przedstawiono na rysunku 8.20b, składające się z pierścieni wciśniętych na oś.

Rysunek 8.21 [102] przedstawia sposób zmodernizowania konstrukcji koła lokomotywy. Podczas gwałtownego hamowania obrzeże koła nagrzewa się do temp. ok. 800 K, co powoduje powstanie dużych naprężeń cieplnych. Prowadzi to w konsekwencji do pęknięcia. Rozwiązaniem dobrym było umożliwienie rozszerzalności cieplnej obrzeża koła poprzez pocienienie podpór mocujących je do piasty.



Rys. 8.20. Rolki do transportu kęsów w linii ciągłego odlewania stali
 a) rozwiązanie stare, b) rozwiązanie nowe; 1 - rolka, 2 - kęs, 3 - miejsce pojawienia się pęknięć, 4 - tuleje osadzone na wcisk

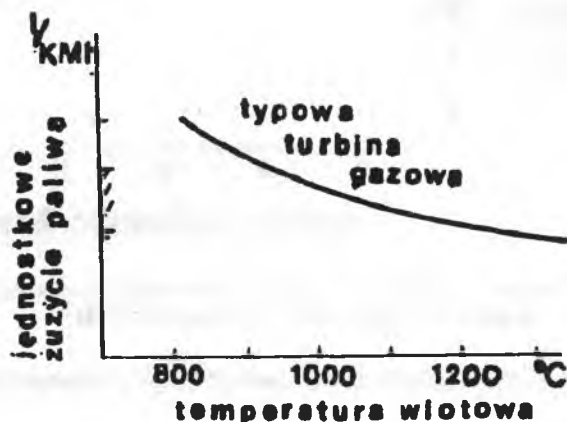


Rys. 8.21. Zależność trwałości w testach hamowania od przekroju kołpaka koła hamulcowego

9. WARUNKI EKSPLOATACJI I TRWAŁOŚĆ ELEMENTÓW PRACUJĄCYCH PRZY PODWYŻSZONYCH TEMPERATURACH

9.1. Silniki spalinowe

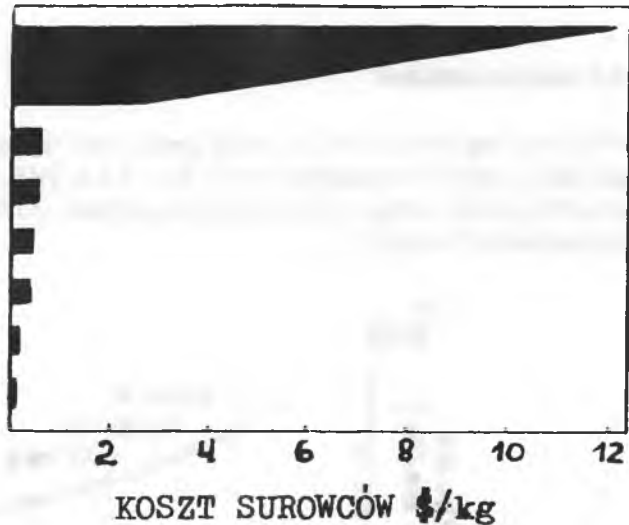
W okresie najbliższych lat nie należy spodziewać się zasadniczych zmian w sposobie napędzania pojazdów samochodowych. Rys. 9.1.1. [103] pokazuje zależność między temperaturą gazów turbiny gazowej traktowanej jako alternatywne źródło napędu a jednostkowym zużyciem paliwa.



Rys. 9.1.1. Zależność jednostkowego zużycia paliwa turbiny gazowej używanej do napędu od temperatury wlotowej gazów pojazdów

Jak widać użycie turbiny gazowej staje się uzasadnione ekonomicznie po przekroczeniu temperatury wlotowej równej $1300^{\circ}C$. W tak wysokich temperaturach muszą być stosowane w szerokim zakresie ceramiki. Intensywne prace nad ich zastosowaniem trwają, ale osiągnięte rezultaty nie są zadowalające. Elementy ceramiczne komory spalania oraz łopatki ceramiczne aktualnie wytwarzane wytrzymują krótkotrwałe testy w 1650 K, wirniki pracują w temp. gazu 1350 K przy prędkości obwodowej 283 m/s.

Sprawność dla silników benzynowych wynosi ok. 30%, dla silników z zapłonem samoczynnym ok. 40%. Przyjmuje się, że 40% strat ciepła powstaje w układzie chłodzenia silnika, którego skuteczne funkcjonowanie jest konieczne ze względu na trwałość elementów metalowych wchodzących w skład silnika. Droga poważnego zwiększenia rozmiarów silnika można odzyskać część ciepła unoszonego przez gazy wylotowe, wykorzystać część ciepła czynnika chłodzącego. Metodę tę stosuje się w nowoczesnych silnikach o zapłonie samoczynnym. Aktualnie stosowane temperatury komór spalania są wynikiem kompromisu między sprawnością termodynamiczną silnika i niską temperaturą ze względu na jego trwałość. Na rys. 9.1.2 [103] podano koszt surowców do wykonania 1 kg materiału do pracy przy wyższej temperaturze.

NADSTOPY**AZOTEK GLINU****WEGLIK KRZEMU****GRAFIT****AZOTEK KRZEMU****TLENEK GLINU****MULIT**

Rys. 9.1.2. Koszt surowców potrzebnych do wykonania 1 kg materiałów przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach (wg danych roku 1974)

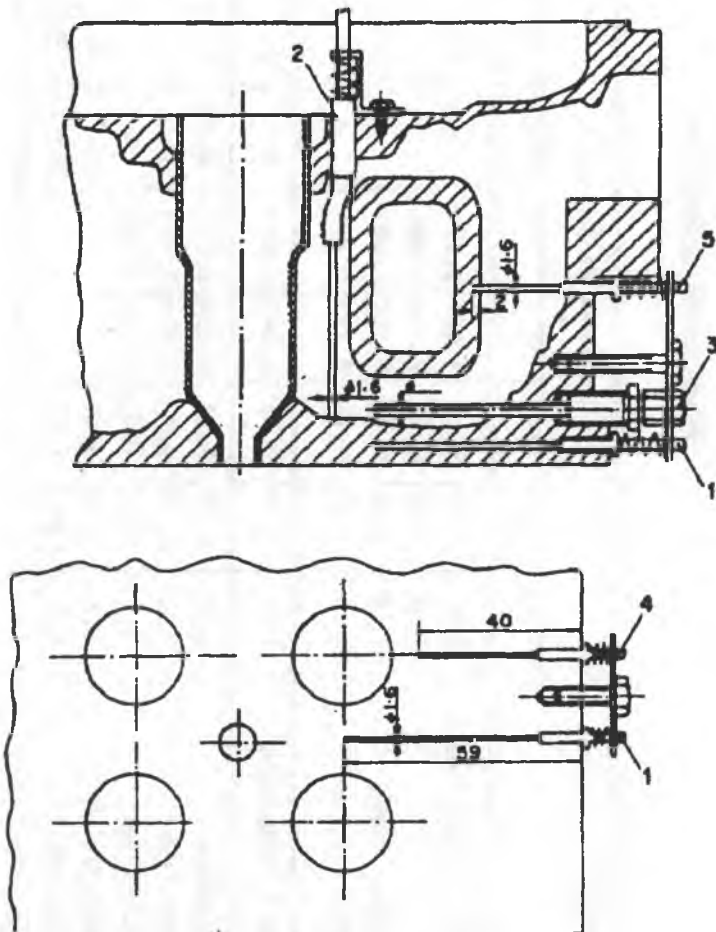
Przestoje silników są stosunkowo często spowodowane następującymi przyczynami omówionymi dalej:

- pękaniem cylindrów,
- pękaniem pierścieni tłokowych,
- uszkodzeniem erozyjnym zaworów wylotowych spowodowanym przez gazy spalinowe i korozję,
- uszkodzeniami układu wydechowego. Temperatura w tym układzie sięga nawet 1223 K. Układ jest poddany zmiennym naprężeniom mechanicznym ze względu na ruch pojazdu, korozji przez gazy spalinowe i udarem cieplnym spowodowanym przez wody opadowe (tłumiki).

Shohat [104], przeprowadził systematyczne badania nad pękaniem cylindrów silnika diesla (typ 6 V, trzycylindrowy 210 KM przy 2800 obr/min bez turboładowania). Wspólna dla trzech cylindrów głowica była wykonana z żeliwa. W głowicy wykonano 12 kanałów wylotowych (po 4 dla każdego cylindra) i trzy umieszczone centralnie między nimi otwory na wtryskiwanie paliwa. Stwierdzono, że najczęściej pęknięć powstawało na stronie ogniowej i rozwijało się w obszarze między gniazdami zaworów wylotowych. Obszar ten ma najmniejszą wytrzymałość mechaniczną i uzyskuje największe temperatury podczas pracy, z tego względu przewidziano konstrukcyjnie jego dobre chłodzenie. Większość pęknięć rozwijało się w centralnym cylindrze. Pęknięcie cylindrów nie było w zasadzie związane z ich przegrzaniem, bowiem jedynie w 20% silników stwierdzono ten efekt i było procesem zmęczenia cieplnego. Badania eksperymentalne temperatur osiąganych przez stronę ogniową głowicy są trudne i dlatego dostarczają rozbieżnych informacji. Niektóre rezultaty wskazują na przekraczanie nawet 780°C.

Uważa się, że zakres temperatur, przy których materiały na głowice nie mogą charakteryzować się dużą trwałością sięga 350°C . W tablicy 9.1.1 [105] podano wartość przewodności cieplnej dla różnych rodzajów żeliwa. W tablicy 9.1.2. [105] podano wyniki pełzania omawianego dla żeliw oraz naprężenia wywołujące określone odkształcenie. Rysunek 9.1.3 pokazuje sposób umieszczenia termopar w głowicy silnika. Pomiary ponadto wykazały, że w strefie zwłaszcza 1 (rys. 9.1.4), temperatura znacznie rośnie z przekroczeniem liczby obrotów.

- 1) system chłodzenia został właściwie zaprojektowany, temperatura uzyskiwana przez chłodzoną stronę głowicy cylindra (termopara 2) nie przekracza 105°C ,
- 2) zastosowanie dodatkowego chłodzenia obniża temperaturę, w tym punkcie o ok. 10°C , co odpowiada obniżeniu temperatury strony ogniowej głowicy o kilkadziesiąt stopni,



Rys. 9.1.3. Sposób umieszczenia termopar w głowicy silnika diesla

Tablica 9.1.1.

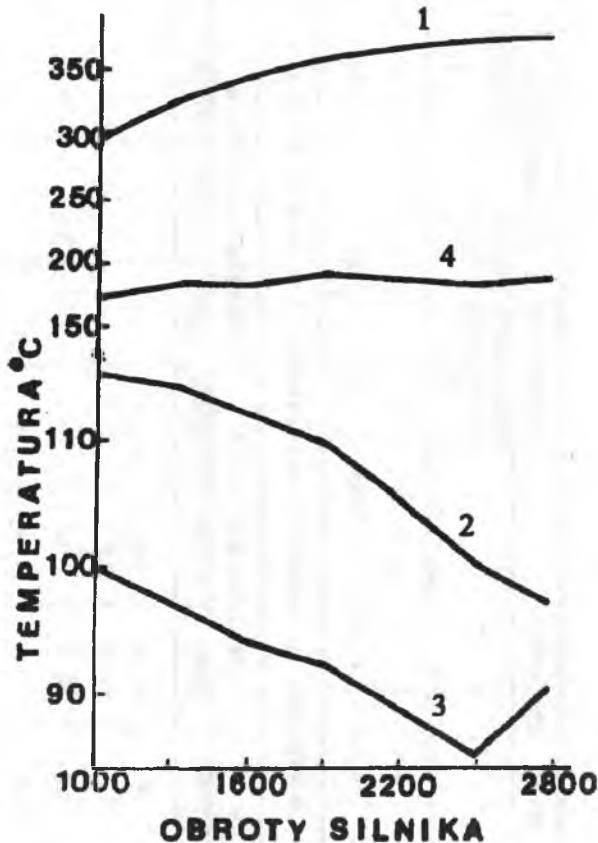
Przewodność cieplna żeliw

Rodzaj żeliwa	Zawartość składników w %								Przewodność cieplna W/m deg		
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	100°C	400°C	500°C
Szare o dużej zaw.C	3,98	1,32	0,66	0,074	0,079	-	0,16	0,31	57,0	42,3	37,3
" " "	3,58	1,52	0,53	0,100	0,060	-	-	-	55,7	46,9	-
Normalne szare	3,18	2,08	0,60	0,112	0,097	-	0,14	-	49,0	40,2	36,9
Normalne szare	2,92	1,75	0,73	0,126	0,100	-	-	-	35,6	-	-
Szare z dodatkami	3,03	2,05	0,75	0,041	0,007	1,5	0,4	0,4	47,8	38,6	35,6
Sferoidalne	3,64	2,20	0,23	0,010	0,021	0,15	0,05	-	37,3	34,8	34,0
Sferoidalne	3,22	2,44	0,42	0,013	0,063	1,35	-	-	31,0	30,2	-
Sferoidalne	3,15	2,27	0,32	0,013	0,060	-	-	-	26,8	-	-
Austenityczne	2,4	1,80	1,15	-	-	13,7	3,4	-	33,9	31,4	-
Austenityczne	3,0	1,0-2,8	1,15	-	-	13,5-17,5	1,75-2,5	5,5-7,5	39,8	-	-

Tablica 9.1.2.

Wyniki badania pełzania w warunkach ściskania

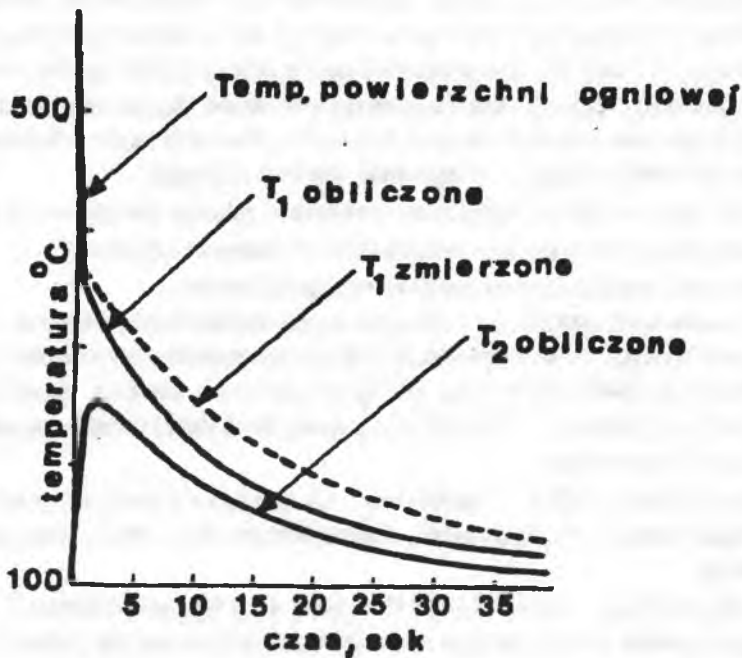
Rodzaj żeliwa	Skład procentowy					Własności w temp.pokojowej				
	C	Si	Mn	S	P	Wytrzymał. na rozciąg MPa	Moduł Younga Pa	Twardość HB		
Żeliwo N (formowane na gorąco)	3,09	0,55	1,09	0,10	0,18	28	143,4	207		
Żeliwo L (modyfikowane)	3,30	1,18	1,50	0,067	0,345	29,7	144,8	234		
Naprężenia ściskające w MPa niezbędne do wywołania odkształcenia w określ.czasie										
Rodzaj	Temp. w °C	Odkształcenie 0,1%			Odkształcenie 0,2%			Odkształcenie 0,5%		
		100h	1000h	10000h	100h	1000h	10000h	100h	1000h	10000h
Żeliwo N	325	24,8	19,8	9	24,8	24,8	17,1	-	-	-
	400	20,5	11,3	3,1	24,8	18,6	3,9	-	24,8	11,6
	475	7,8	4,7	3,1	11,3	6,2	3,1	15,5	10,1	5,4
Żeliwo L	325	23,3	23,3	6,2	-	-	-	-	-	-
	400	23,1	16,7	3,1	23,3	20,9	9	24,8	24,8	17,05
	475	8,1	3,1	-	13,2	6,2	-	19,1	11	3



Rys. 9.1.4. Rozkład temperatur w głowicy silnika diesla (numery określają umiejscowienie termopar) (patrz rys. 3)

- 3) w kilka dziesiątych sekundy po wyłączeniu temperatura strony ogniowej głowicy spada z wyliczonej wartości o ok. 200°C . Bezpośredni pomiar temperatury wskazuje na ok. 360°C (rys. 9.1.5),
- 4) w przeciągu 1,5 sek. od chwili wyłączenia temperatura chłodzonej strony głowicy zwiększa się z ok. 100°C do 255°C i dopiero po ok. 20 sek. spada do temp. ok. 100°C (jak widać ponowne włączenie silnika po krótkim przestoju może spowodować jego przegrzanie ze względu na trwające 20 sek. znaczne pogorszenie warunków chłodzenia).

Oszacowanie naprężeń cieplnych wymaga oprócz określenia temperatur oceny sztywności układu. Przy założeniu grubościennej rury sztywno mocowanej na obu końcach szacuje się otrzymanie maksymalnego naprężenia ściskającego wynoszącego 500 N/mm^2 , a więc przekraczającego granicę plastyczności. Powstaną w ten sposób odkształcenia trwałe. Odkształcenie to spowoduje po wyłączeniu silnika powstanie naprężenia wewnętrznego rozciągającego trwałego, szczególnie groźnego ze względu na małą wytrzy-



Rys. 9.1.5. Zmiana temperatur w głowicy, po wyłączeniu silnika mierzona w strefie występowania pęknięć. Numery oznaczają lokalizację termopar

małość żeliwa na naprężenia rozciągające. W następnych cyklach pracy zaobserwuje się podobne cykliczne zmiany naprężeń. Akumulacja uszkodzeń wniesionych w każdym cyklu powoduje powstanie pęknięcia na stronie ogniowej głowicy i późniejszy jego rozwój.

Trwają prace w różnych ośrodkach nad nowymi materiałami ceramicznymi. Ceramiki Si_3N_4 i SiC zachowują dostateczne własności do temperatur równych odpowiednio 1200°C oraz 1350°C , co pozwala wykonywać z nich np. elementy komór spalania turbin gazowych (od tych temperatur zaczyna być interesujący silnik turbinowy w samochodzie).

Zachęcającymi zaletami ceramiki są:

- duża wytrzymałość,
- dobre własności izolacyjne,
- mała odporność na zużycie,
- mniejszy współczynnik tarcia przy styku z metalem niż współczynnik tarcia metal—metal,
- niski koszt.

Wyzolowanie cieplne komory spalania (ok. 60%) zwiększa sprawność o ok. 11% w silnikach z turbodoładowaniem. Stosuje się warstwę izolacyjną najczęściej na tłokach, zaworach, głowicach i w układzie wydechowym. Proces uszkodzenia zaworów zależy od składu chemicznego paliwa, śladowe ilości wanadu i siarki powodują przyspieszenie procesu korozji. Ołów ma własności smarujące i z tego względu ma korzystny wpływ na trwałość

zaworów wlotowych, ale znacznie obniża trwałość zaworów wylotowych. Warto podkreślić, że obniżenie szczelności zaworu, np. ze względu na nadmierne zużycie, powoduje przyspieszenie procesu uszkodzenia, ponieważ ułatwia kontakt gazów spalinowych z gniazdem zaworu oraz grzybkiem. Kilkakrotną poprawę trwałości można uzyskać natryskując obie współpracujące powierzchnie stopami o wysokiej zawartości niklu i kobaltu. Dalszy kilkakrotny wzrost można osiągnąć natryskując warstwę ceramiki.

Zawory wydechowe ulegają wypaleniu i zjawisko to próbuje się ograniczać przez:

- 1) obniżenie temperatury gniazda zaworu przez intensywne chłodzenie,
- 2) natryskiwanie warstw ceramicznych na przylgnię zaworu.

Najczęściej stosowanym materiałem izolacyjnym jest stabilizowany tlenkiem itru tlenek cyrkonu. Tlenek cyrkonu ma w temperaturze pokojowej strukturę jednoskośną, przy wyższych temperaturach (lub ciśnieniach), następuje przemiana do fazy tetragonalnej, co wiąże się ze zmianą objętości o 3,25%. Dodatek niewielkich ilości stabilizujących tlenków MgO , CaO lub Y_2O_3 powoduje:

- 1) obniżenie współczynnika rozszerzalności, co zwiększa odporność na udar cieplny i przybliża wartość współczynnika rozszerzalności do wartości obserwowanych w stalach;
- 2) powstanie struktury wielofazowej składającej się z fazy jednoskośnej i kubicznej. Faza tetragonalna nie jest stabilna w temperaturze pokojowej ale jest utrzymywana przez energię sieci krystalicznej w stanie metastabilnym.

Szersze stosowanie tlenku cyrkonu jest utrudnione ze względu na:

- 1) konieczność stosowania warstw przejściowych między chronionym elementem a ceramiką. Warstwy te mają za zadanie ograniczyć negatywny wpływ różnic we współczynnikach rozszerzalności metalu i ceramiki,
- 2) związki stabilizujące tlenek cyrkonu, np. Y_2O_3 reagują chemicznie ze środowiskiem pracy, przez co obniża się ich skuteczność i po długotrwałej pracy zwiększa się udział fazy monoklinicznej, co prowadzi do zwiększenia objętości ceramiki i powoduje jej pękanie.

9.2. Turbiny

Turbiny są zazwyczaj dzielone na dwie główne grupy: turbiny parowe i turbiny gazowe. Aspekt trwałości jest ważniejszy w przypadku turbin parowych, których czas pracy jest rzędu 100.000 godzin.

Turbiny gazowe najczęściej używane do napędu samolotów mają trwałość ok. 10.000 godzin. Uważa się, że turbiny parowe i silniki diesla osiągnęły wysoki stopień rozwoju w przeciwieństwie do turbin gazowych i silników benzynowych. Przyjmuje się, że wzrost temperatury wlotowej gazu o 100 K zwiększa sprawność o ok. 25%. Użytkowane aktualnie turbiny parowe mają temperaturę wlotu pary 838 K, górne wartości ciśnienia pary rzędu 20–35 MPa. Zmiany w zapotrzebowaniu na energię elektryczną dobowe, tygodniowe jak i zależne od pory roku powodują ok. 100 wyłączeń i 10.000 zmian obciążenia. Doświadczenie eksploatacyjne wskazuje, że większość uszkodzeń turbin parowych jest przy włą-

czeniu i wyłączeniach. Warunki pracy można scharakteryzować następująco:

- zmęczenie mechaniczne,
- pełzanie,
- zmęczenie cieplne,
- erozja przez kropelki wody i cząstki zanieczyszczeń pary,
- uszkodzenie przez obce przedmioty wciągnięte do turbiny gazowej (np. pyły).

Przemysłowe turbiny parowe pracują w temp. 1470 K, samochodowe turbiny gazowe natomiast powinny pracować w temp. 1670 K aby osiągnąć konkurencyjne zużycie paliwa w stosunku do silników benzynowych. Viswanathan i in. [106], podaje następujące mechanizmy uszkodzenia łopatek turbin gazowych:

- zmiany mikrostrukturalne (powodujące np. obniżenie odporności na obciążenia udarowe a przez to materiał jest podatny na uszkodzenie przez obce obiekty),
- pełzanie,
- zmęczenie cieplne,
- korozja,
- efekty synergetyczne.

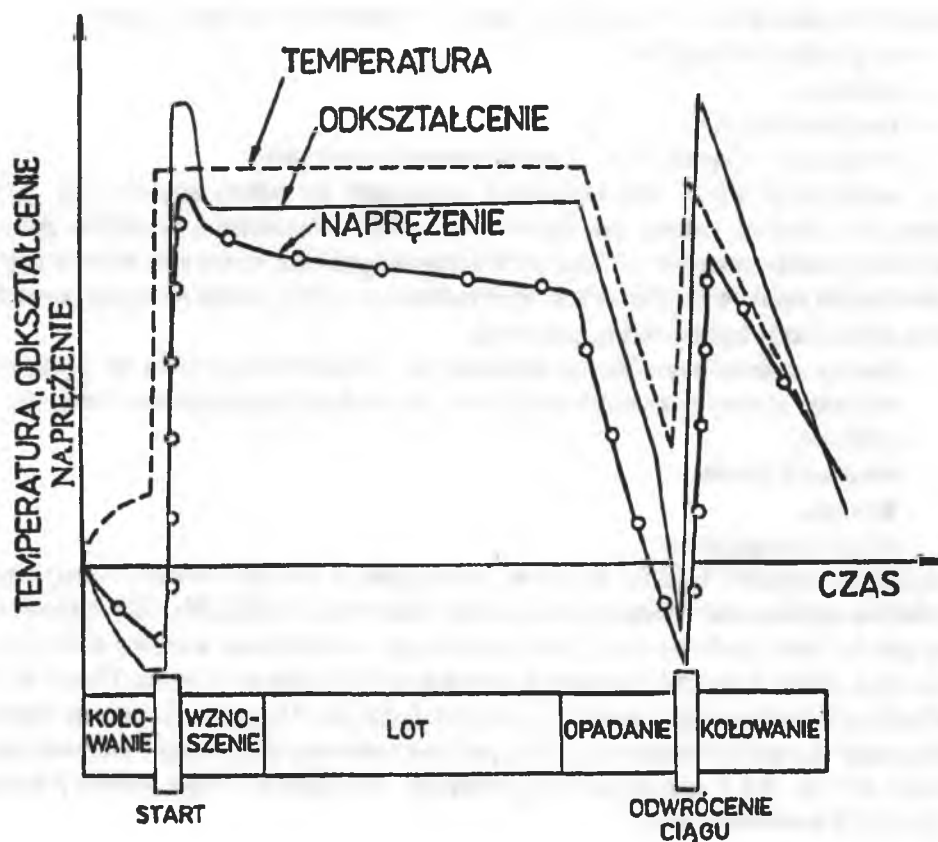
Korozja jest znacznie bardziej dotkliwa, ze względu na obecność wysokoagresywnych produktów spalania oraz obecność pierwiastków śladowych (V, K, S, Na, Cl) w paliwie i ze względu na duże gradienty temperatur, powodujące uszkodzenie warstwy korozyjnej i ekspozycję nowych warstw materiału. Koszt nadstopów turbin jest wysoki. Uważa się, że najbardziej obciążone części wirnika to obrzeże dysku oraz klucze do obsadzania łopatek. Największe obciążenia łopatek występują podczas startu oraz przy zmianie kierunku ciągu turbiny. Na rys. 9.2.1 podano przebieg naprężeń, odkształceń i temp. turbiny lotniczej w typowych warunkach pracy.

Najczęstsze uszkodzenia turbin parowych:

- pęknięcia powierzchni wirnika w miejscu występowania zmiennych temperatur,
- kruche pękanie wirników obserwowane w starych wirnikach w temp. ok. 420 K, przy których jest najbardziej niekorzystne oddziaływanie naprężeń i temperatur,
- pękanie tarcz turbin,
- obecność powietrza w parze (przeciek kondensatora) jest istotne przy zarodkowaniu pęknięć. Na rys. 9.2.2 pokazano występujące pęknięcia na tarczach turbin, a na rys. 9.2.3 i 9.2.4 przykłady lokalnych pęknięć najczęściej występujących.

Produkty erozji uwalniają się z wewnętrznych powierzchni przegrzewaczy pary oraz rurociągów pary. Okazuje się [109], że koncentracja cząstek w turbinie jest 2—3 rzędy większa podczas startu niż w trakcie normalnej pracy.

Zalecenia dla poprawy trwałości można sformułować następująco:



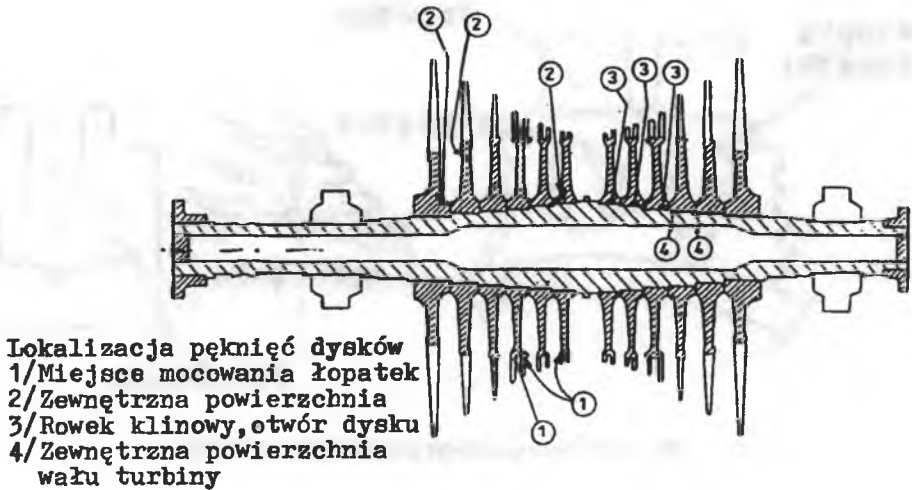
Rys. 9.2.1. Przebieg temperatur, odkształceń i naprężeń w turbinie lotniczej podczas kołowania, wznoszenia, lotu i opadania

- dokładne przestrzeganie zakresu składu chemicznego oraz obróbki cieplnej wirników,
- podczas zmian obciążenia utrzymywać kierunek strugi w tym samym miejscu, aby nie zwiększać liczby łopatek podatnych na korozję naprężeniową,
- rutynowe przeglądy,
- przestrzegać procedury włączeń i wyłączeń.

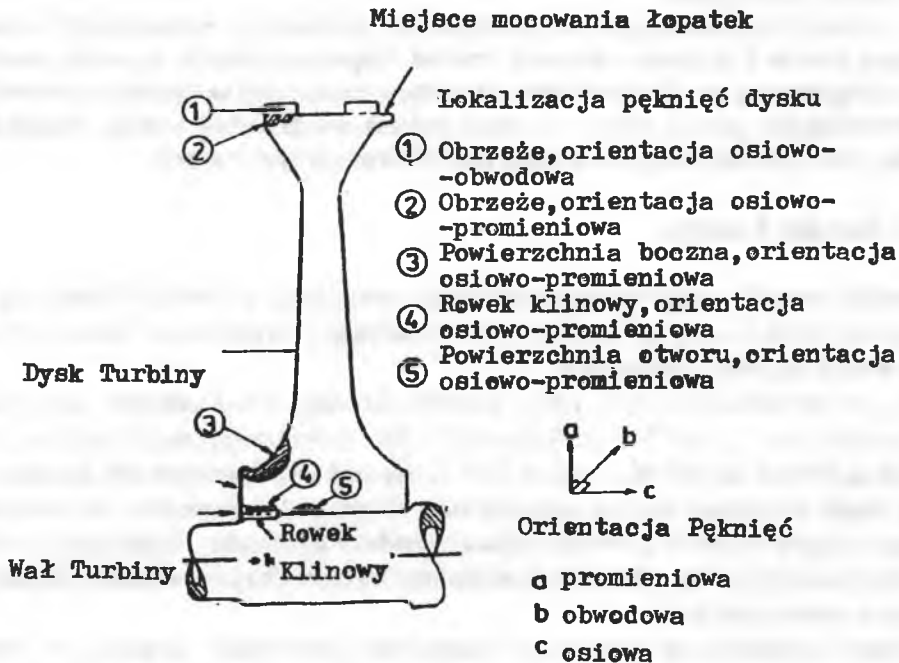
Turbiny gazowe

Występują najczęściej uszkodzenia:

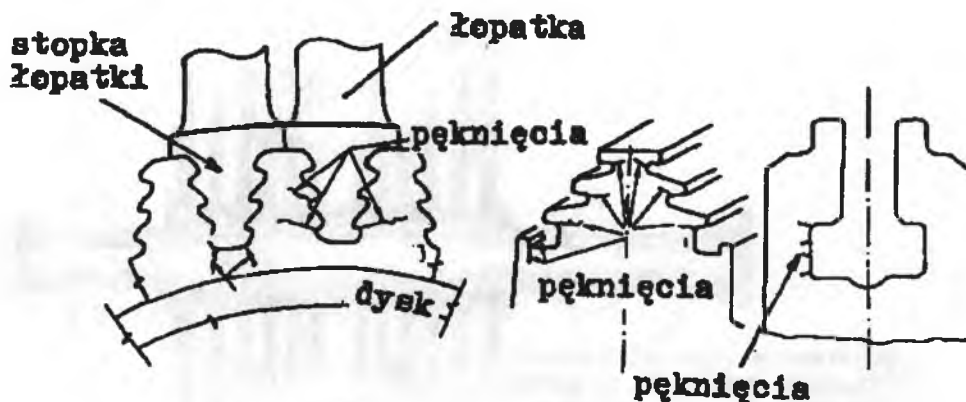
- pęknięcia łopatek podczas startu lub zmiany obciążenia,
- korozja,
- odpadanie warstwy ochronnej.



Rys. 9.2.2. Powstawanie pęknięć w tarczach dysków turbin



Rys. 9.2.3. Obszary występowania pęknięć na dyskach turbin



Rys. 9.2.4. Przebiegi pęknięć przy różnych mocowaniach

Zalecenia:

- nowe materiały np. monokrystaliczne,
- przeprojektowanie aby obniżyć napężenie cieplne,
- regularne przeglądy,
- reperacja łopatek kierujących. Korzystne jest chromowanie wewnętrznych części, co obniża korozję i eliminuje odpadanie tlenków. Odpadanie tlenków powoduje oprócz erozji przegrzewanie rur. Rozwiązaniem korzystnym konstrukcji są systemy przewodów pary bocznikujące główny obieg, otwierane podczas uruchomienia turbiny, chemiczna obróbka tych części instalacji, które mogą być źródłem wolnych cząstek.

9.3. Kowadła i matryce

Pośród różnych rodzajów oprzyrządowania stosowanego w obróbce plastycznej na gorąco omówione zostaną kowadła do kucia swobodnego i matrycowego. Innym podziałem jest kucie na prasie i na młotach.

Przy kuciu swobodnym cykl pracy narzędzi jest długi. Masa odkuwki przy kuciu swobodnym wynosi nawet 100 ton. Temperatura odkuwki wykonanej na przykład ze stopu aluminium wynosi ok. 650 K, a nawet 1650 K dla stali wysokostopowych. Sumuje się z tym ciepło uwalniane podczas odkształcenia. Ciepło jest przenoszane do otoczenia i z tego względu istnieje w przekroju odkuwki gradient temperatur. Temperatura powierzchniowa kowadeł zależy od stopnia kontaktu między odkuwką i kowadłem tj. od grubości i stanu warstwy tlenków.

Pomiary pirometryczne pokazują, że temperatura powierzchni kowadła jest bliska temperaturze odkuwki w związku z tym kowadła są podgrzewane przed kuciem aby ograniczyć uderzenie cieplne. Temperatura kowadła będzie więc zmieniać się cyklicznie, dolny zakres temp. jest nieco powyżej temp. podgrzewania przed pierwszym kuciem,

górną temperaturę jest poniżej temp. odkuwki. Widok pękniętego kowadła podaje rys. 9.3.1 [60]. Tak duże temperatury, przewyższające temperaturę odpuszczania kowadeł, powodują przemiany fazowe w jego materiale. Warunki inicjują zmęczenie cieplne. Rysunek 9.3.1 pokazuje kowadło uszkodzone wskutek obciążenia cieplnego i błędu wykonania. Efekt ten był zintensyfikowany przez dużą liczbę wtrąceń w materiale kowadła.

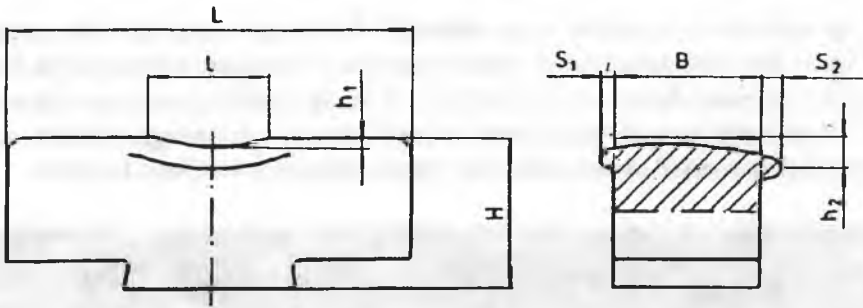


Rys. 9.3.1. Widok pękniętego kowadła do kucia swobodnego na prasie o nacisku 2000 t

Podobne zjawisko można obserwować przy zbyt niskich temperaturach podgrzania. Rys. 9.3.2 [60] pokazuje zużycie materiału kowadła będące wynikiem ścierania i odkształceń. Najbardziej narażona na zużycie jest centralna część kowadła, gdzie wykonuje się większość operacji kucia. Rys. 9.3.3 i 9.3.4 [60] pokazują mikrostruktury stali WNL po 100 godzinach pracy. Jak widać warstwa odległa o 5 mm od powierzchni doznała dalej idących destabilizujących zmian. Konsekwencją zmian mikrostrukturalnych jest zmiana własności materiału kowadła.

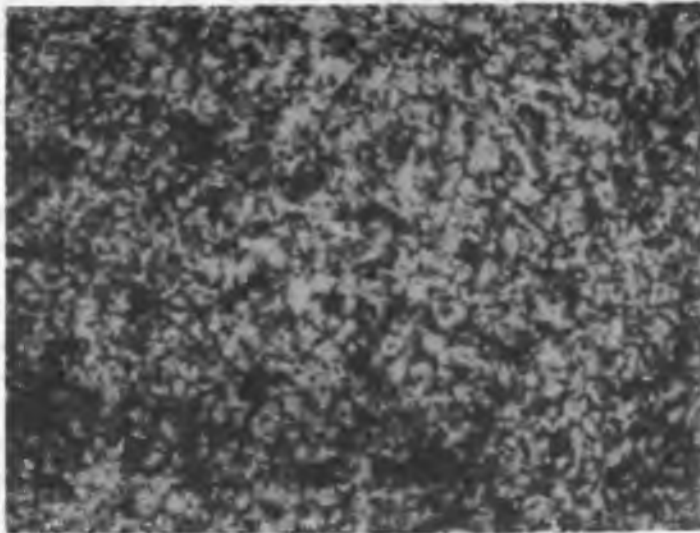
Rys. 9.3.5 [60] pokazuje przebiegi zmian twardości kowadła mierzoną w punktach pokazanych na rys. 9.3.6. Kowadła są poddawane wielokrotnej regeneracji polegającej na obróbce skrawaniem powierzchni lub niekiedy napawaniu ubytków i szlifowaniu jako obróbce końcowej materiału. Powodem decyzji o złomowaniu kowadeł może być albo nadmierne zużycie albo pojawienie się głębokich pęknięć.

Matryce są w większym stopniu poddane abrazyj przez przemieszczający się materiał. Mechanizmy dominujące w zużyciu matrycy są pokazane na rys. 9.3.7 [110].

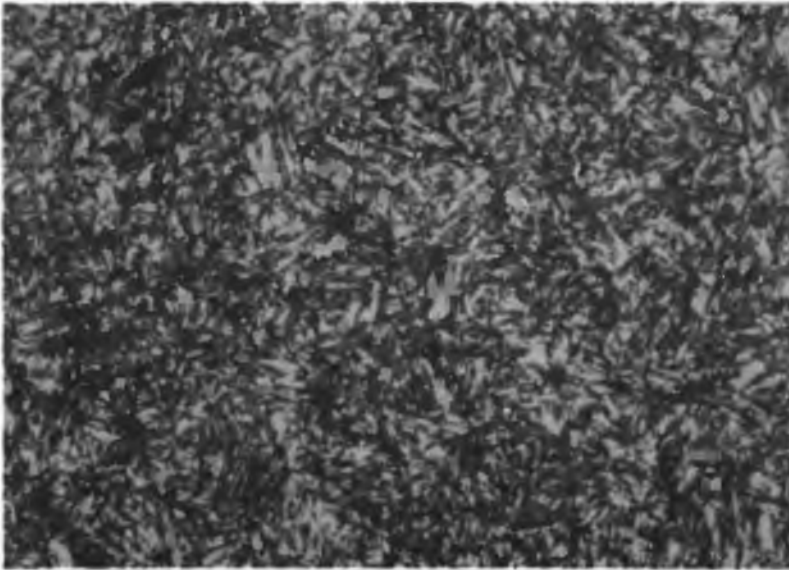


Wymiary Kowadźa mm			Nacisk Prasy t	Odkształcenie Trwałe mm				
L	B	H		l	h ₁	h ₂	S ₁	S ₂
600	240	400	800	150	5	20	10	16
1000	300	450	1000	240	7	45	16	28
1400	450	450	3000	300	12	95	27	35

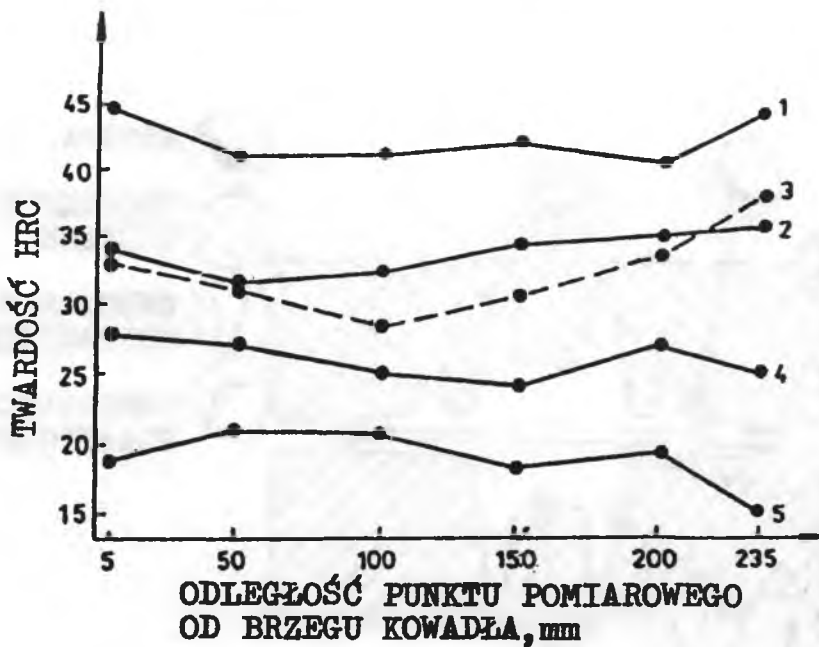
Rys. 9.3.2. Charakterystyka procesu zużycia kowadźeł do kucia swobodnego na prasach: 800, 1000 i 3000 t



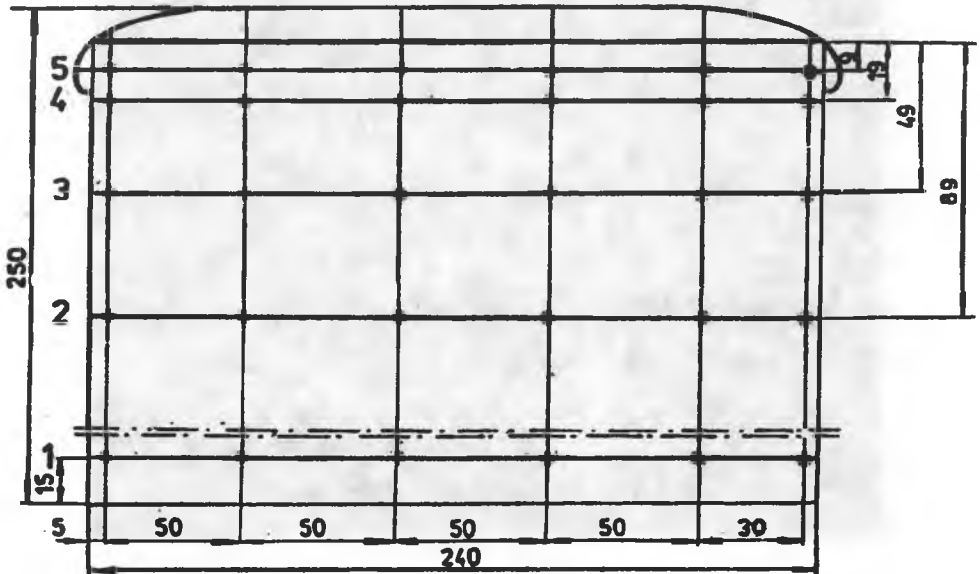
Rys. 9.3.3. Mikrostruktura kowadźa prasy 8MN ze stali WNL po 100h pracy w odległości 5 mm od powierzchni. Trawiono nitem, x500



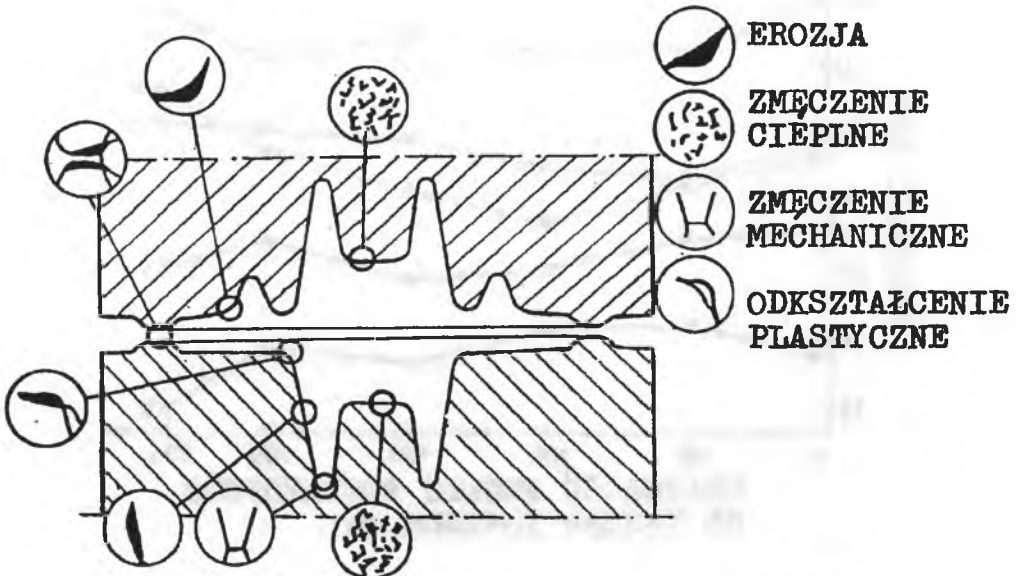
Rys. 9.3.4. Mikrostruktura kowadła prasy 8MN ze stali WNL po 100h pracy w odległości (20 - 30) mm od powierzchni. Trawiono nitałem, x500



Rys. 9.3.5. Przebieg zmian twardości kowadła ze stali WNL po 100h pracy

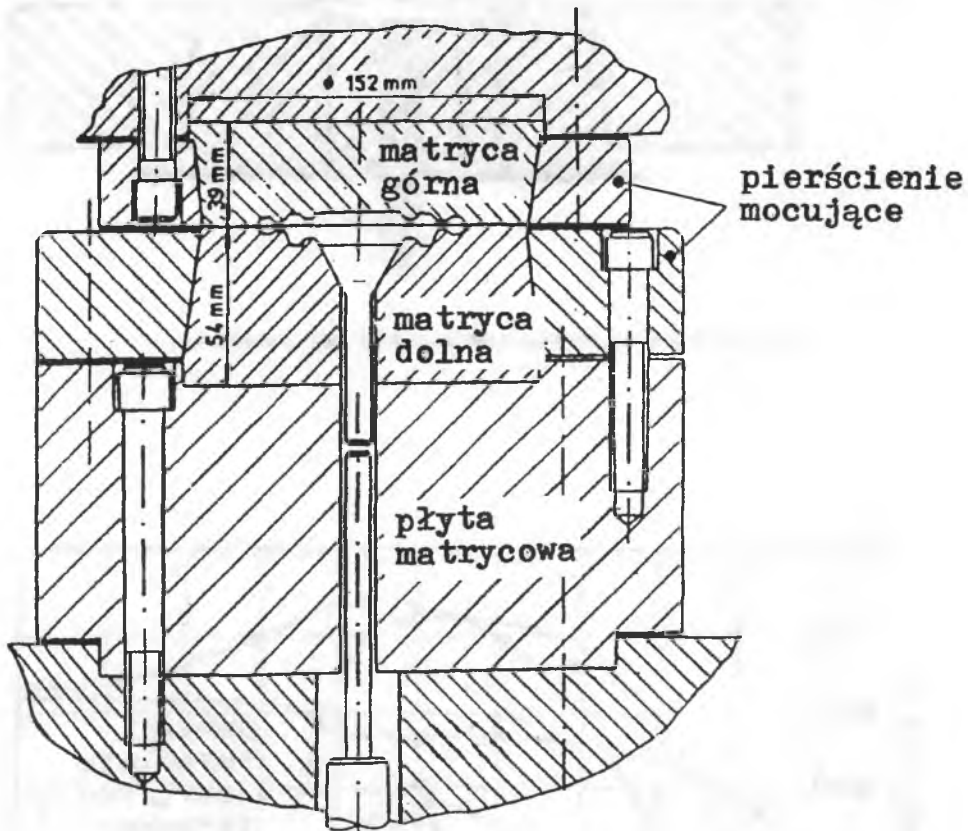


Rys. 9.3.6. Miejsce pomiaru twardości kowadła po 100h pracy



Rys. 9.3.7. Mechanizmy dominujące zużycia powierzchni wykroju matrycy

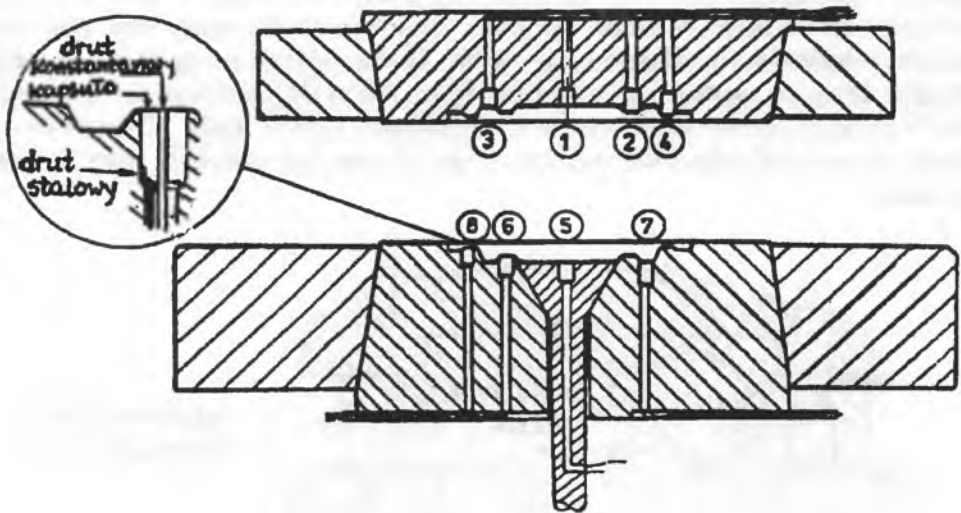
Widać, że najbardziej obciążona cieplnie jest centralna część matrycy, która jest najdłużej w kontakcie z odkuwką. Zmęczenie mechaniczne jest istotne na dnie wnęk, gdzie obciążenia mechaniczne są wzmożone przez stosunkowo niską temperaturę (znacznie mniejszą niż pierwotna) odkształcanego metalu. Erozja i abrazja ma miejsce tam, gdzie płynięcie metalu jest najbardziej intensywne. Dean i Silva [111], zmierzili rozkład temperatur w matrycy podczas kucia wlewka o temperaturze 1310 K. Kucie wykonywano na młocie oraz na prasie mimośrodowej. Rys. 9.3.8 pokazuje parę matryc używaną w eksperymencie.



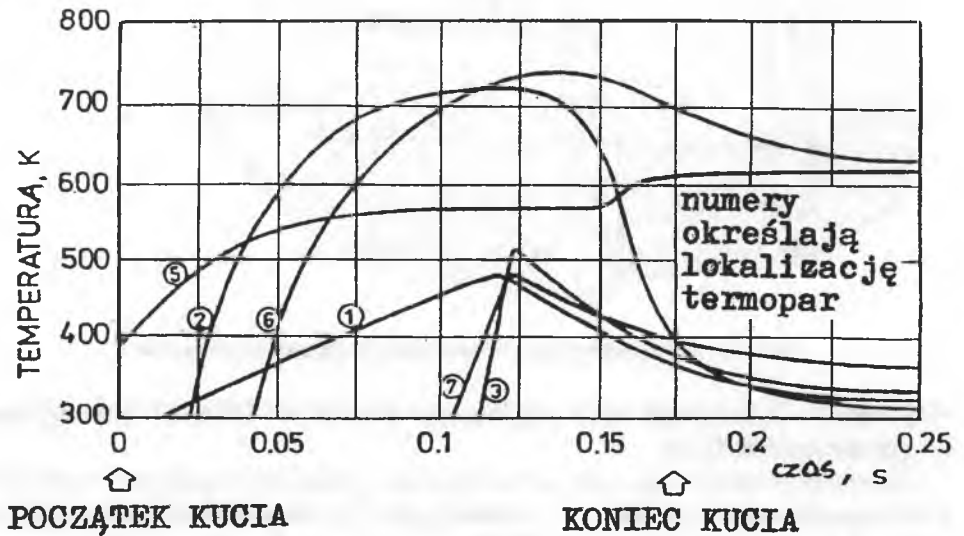
Rys. 9.3.8. Matryce stosowane do badań rozkładu temperatury podczas kucia

Natomiast rys. 9.3.9 podaje lokalizację termopar. Rysunki 9.3.10 i 9.3.11 ilustrują zmiany temperatur podczas kucia.

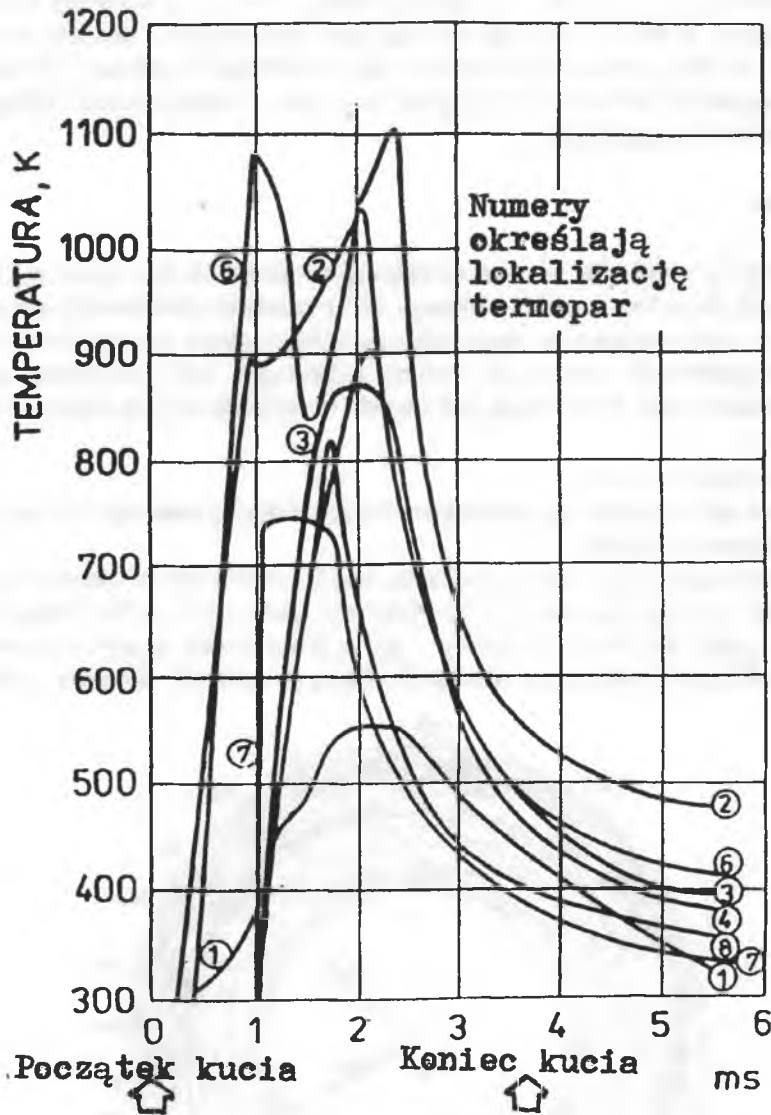
Uzyskane rozkłady temperatur można tłumaczyć częściowym wpływem warstwy tlenków na przewodnictwo cieplne. W miejscach, gdzie warstwa tlenków jest wytarta, przepływ ten jest bardziej intensywny. Ważny jest też czas kontaktu określonego punktu matrycy z odkuwką. Przy kuciu na młocie szybkości wzrostu temperatury są znacznie większe ze względu na znacznie większe prędkości odkształcenia.



Rys. 9.3.9. Schemat położenia termopar podczas kucia matrycowego



Rys. 9.3.10. Rozkład temperatur podczas kucia odkuwek na prasie



Rys. 9.3.11. Rozkład temperatur podczas kucia odkuwek na młocie

Badanie zużycia kowadeł w przemyśle motoryzacyjnym pokazuje, że ok. 40% kowadeł ulega normalnemu zużyciu, 30% pęka na wskroś i 30% jest złamanych po zaobserwowaniu głębokich pęknięć. Górne kowadła mają trwałość (30–50)% większą ze względu na mniejszy czas kontaktu z odkuwką.

Sposoby podwyższenia trwałości matryc: można uzyskać poprawę przez lepszy dobór materiału, przeprojektowanie wnętrza matryc, stosowanie chłodzenia i smarowania. Przykładowo Leonidow [112], pokazał, że zastosowanie nowych materiałów zwiększa trwałość kowadeł do kucia części ciągników rolniczych (1, 5–3) razy.

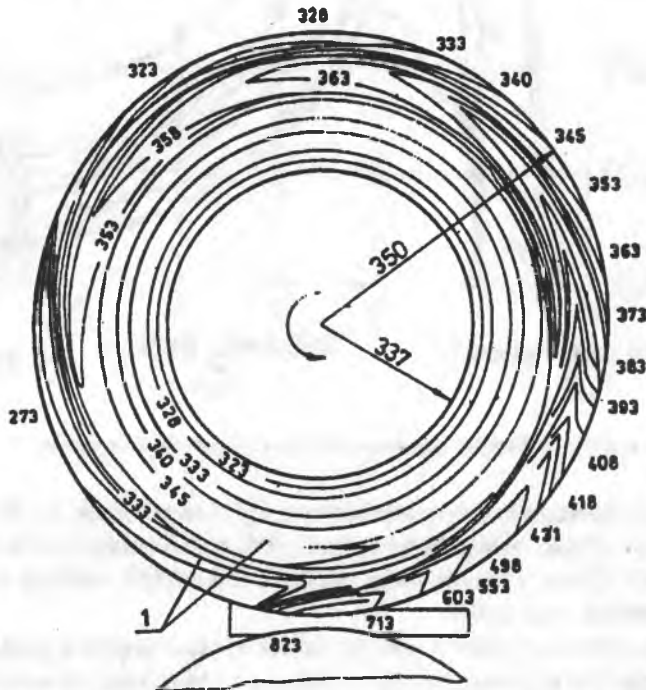
Powtórzenie pierwotnej obróbki cieplnej jest korzystne, o ile jest powtarzane po krótkim czasie pracy matrycy. Reperacja pęknięć przez szlifowanie i napawanie musi być zakończona obróbką cieplną celem relaksacji wprowadzonych naprężeń. Obie te metody wymagają wycofania kowadła wtedy, gdy są one jeszcze w dobrym stanie i dlatego nie są szeroko stosowane w przemyśle.

9.4. Walce

Warunki pracy walców hutniczych do walcowania metali stawiają sprzeczne wymagania. Odporność na ścieranie walców wymaga dużej twardości, podczas gdy przenoszenie zmiennych w czasie obciążeń wymaga wysokiej wytrzymałości zmęczeniowej. Obciążenie walców gwałtownie zmienia się podczas wchodzenia lub wychodzenia materiału z kotliny walcowniczej. Technologia walcowania w ogólnym zarysie umownie dzieli się na dwie grupy:

- walcowanie na zimno,
- walcowanie na gorąco, gdzie temperatura jest powyżej temperatury rekrytalizacji obrabianego materiału.

W walcowaniu na gorąco, po pewnym czasie wewnątrz walca ma temperaturę ok. 350 K a temperatura powierzchni zmienia się cyklicznie, przy czym dolna temperatura jest wyznaczona przez chłodzenie natryskiem a górna przez kontakt z materiałem walcowanym. Rys. 9.4.1 [113] pokazuje te zmiany. Po pewnym czasie od rozpoczęcia cyklu pro-



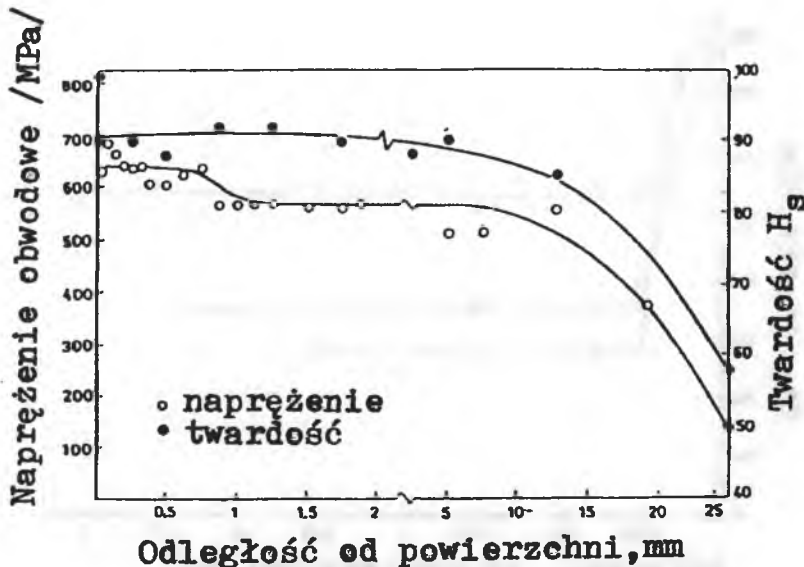
Rys. 9.4.1. Przebieg temperatury w walcu hutniczym przy walcowaniu stali na gorąco

dukcji zauważa się charakterystyczną dla zmęczenia cieplnego siatkę pęknięć. Układ pęknięć wydaje się być bardziej związany ze stanem naprężeń niż z własnościami mikrostruktury materiału walca.

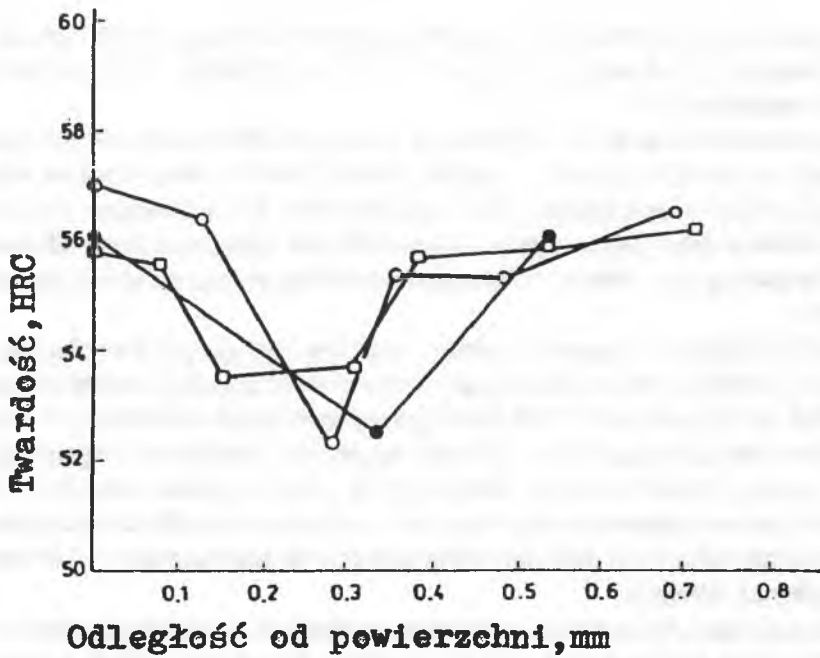
Przy walcowaniu na zimno są wymagane znacznie większe naciski. Po pewnym czasie obserwuje się wycieranie części centralnej walca. Obserwowane pęknięcia mają swoją główną przyczynę w przegrzaniu części materiału walca lub w zlokalizowanym odkształceniu. Ostatni termin oznacza region o mikrostrukturze zmienionej przez udarowe obciążenie. Na granicy tego obszaru z obszarem o normalnej strukturze występuje spiętrzenie naprężeń.

Rys. 9.4.2 pokazuje rozkład twardości i naprężeń ściskających wywołanych obróbką cieplną w przekroju walca wykonanego ze stali niskostopowej o zawartości węgla $C = 0,8\%$. Rys. 9.4.3 i rys. 9.4.4 [114] ilustrują zmianę naprężeń wewnętrznych i twardości w przekroju złomowanego walca. Jak widać naprężenia wewnętrzne mogą zwiększać się podczas pracy w sposób znaczny. Obserwuje się także tworzenie obszarów o obniżonej twardości, co jest niekorzystne. Opierając się na uzyskanych wynikach można stwierdzić, że regeneracja walca przez szlifowanie powinna powodować korzystne wyrównanie przebiegu naprężeń własnych.

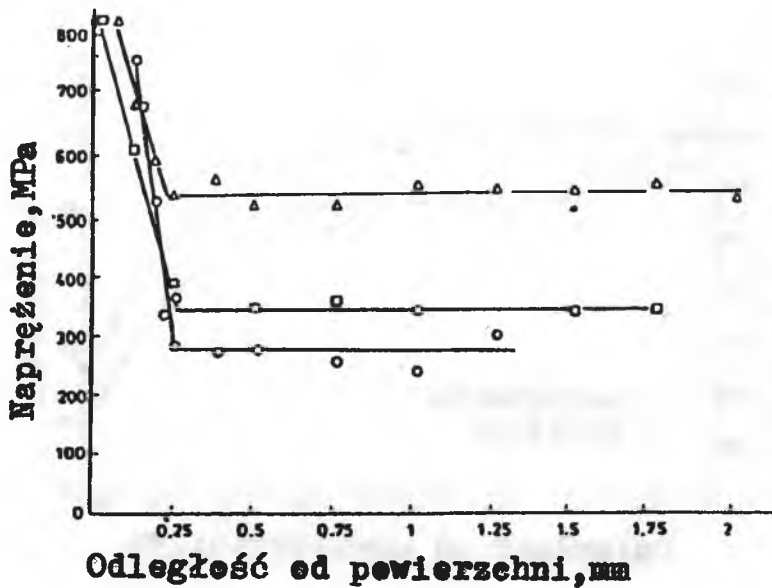
Charakterystykę walców do pracy na zimno podano dla przykładu w tablicy 9.4.1 [60]. W tablicy 9.4.2 [60] podano materiały stosowane na walce do pracy na gorąco oraz charakterystykę walców używanych w przemyśle krajowym w jednym z zakładów metalurgicznych.



Rys. 9.4.2. Przebieg zmiany twardości i naprężeń obrotowych walców na przekroju po obróbce cieplnej przed walcowaniem



Rys. 9.4.3. Przebieg zmian twardości walca po pęknięciu i wycofaniu z produkcji



Rys. 9.4.4. Przebieg zmian naprężeń wewnętrznych zużytego walca po walcowaniu

Tablica 9.4.1.

Charakterystyka walców do pracy na zimno

Walcownia średnica wyjściowa mm	gatunek stali	Parametry walców							Wskaźnik zużycia walców			
		twardość HB		masa walcu, kg		średnica śred- nica walcu mm		smuk- łość beczki	kg/t	ilość prze- walco- wanej stali t/anna	liczba stosowa- nych prze- toczeń	średni stopień wykorzy- stania warstwy czynnnej %
		beczki	czop- ów	suro- wego	uży- tego	czyn- na	martwa					
165÷300	NC7V4	90 98	28 40	108 290	103 262	163 300	155 280	1,0 2,67		11 117,5	16 70	35 60
Walcownia taśm 70÷165	NC7V2	84 97 91	30 60 25	10 108 1665	8,7 104 1487	70 165 380	63 155 360	0,9 3,3 2,33	0,27 1,08 0,3	26,5 800 120	7 50 10	35 100 50
Walcownia blach 380÷515	NC7V1	95	55	3378	3063	515	485	3,8	5,83	1107	100	75

Tablica 9.4.2.

Charakterystyka walców do pracy na gorąco

Walcownia, średnica wyjściowa		gatunek stali	Parametry walcu						Wskaźnik zużycia walców					
			Twardość HB		masa walcu kg		średnica walcu		smuk- łość beczki	kg/t	ilość prze- walco- wanej stali t/mm	liczba prze- toczeń	średnia grubość jednego prze- toczenia	
			beczki	czopów	suro- wego	użytego	czynna	martwa						
Zgniatacz	1150	50HN												
		60HN	240	240	31000	24000	1080	1020	2,4	0,12	17808	4	7,3	
	715—1080	WCV	207	207	9930	4800	725	665	2,3	0,18	1828	3	5,5	
			230	230	22500	15000	1076	1010	2,9	0,59	6060	6	9,66	
			196	240	5880	3300	730	660	1,1	0,02	8013	4	7,4	
Walcownia kęsów	730—850	60HN	250	260	7660	5400	840	760	1,6	0,03	17215	5	7,9	
					2050	1600				0,04	4054	3	5,4	
	530—550	WCV	240	240	2250	1800	530	480	1,4	0,06	3921	4	7,4	
			201	201	9600	7000	720	660	1,8	0,06	667	3	6,0	
Walcownia szyn i pro- filów ciepłych	830—1150	WCV	223	217	14000	7200	1130	1010	2,8	1,05	1053	10	9,5	
			190	190	15500	9500	900	820	2,0	0,96	162		3,5	
				220	27600	14500	1225	1115	2,7	5,69	1040	10	6,0	
Walcownia nawrotna		WCV	235	197	5600	2850	610	560	2,1	0,70	535	2	2,6	
	950—1270		197											
Walcownia duża	630—1030	WCV	230	230	13300	7300	830	810	3,2	3,25	3461	13	12,0	
			170	170	1460	880	405	365	1,1	0,34	18	3	4,41	
Walcownia średnia	480—725	WCV	274	270	5720	3730	710	590	3,4	7,2	1000	7	6,0	
			197	197	475	390	260	235	2,3	0,49	74,6	3	2,5	
Walcownia mała	280—600 max 900	WCV	274	270	4800	3400	550	515	3,3	3,11	529	6	7,13	
			210	210	14800	12000	900	800	1,9	—	—	—	—	
Walcownia blach grubych	950	55H 40HN	270 215 220	250 205 215	14500	13500	950	900	1,8	0,08	23676	3	5,35	
Walcownia blach cienkich	650—750	WCV	197 210	197 210	4800 9000	4000 8400	650 750 780	580 710 730	2,0 2,3 1,5	2,00 3,91	137 230	25	0,80 8,40	
Walcownia rur	840	WCV	260	260	6500	5800	840	790	1,6	0,26	2000	9	5	
							477	427	1,3	0,23	480	5	5	
			260	260	1375	750	505	455						
Mannesmanna	505	50G2			200	100	400	300	0,37	0,51	16	4	6,25	
			270	270	560	200	490	300	0,49	0,77	21	8	10,00	
							755	690	1,3					
piełgrzymowa	400—490	50G												
Walcownia rur	500	55	250	240	3750	3500	657	592	1,4	0,19	1333	4	7,5	
Innocenti	755	WCV	220	220	960	700	500	450	1,0	0,21	521	12	2	
			250	250										

Uważa się, że wtrącenia tlenków mogą być istotną przyczyną uszkodzeń. Ilość wtrąceń można bardzo skutecznie ograniczyć przez odlewanie próżniowe i przetapianie elektrożuźłowe. Sprzecznym wymaganiom dotyczącym materiału walca, tj. odporności na ścieranie (pożądana duża twardość) i na zmienne obciążenia (korzystna mała twardość), można sprostać wykonując powierzchniową obróbkę cieplną, tj. wykańczającą obróbkę cieplną indukcyjną, co pozwala hartować zewnętrzną część beczki walca nie zmieniając własności rdzenia walca. Walce produkowane tą metodą mają trwałość 2 razy większą niż walce produkowane konwencjonalnie. Regeneracji walców dokonuje się przez szlifowanie. Tulejowanie pozwala uzyskać dodatkowy efekt ekonomiczny. Alternatywną metodą jest napawanie powierzchni, trwałość takiego walca może być niemal taka sama jak nowego. Walce tulejowane są jednak bardziej podatne na uszkodzenia (rozerwanie tulei) oraz poluzowanie tulei. Walce dwuwarstwowe odlewane odśrodkowo wykazują bardzo dobre własności — trwałość większa o 30—50% w stosunku do konwencjonalnych. Część zewnętrzną stanowi żeliwo białe zapewniające odporność na ścieranie i korozję, rdzeń — żeliwo szare lub sferoidalne.

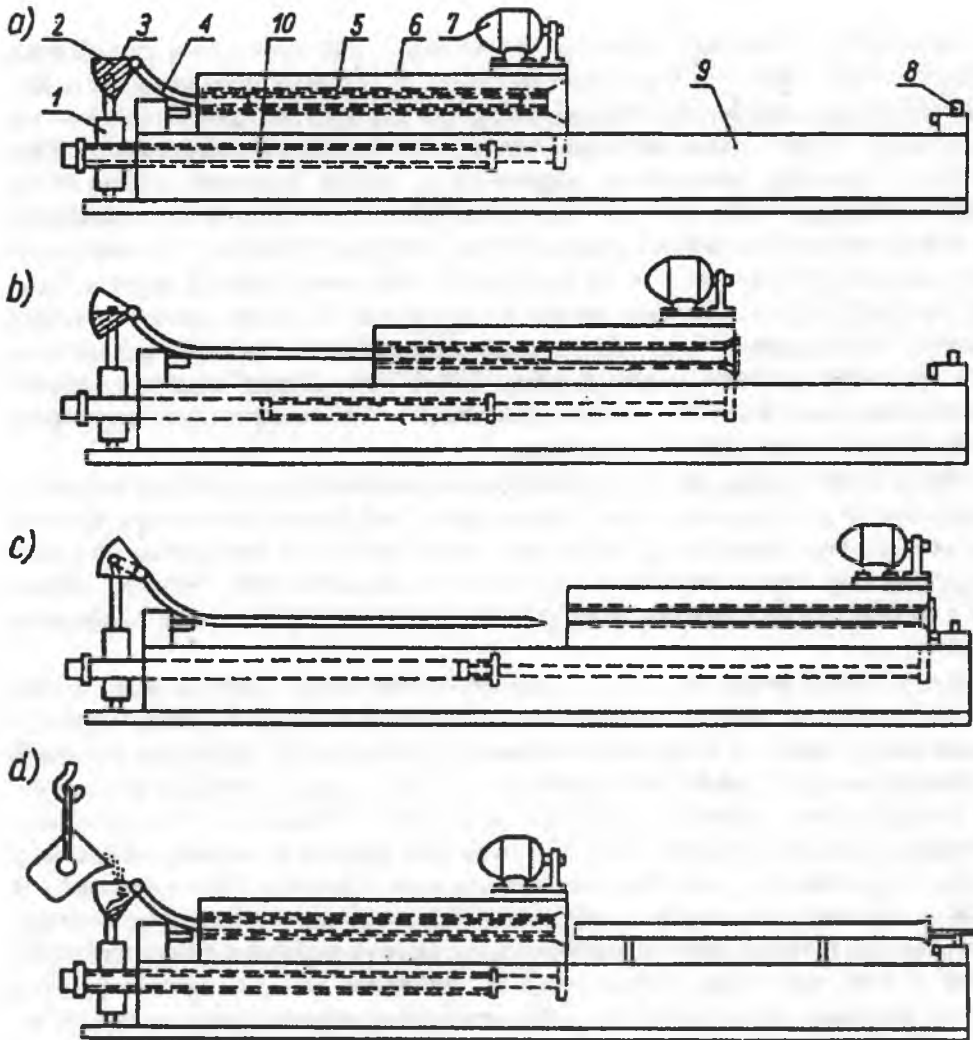
9.5. Formy do odlewania rur metalowych

Zarys technologii odlewania rur

Odlewanie odśrodkowe rur żeliwnych należy do postępowej technologii hutniczej przede wszystkim ze względu na dużą wydajność, jak również na skutek występowania korzystnego zjawiska jednokierunkowego odprowadzenia ciepła, co wpływa na wyeliminowanie jam skurczowych. W procesie tym ciekłe żeliwo doprowadzone jest rynną do wewnętrznej powierzchni stalowej formy, którą z zewnątrz chłodzi się wodą.

Pośród różnych rozwiązań konstrukcyjnych urządzeń do odlewania na uwagę zasługuje metoda de Lavaud rozpowszechniona zwłaszcza przy produkcji rur wodociagowych. Przy stosowaniu tej metody płynny metal o temperaturze 1350°C styka się przez krótki okres czasu z wewnętrzną powierzchnią stalowej formy. Cały cykl odlewania jednej rury wynosi ok. 120 s. Schemat urządzenia podano na rys. 9.5.1.

Po wyjęciu uformowanej rury proces powtarza się i występuje ponowienie całego cyklu. Forma stalowa narażona jest na działanie szybko przebiegających zmian temperatur, które w literaturze technicznej przyjmuje się określać udarem cieplnym (thermal shock). Forma stalowa do odśrodkowego odlewania rur podlega procesowi zmęczenia cieplnego, przez który przyjmuje się określać zmiany zachodzące w strukturze i własnościach materiału w wyniku powtarzalnych zmian temperatury wywołujących okresowo zmienne pole



Rys. 9.5.1. Schemat urządzenia do odśrodkowego odlewania rur z przesuwną formą; a - początek odlewania, b - odlewanie, c - zakończenie odlewania, d - wyciągnięcie odlanej rury. 1 - mechanizm przechyty, 2 - ciekłe żeliwo, 3 - kadź, 4 - wlew, 5 - rynna, 6 - korpus, 7 - silnik, 8 - wyciągacz, 9 - łożo, 10 - mechanizm przesuwu

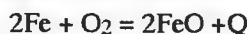
naprężeń. Jeden szybko zachodzący cykl zmiany temperatury, jeżeli jej maksimum nie jest zbyt duże, w zasadzie nie stwarza niebezpieczeństwa dla materiału. Niewielkie zmiany zachodzące w czasie pojedynczego cyklu, gdy ilość cykli wzrasta, nakładają się na siebie i powodują zmiany w strukturze i własnościach przedmiotu.

Obciążenie cieplne formy

Forma do odśrodkowego odlewania rur żeliwnych jest stalową rurą grubościenną o długości 5000—6000 mm. Przy rozważaniu obciążeń cieplnych forma może być traktowana jako rura o nieskończonej długości podlegająca cieplnym obciążeniom osiowo—symetrycznym. Forma w czasie odlewania wiruje z dużą prędkością obrotową 400—1000 obr./min, co powoduje równomierne nagrzewanie jej ścianek. Zalewanie wzdłuż powierzchni wewnętrznej formy przebiega z szybkością 0,2—0,3 m/s, a szybkość rozchodzenia się izoterm w ścianie w kierunku promieniowym jest rzędu 0,004 m/s, co pozwala w rozważaniach na uproszczenie zjawiska i pominięcie rozprzestrzeniania się ciepła w kierunku równoległym do osi. Do rozważań można więc przyjąć, że forma zalana jest ciekłym żeliwem "natychmiastowo", tzn. nie występuje efekt oddziaływania części zalanej na tę, która nie została w danym momencie zalana. Układ "rura—forma" stanowi przypadek przewodzenia ciepła w sposób nieustalony przy osiowo—symetrycznym przebiegu i może być rozważany w stanie jednowymiarowym.

Należy zwrócić uwagę, że wewnętrzna powierzchnia odlanej rury opływana jest powietrzem o małym współczynniku przejmowania ciepła. Stąd wynika, że traktować ją można jako powierzchnię adiabatyczną. Od tej powierzchni nie będzie rozpoczynał się proces krzepnięcia rury. Proces krystalizacji rozpocznie się od powierzchni zetknięcia odlanej rury z wewnętrzną ścianką formy ze względu na intensywne odprowadzenie ciepła przez metal.

Trzeba zwrócić uwagę, że na powierzchni wewnętrznej formy tworzy się bardzo cienka warstwa zgorzeliny. Mechanizm powstawania zgorzelin na stopach metalicznych jest jeszcze mniej znany niż mechanizm utleniania czystych metali. Zgorzelina na stalach stopowych jest często układem wieloskładnikowym złożonym z heterofazowych mieszanin związków poszczególnych składników stopowych z utleniaczem. Poza procesami zachodzącymi na granicach powstałych faz i wewnątrz zgorzeliny zachodzą także reakcje w głębi fazy metalicznej, co wpływa na przebieg procesu utleniania. Jest rzeczą znaną, że szybkość utleniania poszczególnych składników stali jest różna, w wyniku czego występują lokalne różnice stężeń, których wyrównywanie zależy od szybkości dyfuzji tych składników w fazie metalicznej. Innym ważnym czynnikiem, który komplikuje przebieg procesu utleniania jest tworzenie się strefy wewnętrznej utleniania oraz możliwość powstawania równocześnie lotnych, ciekłych i stałych produktów reakcji. Zdaniem wybitnego teoretyka w tej dziedzinie C. Wagnera ustalenie teoretyczne szczegółów procesu tworzenia się zgorzeliny stali stopowych z uwagi na ogromnie złożony przebieg zjawisk jest niecelowe. Śluszniejszym jest raczej poszukiwanie uproszczeń procesu i przyjmowanie przypadków granicznych celem znalezienia rozwiązań półilościowych. Upraszczając w pewnym stopniu zjawisko, przy założeniu działania tlenu z atmosfery znajdującego się wewnątrz formy, na jej powierzchni można założyć przebieg powstawania warstwy tlenków:



gdzie:

Q — ciepło reakcji egzotermicznej.

Powstający na powierzchni FeO przy podwyższonych temperaturach dyfunduje w głąb tworząc Fe_3O_4 i Fe_2O_3 i na powierzchni powstaje zgorzelina o niewielkiej grubości. Proces powstawania i narastania zgorzeliny jest bardzo złożony i zależy m.in. od takich czynników jak: składniki gazu, temperatura żeliwa, czas trwania działania temperatury, skład chemiczny żeliwa itp.

Należy zaznaczyć, że po czasie kilku sekund pomiędzy zakrzepniętym żelivem a formą tworzy się szczelina na skutek zmniejszenia objętości przy studzeniu. Po czasie 30 sek. dla rury $\phi=100$ mm powstaje szczelina o wielkości ok. 0,3 mm. Stąd widać, że kontaktowanie się ciekłego metalu z formą jest bardzo krótkotrwałe, co uzasadnia niewielką grubość powstałej zgorzeliny. Poza tym na skutek wyciągania rury żeliwnej występuje proces wycierania zgorzeliny tak, że jej grubość jest w rezultacie niewielka i przy rozważaniach przepływu ciepła można pominąć jej wpływ. Rozkład temperatury na przekroju formy po jej zalaniu ciekłym żelivem możemy określić z zależności Fouriera

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda (r, T) \frac{\partial T}{\partial r} \right] = A(r, T) \frac{\partial T}{\partial t},$$

gdzie:

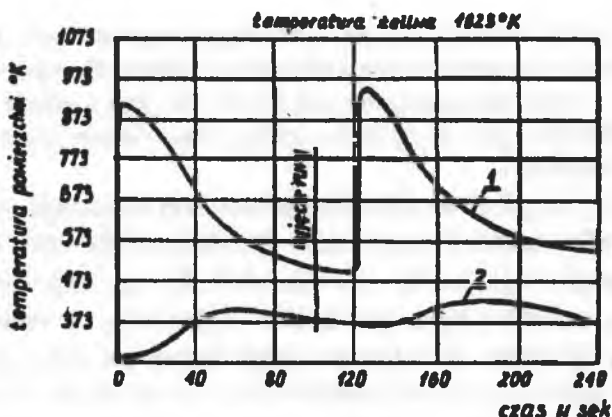
r — promień poszczególnych rozważanych warstw na przekroju, λ — współczynnik przewodzenia ciepła, T — temperatura $^{\circ}\text{K}$, $A(r, T) = C_p(r, T)d(r, T)$, C_p — ciepło właściwe materiału, d — gęstość materiału.

Po przyjęciu warunków brzegowych i początkowych oraz założeniu, że wskaźniki cieplne i materiałowe są funkcjami temperatury, można obliczyć temperaturę ścianki formy metodą analityczną lub numeryczną. Temperaturę ścianki możemy obliczyć po podstawieniu: temperatury początkowej formy $T_0 = 27^{\circ}\text{C}$, temperatury żeliwa $T_1 = 1350$

i $m = \frac{(d \cdot C_p)_z}{(d \cdot C_p)_f} = 1$, gdzie: $(d \cdot C_p)_z$ — gęstość i ciepło właściwe żeliwa, a $(d \cdot C_p)_f$ dla formy z następującej zależności:

$$T_s = \frac{m \cdot T_0 + T_1}{m+1} = 688^{\circ}\text{C}$$

Wielkość ta niewiele różni się od wielkości wyznaczonych na drodze eksperymentalnej (635°C). Według badań Königera i Liebmanna przeprowadzonych na próbnej wlewnicy zalwanej ciekłym metalem otrzymano rozkład temperatury pokazany na rysunku 9.5.2.



Rys. 9.5.2. Przebieg zmian temperatury formy podczas odlewania rury; 1 - na powierzchni wewnętrznej, 2 - na powierzchni zewnętrznej

Badania eksperymentalne [115, 116] wykazały, że temperatura powierzchni wewnętrznej przy pierwszym cyklu odlewania wynosi 635°C i po 120 sek. obniża się do ok. 220°C . Podczas następnych cykli wzrasta do 680°C i dalej ulega obniżeniu do ok. 280°C . Cykl powtarza się przy kolejnych zalaniach i można go traktować jako proces udarowego nagrzewania i chłodzenia wewnętrznej warstwy wierzchniej formy.

Rozkład naprężeń

Stan naprężeń powstający w formie stalowej pod wpływem zalania płynnym żelazem jest złożony. Stopień trudności przy rozwiązywaniu zagadnienia powiększa się również na skutek takich dodatkowych czynników jak na przykład: zmiana własności materiału w czasie podwyższania temperatury, modułu Younga, współczynnika Poissona oraz współczynnika przejmowania ciepła. Poza tymi czynnikami każda forma charakteryzuje się różną anizotropią struktury.

Celem przeanalizowania przebiegu naprężeń trzeba wprowadzić pewne założenia, które umożliwiają dalsze rozważania. Przyjęto następujące założenia: izotropowość materiału, potraktowanie formy jako grubościenniej rury o nieskończonej długości, osiowo—symetryczny rozkład temperatury na przekroju w funkcji promienia, stopniowy przebieg zmian temperatury na przekroju i niezmienność modułu Younga i współczynnika Poissona.

W momencie zalania, to znaczy dla czasu $t = 0$ sek można przyjąć, że forma jest elementem idealnie sprężystym. Z wykresu temperatury wynika, że dla czasu $t = 5$ sek występuje maksimum 635°C i duży gradient temperatury. W miarę upływu czasu temperatura powierzchni wewnętrznej maleje i strumień ciepła przepływa w kierunku powierzchni zewnętrznej. Powoduje to ogrzewanie dalej położonych obszarów przekroju formy [118, 119].

Na skutek wzrostu temperatury strefy przypowierzchniowej występuje zjawisko jej rozszerzania, czemu przeciwdziała pozostała część formy. W rezultacie tego działania

strefa przypowierzchniowa podlega silnemu ściskaniu. Naprężenia powstające w tej strefie są rzędu 600—700 MPa, co powoduje powstanie strefy uplastycznionej. W miarę upływu czasu występuje przemieszczanie się strefy uplastycznionej do wewnątrz materiału na skutek obciążenia cieplnego tego obszaru. Można wykazać, że do czasu ok. 30 s przebiega zjawisko jednoczesnego przesuwania się przestrzeni uplastycznionej oraz obciążonej i po tym występuje zahamowanie tego procesu.

Do rozważań można myślowo wyobrazić sobie w rozpatrywanym momencie dwie strefy uplastycznione: jedna — przypowierzchniowa, która przesuwa się do wewnątrz oraz druga — powstała na skutek przesuwania się pierwszej strefy. Po pewnym czasie temperatura pierwszej strefy obniża się i powstaje w niej określony stan naprężeń. Analizując rozkład temperatury na przekroju można przyjąć, że na przekroju formy występują trzy przemieszczające się w czasie obszary: sprężysty, plastyczny i odciążony.

Obszar sprężysty

W obszarze odkształceń sprężystych zależność pomiędzy naprężeniami a odkształceniami cieplnymi jest następująca [119]:

$$\begin{aligned}\varepsilon_r - \alpha \cdot T &= \frac{1}{E} \left[\sigma_r - \nu(\sigma_y + \sigma_z) \right] \\ \varepsilon_y - \alpha \cdot T &= \frac{1}{E} \left[\sigma_y - \nu(\sigma_r + \sigma_z) \right] \\ \varepsilon_z - \alpha \cdot T &= \frac{1}{E} \left[\sigma_z - \nu(\sigma_r + \sigma_y) \right],\end{aligned}$$

gdzie:

$\varepsilon_r, \varepsilon_y, \varepsilon_z$ — odkształcenie w kierunku promieniowym, obwodowym i wzdłużnym, α — współczynnik rozszerzalności cieplnej, T — temperatura, E — moduł Younga, ν — współczynnik Poissona, $\sigma_r, \sigma_y, \sigma_z$ — naprężenia w kierunku promieniowym, obwodowym i wzdłużnym.

Znając wielkość odkształceń w danej chwili, można z podanych zależności określić wielkości naprężeń.

Obszar plastyczny

W czasie przeróbki plastycznej występuje zgodnie z prawem stałej objętości niezmiennosc materiału odkształconego plastycznie. Zjawiska odkształcenia plastycznego są możliwe do określenia z hipotezy Saint—Venanta.

Obszar odciążony

Po obniżeniu się temperatury w strefie przypowierzchniowej na skutek przejmowania ciepła występuje zjawisko odciążenia, dla którego $\varepsilon = \frac{d\varepsilon}{dt} < 0$, a intensywność odkształcenia we współrzędnych walcowych przyjmuje postać:

$$\varepsilon = \left\{ \frac{1}{6} \left[(\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_r)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_r)^2 \right] \right\}^{\frac{1}{2}}$$

Z zależności tej wynika, że im większe różnice odkształceń w poszczególnych kierunkach, tym bardziej intensywne występuje odkształcenie. Składowe naprężeń w obszarze odciążonym można wyznaczyć z zależności:

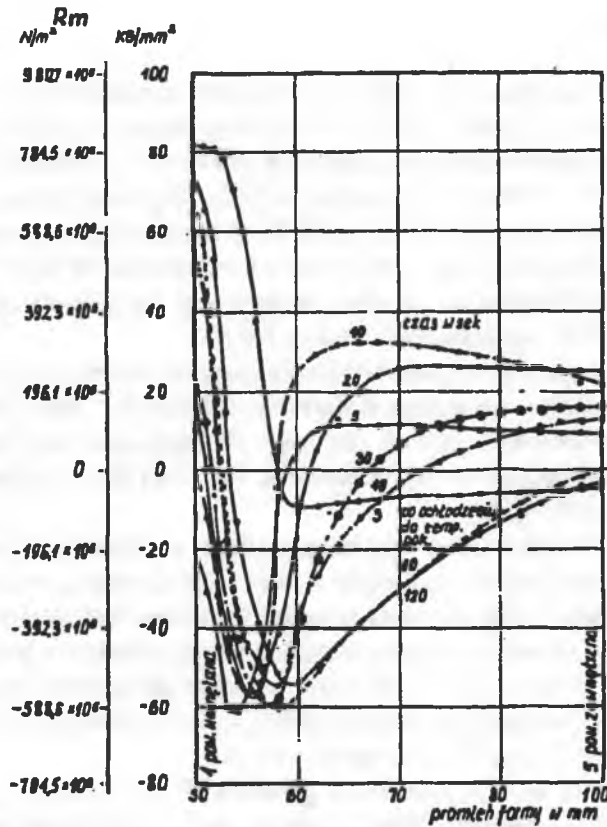
$$\begin{aligned}\sigma_r^0 &= \sigma_r^P - \frac{E}{1-\nu} \cdot \frac{1}{r^2} \int_{r_1}^r (\alpha_0 + \alpha_1 \Delta T) \Delta T^P r dr + \frac{E}{1+\nu} \left(\frac{x_1^0}{1-2\nu} - \frac{x_2^0}{r^2} \right) \\ \sigma_y^0 &= \sigma_y^P + \frac{E}{1-\nu} \cdot \frac{1}{r^2} \int_{r_1}^r (\alpha_0 + \alpha_1 \Delta T^P) \Delta T r dr - \frac{E}{1+\nu} \left(\frac{x_1^0}{1-2\nu} - \frac{x_2^0}{r^2} \right) - \\ &\quad - \frac{E}{1-\nu} (\alpha_0 + \alpha_1 \Delta T^P) \Delta T^P \\ \sigma_z^0 &= \sigma_z^P - \frac{E(\alpha_0 - \alpha_1 \Delta T^P) \Delta T}{1-\nu} + \frac{2\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} x_1^0 + \sigma_{sr},\end{aligned}$$

gdzie:

σ_r^0 , σ_y^0 , σ_z^0 — składowe naprężeń w kierunku promieniowym, obwodowym i wzdłużnym w strefie odciążenia, σ_r^P , σ_y^P , σ_z^P — składowe naprężeń w kierunku promieniowym, obwodowym i wzdłużnym w momencie początkowym, $T - T^P = \Delta T^P$ — odciążenie cieplne.

Z przedstawionych zależności jest możliwe obliczenie wielkości naprężeń w strefie odciążonej. Z analizy podanych wzorów widać, że najistotniejsze są naprężenia obwodowe ze względu na największe wielkości. Przy rozważaniach dalszych przyjęto, że naprężenia obwodowe mają decydujące znaczenie na proces pękania form.

Prowadzone przez Königera i Liebmanna badania na specjalnie przygotowanym stanowisku badawczym przy zalewaniu formy ciekłym metalem pozwoliły na opracowanie rozkładu temperatur oraz wielkości naprężeń w poszczególnych fazach cyklu. Rozkład naprężeń panujących na przekroju pokazano na rysunku 9.5.3. Z rysunku widać, że w warstwie wierzchniej o grubości do 8 mm występują w początkowej fazie odlewania cykliczne naprężenia ściskające przekraczające 600 MPa. W miarę odprowadzenia ciepła na zewnątrz formy już po czasie 30 sek. w warstwie wierzchniej powstają naprężenia rozciągające. Na podstawie uzyskanych wyników widać, że w warstwie wierzchniej do głębokości 8 mm występują na przekroju formy zmienne naprężenia ściskające i rozciągające rzędu - 600 do +600 MPa. W dalszej odległości od powierzchni wewnętrznej naprężenia maleją i dla strefy 20 mm wynoszą ok ± 300 MPa. Po zakończeniu cyklu odlewania pozostają w warstwie zewnętrznej nieznaczne naprężenia ściskające.



Rys. 9.5.3. Rozkład naprężeń na przekroju formy w różnych czasach od początku zalania

Zmęczenie cieplne materiału

Pod pojęciem zmęczenia cieplnego określa się proces destabilizacji struktury w wyniku obciążeń cieplnych wywołanych zmianami temperatury tworzących okresowo zmienne pole naprężeń.

Analiza zjawisk zachodzących w procesie zmęczenia cieplnego jest złożona i wymaga dokładnego rozeznania samego procesu, jego charakterystyki, jak również zastosowanego materiału, jego własności, stanu oraz kształtu. Zmiany temperatury można określać udarem cieplnym wtedy, gdy zachodzą znacznie szybciej niż jest to możliwe do uzyskania podczas normalnego nagrzewania w piecu. Prowadzone dotychczas wstępne badania wykazały dla stopu Nimonic, że zniszczenie próbek szybko nagrzewanych następowało znacznie szybciej w stosunku do powoli nagrzewanych i szybko chłodzonych, z czego wynikałoby, że szybkie grzanie jest bardziej niebezpieczne od szybkiego chłodzenia. Jak dotąd nie prowadzono badań zmęczenia cieplnego na próbkach w kształcie tulei wykonanych ze stali niskostopowych.

Materiał form

Formy do odśrodkowego odlewania rur żeliwnych wykonywane są z odkuwek swobodnie kutych ze stali niskostopowych. W zakładach hutniczych Niemiec stosuje się do wyrobu form różne gatunki stali niskostopowych chromowo—molibdenowych, w których zawartość Cr = 1, 2—3, 4%, a molibdenu 0,2—0,6%. W przemyśle brytyjskim wytwarza się formy ze stali zawierającej 1,6% Cr i 0,6% Ni. W Stanach Zjednoczonych stal przeznaczona do produkcji form posiada poza chromem i niklem dodatek 0,25% Mo. We Wspólnocie Państw Niepodległych do produkcji form stosuje się głównie stale niskostopowe chromowe: 12X i 35X zawierające od 0,8 do 1,1% Cr.

W przemyśle krajowym do produkcji form stosuje się od dłuższego czasu niskostopową stal 20H2M o składzie chemicznym podanym w tablicy 9.1. Odkuwki wykonane z tej stali poddaje się procesowi ulepszania cieplnego. Po ulepszeniu cieplnym materiał formy winien posiadać następujące własności: twardość 206—241 HB, wytrzymałość na rozciąganie $R_m = (700—830)$ MPa.

Badania własności materiału form przeprowadzono na próbkach wyciętych z odkuwki próby technologicznej dostarczonej razem z formą oraz na zużytej w procesie odlewania formie stalowej, która została wycofana na skutek popękania. Skład chemiczny i własności próby technologicznej oraz formy można uznać, że były jednakowe przed rozpoczęciem odlewania. Skład chemiczny materiału formy użytej do badań przedstawiono w tab. 9.1. Z odkuwki próby technologicznej wycięto próbki do badań stosując różne zabiegi cieplne i badano wpływ tych zabiegów na własności i strukturę.

Ze zużytej formy odcięto pierścien o grubości 12 mm i na jego przekroju badano zmiany zachodzące w strukturze. Skład chemiczny oraz własności mechaniczne materiału pobranego do badań mieszczą się w wymaganych granicach, co wskazuje, że wytypowane próby winny reprezentować materiał stosowany w warunkach przemysłowych.

Badania struktury i właściwości

Celem zrealizowania postanowionego programu przeprowadzono następujące badania:

- obserwację pęknięć na przekroju formy,
- zmiany struktury i własności materiału na przekroju formy,
- wpływ parametrów austenitzowania na strukturę i własności,
- wpływ temperatury odpuszczania na strukturę i własności,
- wpływ podwyższonej temperatury badania na własności stali,
- wpływ podwyższonej temperatury badania na zmianę uduchności.

Dla wykazania wpływu temperatury austenitzowania na uduchność i zmianę twardości wykonano obróbkę cieplną próbek przy temperaturze 850, 900 i 950°C. Odpuszczanie przeprowadzono przy różnych temperaturach w zakresie od 100 do 700°C, stosując odstępy co 100°C do 600°C, a 50°C powyżej tej temperatury. Badania uduchności przy temperaturze podwyższonej przeprowadzono zgodnie z normą PN—62/H—04372 stosując przy grzaniu nieco większe temperatury w stosunku do wielkości nominalnych według poda-

Tablica 9.1.

Skład chemiczny i właściwości materiału na formy

Znak stali	Skład chemiczny stali							Uwagi
	C	Mn	Si	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo	
według BN-68 0631-J3	0,15 0,25	0,50 0,90	0,17 0,37	0,035	0,035	1,70 2,00	0,45 0,65	
według analizy kontrolnej	0,19	0,69	0,16	0,022	0,028	1,98	0,50	z wlewnicy nr 307 odlano 1123 szt.rur
Wymagane właściwości	HB 207-241		R_m $606,5 \cdot 10^6 \text{ N/m}^2 -$ $- 814 \cdot 10^6 \text{ N/m}^2$			U $90,1 \cdot 10^4 \text{ J/m}^2$		
Właściwości uzyskane	224-229		$710 \text{ N/m}^2 \cdot 10^6$			$192 \cdot 10^4 \text{ J/m}^2$		

nych wielkości: dla $200^{\circ}\text{C} + 5^{\circ}$, dla następnych temperatur: 8, 10, 12 i 20°C dla 700°C . Czas przenoszenia i ustawienia próbki pod młotem nie przekracza 3 sek.

Oznaczenie twardości na przekroju formy wykonano przy pomocy aparatu Rockwella typ PW100. Obserwacje pęknięć prowadzono wstępnie okiem nieuzbrojonym a następnie na mikroskopie Neophot stosując powiększenia 100 i 500 x. Próbkę do obserwacji struktury trawiono nitałem. Badania cienkich folii prowadzono na mikroskopie elektronowym transmisyjnym JEM—100 firmy JEOL o zdolności rozdzielczej $6 \text{ \AA}$. Napięcie przyspieszające 100 kV, stosowane powiększenia 13000 do 33000 x. Sposób przygotowania cienkich folii był następujący: próbki o grubości ok. 0,8 mm wycięto na przecinarce elektroiskrowej. Dalsze ścieśnianie realizowano elektrolitycznie. Stosowano odczynnik do elektrolitycznego pocieniania o następującym składzie: 250 ml 2—butyloxy—etanol, 25 ml kwasu nadchlorowego (HClO_4). Napięcie do 21 V, temperatura $< 0^{\circ}\text{C}$. Polerowano w specjalnych uchwytach stosując elektrody ze stali austenitycznej. Powierzchnię próbek do obserwacji przełomu przemywano acetonem.

Próbki do badań przełomu po różnych temperaturach odpuszczania badano na mikroskopie skaningowym typ JSM—51 firmy JEOL—Japonia o napięciu przyspieszającym 10 kV i zdolności rozdzielczej $250 \text{ \AA}$. Stosowano powiększenia $\times 1000$. W podobny sposób badano powierzchnię próbek uzyskaną podczas łamania w podwyższonych temperaturach.

Wyniki badań materiału form

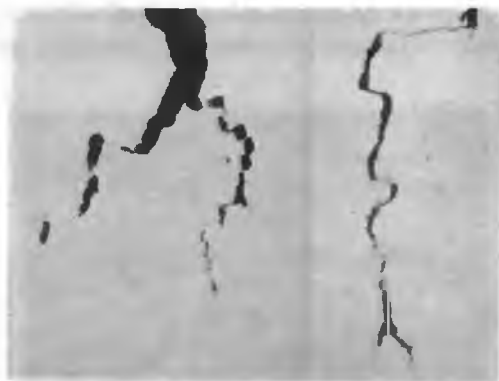
Prowadzone badania statystyczne [117, 120] na formach stosowanych w produkcji przez okres kilku lat w jednej z krajowych odlewni wykazały, że trwałość form wykonywanych przez różnych producentów jest do siebie zbliżona, co wskazuje na podobieństwo w stosowanych przebiegach technologicznych. Badania wykazały, że ze wzrostem izotropii materiału podnosi się trwałość form. Powierzchnia wewnętrzna formy jest obrobiona przez szlifowanie, co wpływa korzystnie na trwałość. Pierwsze pęknięcia zauważalne okiem nieuzbrojonym powstają już po odlaniu ok. 100 szt. rur. Tworzą się głównie na powierzchni wewnętrznej przy końcu "bosym" formy i częściowo przy kielichu. W miarę przedłużania cyklu odlewania już po ok. 200 szt. odlanych rur wymiary pęknięć powiększają się znacznie, obejmują strefę o długości ok. 1100 mm od końca "bosego". Szerokość pęknięć jak i ich głębokość powiększa się do tego stopnia, że ciekłe żeliwo wnika do szczelin i praktycznie uniemożliwia proces odlewania.

Widok pęknięć na powierzchni wewnętrznej i przekrój poprzeczny oraz mikrostrukturę w pobliżu pęknięcia materiału pokazano na rys. 9.5.4—9.5.6. Pęknięcia powstają w warstwie wierzchniej w postaci pasm prawie równoległych względem siebie. Odległość pomiędzy pęknięciami w kierunku obwodowym wynosi od kilku do kilkunastu milimetrów. Maksymalna długość pęknięć nie przekracza zwykle 100 mm. Z fotografii widać, że pęknięcia posiadają nieregularny zarys i rozprzestrzeniają się wzdłuż byłych granic ziarn austenitu, co wskazuje na mniejszą wytrzymałość tych obszarów w procesie zmęczenia cieplnego. Celem określenia zmian zachodzących w materiale formy na skutek procesu zalewania, przecięto formę i na przekroju w odstępach co 0,2 mm dokonano pomiaru mikrotwardości oraz obserwowano zmiany w strukturze na mikroskopie świetlnym. Mi-

strukturą w odległości 0,2 mm od powierzchni wewnętrznej charakteryzuje się występowaniem wysokoodpuszczonego bainitu o zanikającej iglastości. W strefie przy powierzchni występuje znaczne obniżenie twardości do 185 HB, co jest związane ze zmianami w strukturze. Z obserwacji wynika, że w strefie przypowierzchniowej o głębokości do 4mm występują zauważalne zmiany twardości i struktury. Przebieg zmian twardości na przekroju pokazano na rysunku 9.5.7 [120].



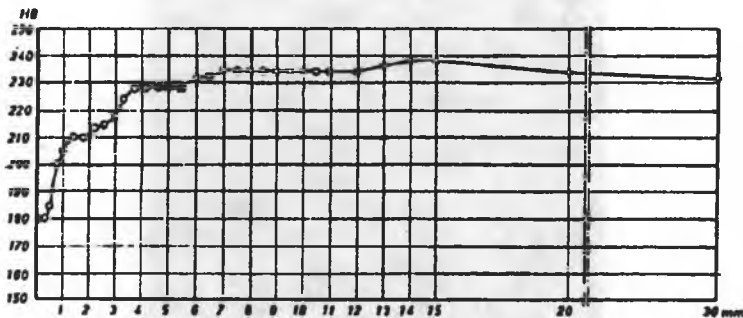
Rys. 9.5.4. Widok pęknięć na powierzchni wewnętrznej formy



Rys. 9.5.5. Przekrój poprzeczny przez pęknięcie. Pow. 100x, 500x



Rys. 9.5.6. Mikrostruktura w pobliżu końca pęknięcia. Trawione nitałem. Pow. 500x



Rys. 9.5.7. Zmiana twardości na przekroju zużytej formy

Celem wykazania wpływu warunków austenitzowania na własności przeprowadzono obróbkę cieplną próbek przy temperaturach: 850, 900 i 950°C/30 min. Przebieg zmian udarności w zależności od temperatury austenitzowania wykazuje, że maksymalną twardość i udarność uzyskano po hartowaniu przy temperaturze 900°C/90 min. Strukturę po hartowaniu próbek w wodzie austenitzowanych przy 900°C/90 min. uzyskaną w trakcie obserwacji na mikroskopie świetlnym Neophot przy powiększeniu x500 pokazano na rys. 9.5.8.



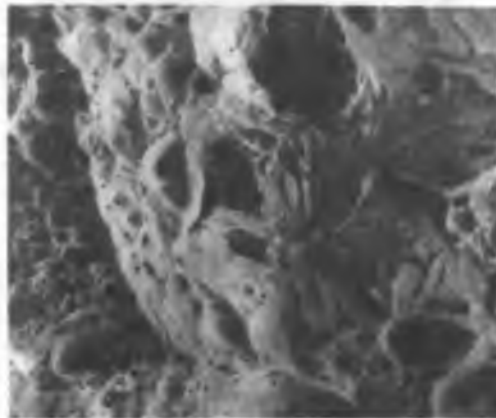
Rys. 9.5.8. Mikrostruktura stali 20H2M po austenitzowaniu przy 900°C w czasie 90 min. i hartowaniu w wodzie. Pow. x500

Natomiast ta sama struktura obserwowana w mikroskopie elektronowym techniką cienkich folii wygląda jak na rysunku 9.5.9. Uzyskano strukturę bainityczną. W osnowie fazy α o dużej gęstości dyslokacji widoczne są wydzielenia węglików o zróżnicowanym kształcie. Obserwacje innych obszarów struktury wykazują jej zróżnicowanie. Obok bainitu spotyka się pojedyncze obszary martenzytu, który jak się przypuszcza mógł powstać z austenitu szczątkowego jako efekt samoodpuszczenia.

Interesującą informację uzyskano obserwując przełomy badanych próbek przy temperaturze $+20^{\circ}\text{C}$ oraz przy temperaturach podwyższonych. Na rysunku 9.5.10 przedstawiono przełom charakterystyczny przy pękaniu stali hartowanej po austenitzowaniu przy 900°C . Uzyskano przełom ciągliwy, charakteryzujący się względnie równomierną powierzchnią. Natomiast wzrost temperatury hartowania do 950°C powoduje częściową utratę ciągliwości materiału, co pokazano na rysunku 9.5.11.



Rys. 9.5.9. Mikrostruktura po austenitzowaniu przy $900^{\circ}\text{C}/\text{min}$ i chłodzeniu w wodzie. Mikroskop elektronowy, cienka folia, pow. $\times 17000$



Rys. 9.5.10. Przełom próbki po austenitzowaniu przy $900^{\circ}\text{C}/90 \text{ min.}$ i chłodzeniu w wodzie. Mikroskop skaningowy. Pow. $\times 1000$

Obserwacja obszarów przełomu na mikroskopie skaningowym wykazuje zwiększoną kruchość oraz duże zróżnicowanie powierzchni. Mikrostruktury po austenitzowaniu przy $900^{\circ}\text{C}/90$ min i odpuszczaniu 300 , 500 i 700°C w czasie 5 godz. pokazano na rysunkach od 9.5.12 do 9.5.14.



Rys. 9.5.11. Przełom próbki po austenitzowaniu przy $950^{\circ}\text{C}/\text{min}$. i chłodzeniu w wodzie. Mikroskop skaningowy. Pow. $\times 1000$



Rys. 9.5.12. Mikrostruktura stali 20H2M po austenitzowaniu przy $900^{\circ}\text{C}/90$ min. i chłodzeniu w wodzie oraz odpuszczaniu przy $300^{\circ}\text{C}/5$ godz., pow. $\times 500$

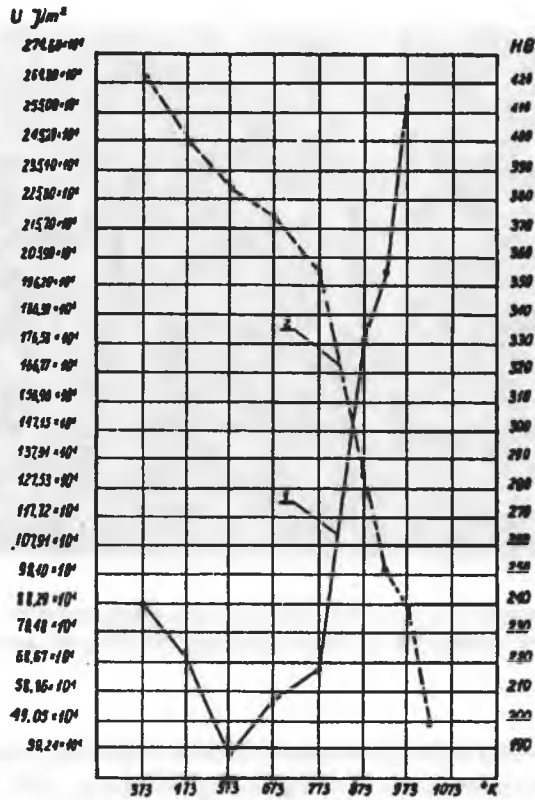


Rys. 9.5.13. Mikrostruktura stali 20H2M po austenitzowaniu przy $900^{\circ}\text{C}/90$ min. i chłodzeniu w wodzie oraz po odpuszczaniu przy $500^{\circ}\text{C}/5$ godz., pow. $\times 500$



Rys. 9.5.14. Mikrostruktura stali 20H2M po austenityzowaniu przy 900°C/90 min. i chłodzeniu w wodzie oraz po odpuszczaniu przy 700°C/5 godz., pow. x500

Z obserwacji mikrostruktur widać jak w miarę wzrostu temperatury odpuszczania przebiega intensyfikacja przemiany austenitu szczałkowego w bainit, zanik iglastości struktury i koagulacja wydzielen cementytu. Obserwując zmianę uduarności materiału w zależności od temperatury odpuszczania widać, że przy temperaturach w zakresie 200 do 500°C występuje bardzo wyraźne obniżenie plastyczności, co pokazano na rysunku 9.5.15. Uduarność stali obniża się w podanym zakresie o 60% w stosunku do wielkości przy temperaturze otoczenia. Na rysunku 9.5.16 pokazano przełom jaki występuje po hartowaniu przy 900°C/90 min i odpuszczaniu przy 300°C/5 godz. Na przełomie występują duże powierzchnie rozdzielcze co wyjaśnia obniżenie uduarności. Odpuszczanie przy temperaturze 400°C również powoduje zwiększenie kruchości stali, której przełom pokazano na rysunku 9.5.17. Otrzymano przełom, który można uznać jako pośredni pomiędzy kruchym i plastycznym. W stosunku do poprzedniego daje się zauważyć zmniejszenie obszarów rozdzielczych. Dalszy wzrost temperatury odpuszczania do 700°C wpływa na bardzo wyraźne poprawienie plastyczności, co łatwo zaobserwować na rys. 9.5.18. Na przełomie występują powierzchnie równomiernie odkształcone. Próbkki odpuszczane przy 700°C posiadają uduarność blisko trzykrotnie większą w stosunku do stanu wyjściowego. Natomiast twardość materiału obniża się niemal równomiernie ze wzrostem temperatury odpuszczania. Przeprowadzone badania wytrzymałości na rozciąganie w podwyższonych temperaturach wykazały, że zmiana wytrzymałości na rozciąganie przebiega w przybliżeniu równomiernie dla zakresu od 300 do 800°C. Na uwagę zasługuje małe obniżenie wytrzymałości na rozciąganie przy temperaturze 200°C (rys. 9.5.19).



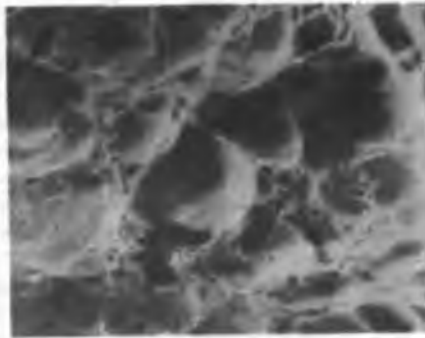
Rys. 9.5.15. Wpływ temperatury odpuszczania na udarność i twardość stali 20H2M



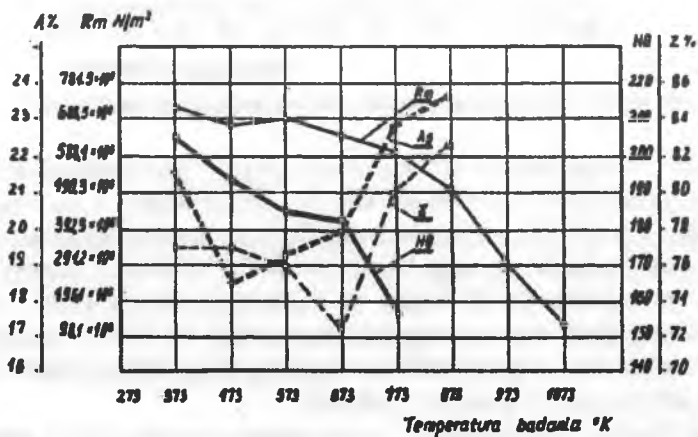
Rys. 9.5.16. Przełom próbki po hartowaniu i odpuszczaniu przy temperaturze 300°C. Mikroskop skaningowy. Pow. x1000



Rys. 9.5.17. Przełom próbki po hartowaniu i odpuszczaniu przy temperaturze 400°C. Pow. x1000

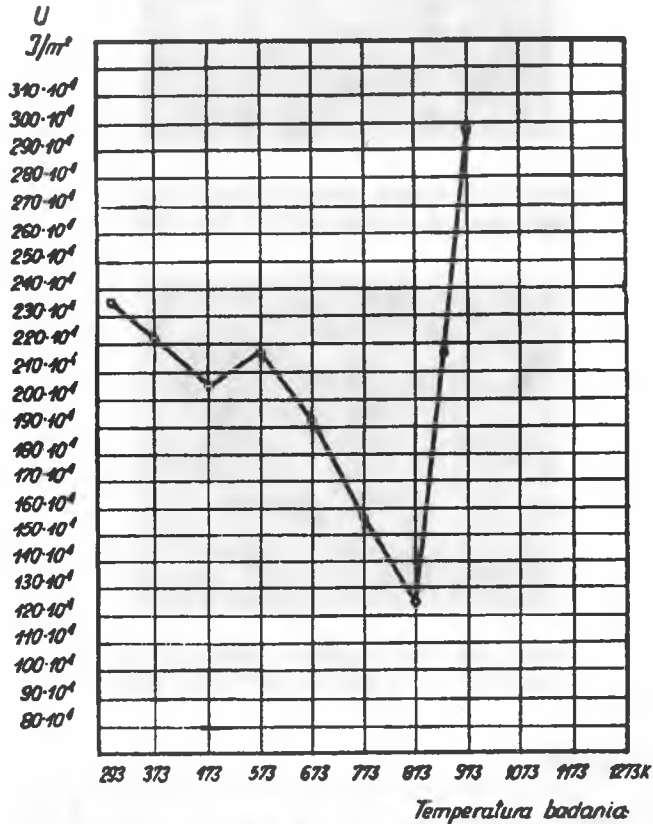


Rys. 9.5.18. Przełom próbki po hartowaniu i odpuszczaniu przy temperaturze 700°C. Pow. x1000



Rys. 9.5.19. Przebieg zmian wskaźników wytrzymałościowych przy różnych temperaturach badania

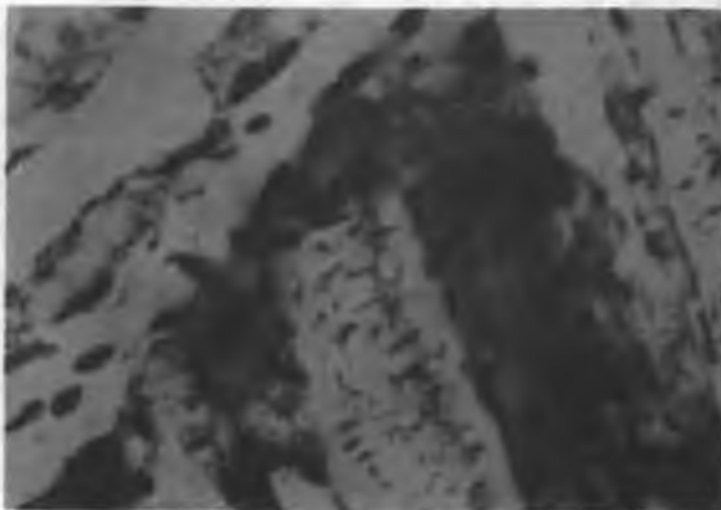
Celem zbadania jak wpływa pojedynczy krótkotrwały cykl grzania na strukturę stali hartowanej i wysokoodpuszczonej przy 650°C próbki udarnościowe nagrzewano do różnych temperatur od 100 do 700°C stosując czas wygrzewania 10 min i dokonywano badania udarności. Wyniki zmian udarności pokazano na rysunku 9.5.20. Z próbek wyci-nano folie i obserwowano zmiany na mikroskopie elektronowym.



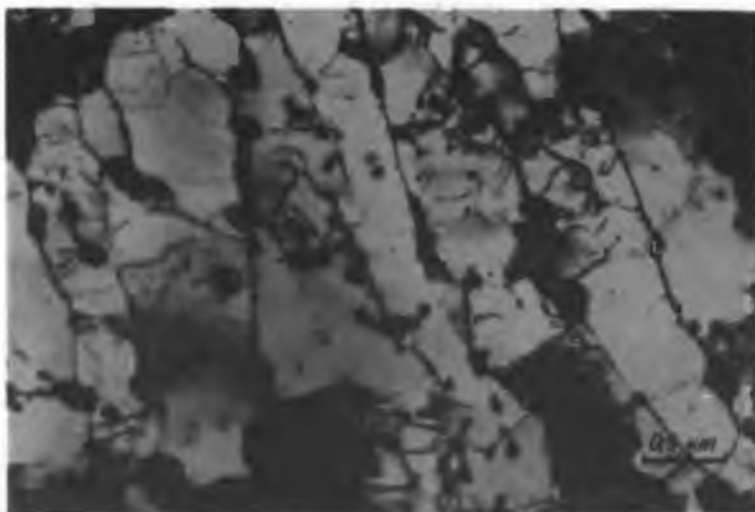
Rys. 9.5.20. Przebieg zmian udarności przy różnych temperaturach badania

Na rysunku 9.5.21 pokazano strukturę jaka występuje przy krótkotrwałym nagrzewaniu próbek do temperatury 200°C. Otrzymano bainit o zróżnicowanej ilości węglików w poszczególnych strefach. Cechą charakterystyczną jest duże zróżnicowanie wielkości węglików. Dalszy wzrost temperatury nagrzewania do 600°C powoduje procesy zbliżone do odpuszczania. Na rysunku 9.5.22 widać, że dyslokacje tworzą siatki i układają się w poprzek podziarn. Przy dalszym wzroście temperatury do 700°C występuje bardziej nasilone działanie procesu, co przejawia się koagulacją wydzielen węglików (rys. 9.5.23a, 9.5.23b), które układają się na granicach podziarn.

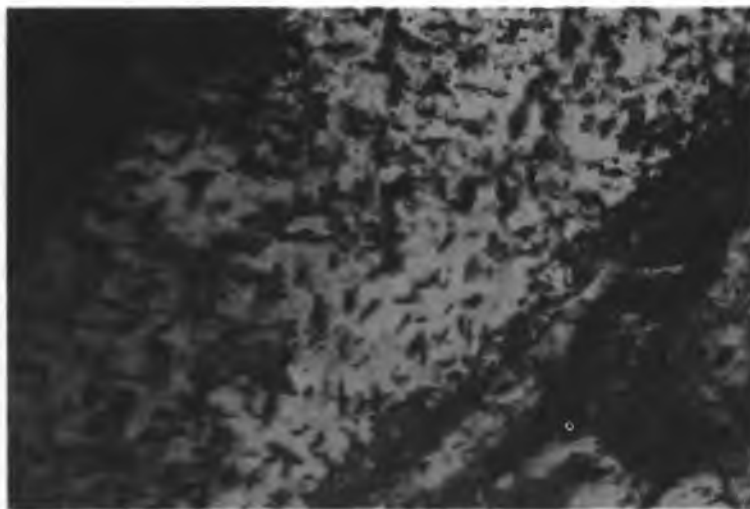
Badania przełomów stali hartowanej i wysokoodpuszczonej uzyskane przy temperaturach podwyższonych od 100 do 700°C nie wykazują dużych różnic obrazu. Otrzymano plastyczny charakter przełomu przy tych temperaturach. Ze wzrostem temperatury bada-



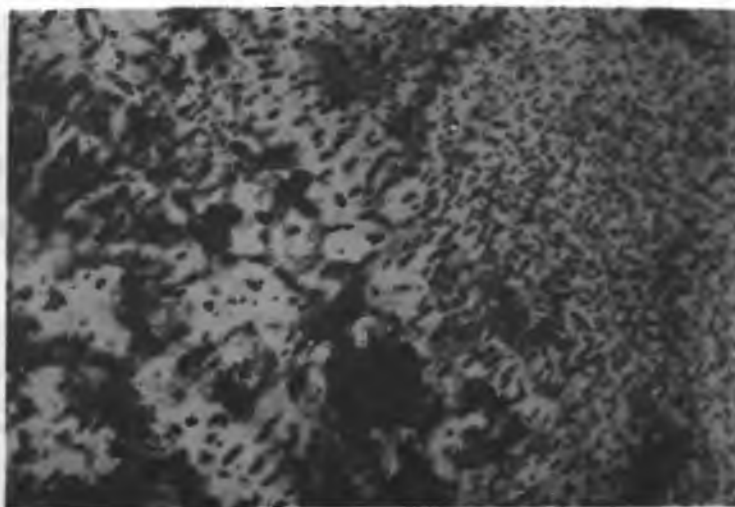
Rys. 9.5.21. Mikrostruktura po austenitzowaniu przy $900^{\circ}\text{C}/90$ min. i chłodzeniu w wodzie oraz krótkotrwałym podgrzaniu do 200°C (10 min). Mikroskop elektryczny, cienka folia, pow. $\times 20000$



Rys. 9.5.22. Mikrostruktura po austenitzowaniu przy $900^{\circ}\text{C}/90$ min. i chłodzeniu w wodzie oraz krótkotrwałym podgrzaniu do 700°C (10 min). Mikroskop elektryczny, cienka folia, pow. $\times 33000$



Rys. 9.5.23a. Mikrostruktura po austenitzowaniu przy 900°C/90 min. i chłodzeniu w wodzie oraz krótkotrwałym podgrzaniu do 700°C (10 min). Mikroskop elektryczny, cienka folia, pow. x33000



Rys. 9.5.23b. Mikrostruktura po austenitzowaniu przy 900°C/90 min. i chłodzeniu w wodzie oraz krótkotrwałym podgrzaniu do 700°C (20 min), pow x33000

nia daje się zaobserwować powiększenie się powierzchni poszczególnych fragmentów rozdziału struktury.

Analizując uzyskane wyniki podczas badań trzeba zaznaczyć, że materiał formy pracuje w niekorzystnych warunkach. Z jednej strony na powierzchnię wewnętrzną formy działa podwyższona temperatura rzędu 650°C , a z drugiej strony zmienne naprężenia ściskające i rozciągające. Wpływ tych czynników jest bardzo złożony. Badania struktury i własności mechanicznych wykazały, że dla tego zakresu temperatur występuje obniżenie się plastyczności już po krótkotrwałym nagraniu. Niezależnie od tego na skutek cyklicznego nagrzewania przekroju do różnych temperatur występują procesy zbliżone do procesów odpuszczania.

Na powierzchni wewnętrznej formy powstają na skutek zmęczenia cieplnego mikropęknięcia, które rozprzestrzeniają się w miarę trwania procesu. W warstwie wierzchniej na skutek zmęczenia cieplnego występuje znaczne obniżenie twardości. Stąd szczególnego znaczenia nabiera właściwy dobór materiału na formy oraz jego obróbka cieplna. Z badań wynika, że stosowana stal 20H2M cechuje się dużą kruchością w zakresie temperatur odpuszczania $300\text{--}500^{\circ}\text{C}$ i w tym zakresie nie może być odpuszczona. Występuje również obniżenie plastyczności przy podwyższonej temperaturze badania — 600°C , co jak się sądzi jest jedną z przyczyn przyspieszonego zarodkowania mikropęknięć [120, 121].

Z przeprowadzonych badań wynika, że optymalnym rozwiązaniem jest wykonanie formy dwuwarstwowej. Jedna warstwa — wewnętrzna — winna posiadać wysokie własności mechaniczne i odporność na działanie wysokiej temperatury druga warstwa — zewnętrzna — może być wykonana ze stali węglowej.

Podsumowanie wyników badań i wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań można przedstawić następujące wnioski:

- w czasie odlewania rur żeliwnych na skutek cyklicznie powtarzającego się procesu na powierzchni wewnętrznej formy w strefie przy powierzchniowej do głębokości 4 mm występuje obniżenie twardości materiału i zmiana struktury, co ułatwia proces zarodkowania i rozwoju mikropęknięć,
- optymalne własności mechaniczne stali 20H2M stosowanej na formy uzyskuje się po austenitowaniu przy temperaturze $900^{\circ}\text{C}/90\text{ min.}$, chłodzeniu w wodzie i odpuszczaniu w zakresie $650\text{--}700^{\circ}\text{C}$,
- przy dużym zakresie szybkości chłodzenia otrzymuje się po hartowaniu bainit, co jest korzystną cechą przy produkcji dużych odkuwek,
- materiał formy w stanie ulepszonym cieplnie wykazuje obniżenie cech plastycznych przy podwyższonej temperaturze badania do 600°C ,
- materiał formy podczas odpuszczania w zakresie temperatur $300\text{--}500^{\circ}\text{C}$ wykazuje obniżenie własności plastycznych,
- celowym jest wykonanie formy dwuwarstwowej, której wewnętrzna warstwa będzie wykonana ze stali odpornej na podwyższoną temperaturę i zmęczenie cieplne, a zewnętrzna ze stali węglowej.

LITERATURA

- [1] Kocańda S. (1961). Biuletyn WAT, Supl., s. 159.
- [2] Kocańda S. (1961). Materiały II Kongresu GEP, Budapeszt.
- [3] Fujita F. F. (1958). Acta Metallurgica, vol. 6, s. 543.
- [4] Stroh A. N. (1954). Proc. Royal Soc. A, vol 223, s. 404.
- [5] Averbach B. L. (1965). Międzynarodowa konferencja nt. pękania. Sendai (Japonia).
- [6] Smith E. (1968). Int. Journal of Fracture Mechanics, vol 4, Nr 2, s. 131.
- [7] Cottrell A. H. i Hall D. (1957). Proc. Royal Soc. A, vol 244, s. 211.
- [8] Forsyth P. J. E. (1970). The Physical Basis of Metal Fatigue, Blackie, Londyn.
- [9] Kocańda S. i Szala J. (1985). Podstawy obliczeń zmęczenia, PWN, Warszawa.
- [10] Griffith A. A. (1920). Phil. Roy. Soc., vol 221 A, s. 163.
- [11] Irwin G. R., Kies J. A. i Smith H. L. (1958). Proc. ASTM, vol 58, s. 640.
- [12] Kocańda S. (1985). Zmęczeniowe pękanie metali, WNT, Warszawa.
- [13] Rice J. R. i Rosengren G. F. (1968). J. Mech. and Phys. of Solids, vol. 16, s. 1.
- [14] Paris P. i Erdogan F. (1963). J. Basic Engn., Nr 12, s. 52.
- [15] Forman R. G., Kearney V. E. i Engle R. M. (1967). J. Basic Engn. D, Nr 9, s. 459.
- [16] Lardner R. W. (1968). Phil. Magazine, vol 17, s. 71.
- [17] Tomkins B. (1968). Phil. Magazine, vol 155, s. 1041.
- [18] Mitchell M. R. (1977). J. Engn. Mat. and Tech., vol 99, Nr 4, s. 329.
- [19] Bach A. (1964). Zagadnienia wytrzymałości zmęczeniowej, PWN Warszawa.
- [20] Praca zbiorowa — Poradnik inżyniera mechanika (1969). WNT Warszawa
- [21] Carden A. E. (1973). Proc. Int. Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperature Applications, Paper C230/73.
- [22] Döner M. (1976). J. Engn. for Power, s. 473.
- [23] Hudson M., Seward S. K. (1976). Engn. Fracture Mech., vol 8, s. 315.
- [24] Andrade E. N. da C. (1910). Proc. Roy. Soc. (London), vol. 84A, s. 1.
- [25] Garofalo F. (1965). Fundamentals of Creep and Creep Fracture in Metals, Macmillan Co.
- [26] Norton F. H. (1929). Creep of Steel at High Temperatures Mc Graw Hills.
- [27] Bailey R. W. (1929). Proc. Transworld Power Conference, Tokio, s. 1089.
- [28] Becker R. (1925). Phys. Zeitschrift, vol 26, s. 919.
- [29] Mott, W. F. i Nabarro R. F. N. (1948). Conf. on Strength of Solids, Bristol, W. Britania.
- [30] Orowan E. (1946—47). J. West. Scot. Iron and Steel Institute, vvol 54, s. 45.
- [31] Coble R. L. J. (1963). J. Appl. Phys., vol 34, s. 1679.
- [32] Ashby M. F. (1972). Acta Metallurgica, vol 20, s. 887.

- [33] Nabarro F. R. N. (1984). Conf. on Strength of Solids, Bristol, W. Brytania.
- [34] Herring C. J. (1950). J. Appl. Phys. vol. 21, s. 437.
- [35] Harper J. i Dorn J. E. (1957). Acta Metallurgica, vol 5, s. 654.
- [36] Hornbogen E. (1973). Proc. Symp. on High Temp. Materials, Baden (Sahm P. R i Speidel M. R. ed.) Elsevier.
- [37] Chang H. C. i Grant N. J. (1956). Trans. AIME, vol 206, s. 544.
- [38] Maciejny A. (1983). Materiały I Sympozjum nt. Zagadnienia Pełzania Materiałów, Wydawnictwa Politechniki Białostockiej, s. 361.
- [39] Kubo S. (1975). Praca doktorska, Uniwersytet w Osace, Japonia.
- [40] Riedel H. (1984). Mechanics and Micromechanics of Creep Crack Growth w Subcritical Crack Growth Due to Fatigue, Stress Corrosion and Creep (Larson, L. H. ed.) Elsevier.
- [41] Radhakrishnan V. M. (1985). Res. Mechanica, vol 13, s. 23.
- [42] Ellison E. G. i Wu D. (1983). Res. Mechanica, vol 7, s. 37.
- [43] Mrowec S. i Werber T. (1982). Nowoczesne materiały żaroodporne, PWN Warszawa.
- [44] Schafmeister S. (1933/34). Arch. Eisenhüttenwesen, s. 405—413.
- [45] Chevenard P. (1935). Congres Inter. des Mines de la Metallurgie et de Geologie, s. 321.
- [46] Haudremont E. (1933/34). Arch. Eisenhüttenwesen, s. 187.
- [47] Beckett A. (1938). Trans. AIME, s. 15.
- [48] Miller I. (1932). Ir. St. Inst. Carnegie Scholarship, s. 111.
- [49] Colombier L. (1951). Compt. Rend. Ac. Sc., s. 176.
- [50] Hoffelner W. (1987). Kongres CIMAK, Warszawa, paper T2.
- [51] Dulnev R. A. i Kotov P. I. (1980). Termiczieskaja ustalost mietalłow, Maszynostrojenije, Moskwa.
- [52] Dobrzański L. A. i Nowosielski R. (1987). Metody badań metali i stopów, Badania własności fizycznych, WNT Warszawa.
- [53] Lundberg L. i Sandström R. (1982). Scandinavian Journal of Metallurgy, vol 11, s. 85.
- [54] Orr R. L., Sherby O. D. i Dorn J. E. (1954). Trans. Am. Soc. Metals, vol 46, s. 113.
- [55] Larson F. R. i Miller J. (1952). Trans. ASME, vol 74:765.
- [56] Coffin L. F. Jr i Wesley R. P. (1954). Trans. ASME, vol 76, s. 923.
- [57] Możarowski S. (1963). Probl. Proczności, vol 6. s. 243.
- [58] Ginzstler J. (1986). Int. J. Pres. Piping, vol 26, s. 181.
- [59] Marchand N. i Pelloux R. M. (1986). J. Testing and Evaluation, vol. 14, Nr 6, s. 303.
- [60] Weroński A. (1983). Zmęczenie cieplne metali, WNT Warszawa.
- [61] Iwanowa W. S. (1963). Ustalostnoje rozruszenie mietalłow, Mietalurgizdat, Moskwa.

- [62] Hanstock R. F. (1947). *Proc. Phys. Soc.*, vol 59, s. 275.
- [63] Manson S. S. (1953). *Behaviour of Materials under Conditions of Thermal Stress*, Naca, TN—2933.
- [64] Coffin L. F. (Jr) (1954). *Trans. ASME*, vol 76, s. 931.
- [65] Manson S. S. i Hirschberg M. H. (1965). *Exp. Mech*, vol 5, Nr 7, s. 193.
- [66] Monkman F. C. i Grant N. J. (1956). *proc. ASTM*, vol 56, s. 593.
- [67] Manson S. S., Halford G. R. i Hirschberg M. H. (1971). *Creep — fatigue analysis by strain—range partitioning*, *Symp on Design for Elevated Temperatures*.
- [68] Palmgren A. (1924). *Z. Ver. Dtsch. Ing.*, s. 68.
- [69] Miner M. A. (1945). *J. Appl. Mech.*, s. 12.
- [70] Dowling N. E. (1972). *J. Mater*, vol 7, Nr 1, s. 71.
- [71] Robinson E. L. (1938). *Trans. ASME*, vol 60, s. 253.
- [72] Kostin A. K., Łarionow B. B. i Michajłow L. J. (1979). *Tieplonapriazienosti dwigatielej wnutrienniego sgoranija. Maszynostrojenije*, Leningrad.
- [73] Rachwalski M. (1985). *Analiza możliwości zbadania procesu zmęczenia cieplnego powierzchni materiału otaczającego przestrzeń robocze silnika spalinowego. Praca magisterska wyk. pod kier. A. Werońskiego. Politechnika Lubelska*.
- [74] Hernas A., Maciejny A. (1989). *Żarowytrzymałe stopy metali*. Polska Akademia Nauk, Katowice.
- [75] Crane F. A. i Charkes J. A. (1986). *Selection and Use of Engineering Materials*, Butterworths, London—Wellington, s. 122.
- [76] Gulajew A. P. (1969). *Metaloznawstwo*, Śląsk Katowice.
- [77] *Praca zbiorowa pod red. A. Werońskiego (1985). Ćwiczenia laboratoryjne z metaloznawstwa*, Politechnika Lubelska, Lublin.
- [78] Meller J. (1967). *JfL Mitteilungen*, vol 6.
- [79] Bylica A. i Sieniawski J. (1985). *Tytan i jego stopy*, PWN.
- [80] Maciejny A. (1973). *Kruchość metali*, Śląsk.
- [81] Fabritius H. i Baerlecken E. (1966). *Stahl u. Eisen*, vol 86, s. 354.
- [82] Sobotka J. i Foldyna V. (1981). *Mater. VI Mezinardni Symp. o žarupewnych kovových materialach*, Kostelec (CSRS).
- [83] Weroński A. i in. (1987). *Wpływ czynników technicznych na trwałość wybranych materiałów energetycznych. Sprawozdanie z badań*, Politechnika Lubelska.
- [84] Colombier L. i Hochmann J. (1964). *Stale odporne na korozję i stale żaroodporne*. Śląsk, Katowice.
- [85] Lewitin W. W. (1960). *Fiz. Miet. i Mietałłowied.*, vol 10, s. 294.
- [86] Tovassoli A. A. i Colombe G. (1977). *Metall. Trans.*, vol 84, s. 1577.
- [87] Kocis J. F. i Matlock W. M. (1978). *Z. Werkstofftech*, vol 9, s. 132.
- [88] Lafranco G. i Vaschetti A. (1982). *Bolletino Technico Fiusider*, Sep. — Dec., s. 145.
- [89] Lafranco G., Franzoni V. i in. (1986). *Proc. Int. Conf. High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications*, Liege, s. 999.
- [90] Malkiewicz T. (1976). *Metaloznawstwo stopów żelaza*, PWN, Warszawa —

Kraków.

- [91] Wyatt O. H., Dew—Hughes D. (1978). Wprowadzenie do inżynierii materiałowej. WNT.
- [92] Guy A. G. (1977). Wprowadzenie do nauki o materiałach, PWN, Warszawa.
- [93] Weroński A. (1986). Termiczeskaja uśtałost mietalłow, Moskwa.
- [94] Cieśla M. (1990). Ocena trwałości żeliw przeznaczonych na kokile. Praca doktorska wykonana pod kier. Prof. T. Lambersa, Politechnika Śląska.
- [95] de Boer G. A. (1982). Mechanical Behaviour and Nuclear Applications of Stainless Steel at Elevated Temperatures, Mat. Konf. ISPRA w Varese (Włochy) 20—22 maja, 1981.
- [96] Wei M. L. (1980). Iron and Steel Eng., vol 52, Nr. 2, s. 46.
- [97] Weroński A. i Maj M. (1987). Cement, wapno i gips, Nr 6, s. 101.
- [98] Johnston J. R., Weeton J. W. i Signorelli R. A. (1959). NASA Memo 4—7—59E.
- [99] Murata T., Sato E. i Kutsuwa H. (1980). Iron and Steel Eng., s. 60.
- [100] Burton B. (1982). Single Crystal Properties, B1, s. 1—48.
- [101] Gochfeld D. A. i Tscherniawski O. F. (1979). Odporność konstrukcji na powtarzalne obciążenia, Miszinostrojenie, Moskwa.
- [102] Watenkamp H. R., Sidebottom O. M. i Schrader H. J. (1950). Univ. Illinois Eng. Exp. Sta. Bull, Nr 387, s. 47, 77.
- [103] High Temperature Materials in Gas Turbines ed. Sahm, R. R. i Speidel, M. O. (1974). Elsevier.
- [104] Shohat U., Krasny E. i Stotter A. (1977). Report 011—147, Israel Institute of Metals, Technion, Haifa, Israel.
- [105] Smith L. W., Angus H. T. i Lamb A. D. (1979—71). Proc. Inst. Mech. Eng., vol. 185.
- [106] Viswanathan R. i Dolbec A. C. (1987). J. Engn for Gas Turbines and Power, vol. 109, Nr 1, s. 115.
- [107] Lamping G. A. (1980). Recent experiences with steam turbine disc cracking. Proc. 32nd Meeting of the Mechanical Failures Prevention Group.
- [108] Lyle F. F., Mc Minn A. i Leverant G. R. (1985). Proc. Inst. Mech. Eng. 199 (A1):59.
- [109] McCloskey T. H. i Bellanca C. (1989). Power Engineering, (Aug), s. 35.
- [110] Kannappan A. (1969). Metal Forming, Nr 12, s. 335.
- [111] Dean T. A. i Silva T. M. (1979). J. Eng. Ind. vol. 101, Nr 11, s. 385.
- [112] Leonidov W. M., Nikitienko E. W., Lopatkov W. I. i Awtschuchow I. A. (1983). Kuzniecchno Sztampowoje Proizwodstwo Nr 10, s. 17.
- [113] Jalovoj N. I. (1973). Tieplowyje prociesy pri obrabotkie mietalłow i splawowdawlienijem, Izd. Wysszaja Szkoła, Moskwa.
- [114] Chilton J. M. i Roberts M. J. (1981). Iron Steel Eng., vol 58, Nr 1, s. 77.
- [115] Königer A. i Liebmann W. (1959). Stahl u. Eisen, Nr 79.
- [116] Königer A. (1960). Giesserei, Nr 11.
- [117] Weroński A. (1975). Przegląd Odlewnictwa, Nr 2.

- [118] Skalski K. (1973). Praca doktorska. Politechnika Warszawska.
- [119] Nowacki W. (1960). Zagadnienia termosprężystości. Warszawa.
- [120] Weroński A. (1977). Archiwum Hutnictwa, PAN, t. 22, Nr 1.
- [121] Weroński A. (1979). Archiwum Hutnictwa, PAN, t. 24, Nr 1.

Tabela 7.4.
Skład chemiczny, struktura i właściwości mechaniczne ważniejszych przemysłowych stopów tytanu

Struktura	Stop	Tempera- tura przemiany $\alpha \rightarrow \beta$ C°	Zawartość pierwiastków stopowych, %					Zawartość zanieczyszczeń maks., ‰					Właściwości mechaniczne			Uwagi
			Al	Cr	Mo	Sn	V	Fe	C	H	N	O	R_m GPa	$R_{0,2}$ GPa	A %	
α	Ti-5Al-2,5Sn	1040	4,0-6,0	—	—	1,5-3,0	—	5,0	0,8	0,20	0,5	2,0	0,88	0,84	15	0,25% Si 5,0% Zr
	WT5	1020	4,0-6,0	—	—	—	—	3,0	1,0	0,15	0,5	1,5	0,75-0,90	—	> 10	
	WT5-1	1020	4,0-6,0	—	—	2,0-3,0	—	3	1,0	0,15	0,5	1,5	0,75-0,90	—	> 12	
	Ti-5,5Al-2,5Sn-3Cu	1030	4,5-6,0	—	—	2,0-3,0	—	3	0,8	0,15	0,5	1,5	1,00-1,17	0,90	9	
	Ti-8Al-1Mo-1V	1040	7,5-8,5	—	0,75-1,25	—	0,75-1,25	3	0,8	0,15	0,5	1,2	1,03	0,95	13	
	Ti-6Al-5Zr-0,5Mo-0,2Si	1020	5,0-7,0	—	0,3-0,7	—	—	3	0,8	0,15	0,5	1,5	1,05	0,93	10	
pseudo- α	OT4-0	860-920	0,2-1,4	—	—	—	—	3	0,8	0,15	0,5	1,5	0,50-0,65	—	25	0,2-1,3% M
	OT4-1	910-950	1,0-2,5	—	—	—	—	3	1,0	0,15	0,5	1,5	0,60-0,75	—	15	0,7-2,0% M
	OT4	920-960	3,5-5,0	—	—	—	—	3	1,0	0,15	0,5	1,5	0,70-0,90	—	12	0,8-2,0% M
	WT4	960-1000	4,5-6,0	—	—	—	—	3	1,0	0,15	0,5	1,5	0,85-1,05	—	10	0,8-2,0% M
	OT4-2	1040	5,5-7,0	—	—	—	—	3	1,0	0,15	0,5	1,5	1,00-1,20	—	10	1,0-2,3% M
	AT3	1030	3,5-5,0	—	—	—	—	3	1,0	0,15	0,5	1,5	0,85-1,05	—	10-20	0,9-2,1% Fe+Cr+Si
	AT6	1010	5,0-6,5	—	—	—	—	3	1,0	0,15	0,5	1,5	1,00-1,10	—	10-15	0,9-2,1% Fe+Cr+Si
	WT18	990 1030	7,2-8,2	—	0,4-0,8	—	—	1,5	0,6	0,05	0,4	1,2	0,95	0,87	20	10-12% Zr 0,8-1,2% N
	WT20	1000	5,5-7,0	—	0,5-1,8	—	0,8-2,3	2,5	1,0	0,15	0,5	1,5	0,95	0,85	25	1,4-2,5% Z
	Ti-4Al-4Mn	950	3,5-4,5	—	—	—	—	4,0	0,8	0,125	0,4	2,0	1,04	0,94	16	3,5-4,5% N
$\alpha + \beta$	Ti-3Al-2,5V	935	2,5-3,5	—	—	—	2,0-3,0	3	0,5	0,15	0,2	1,2	0,67	0,58	22	0,2-0,4% S
	Ti-4Al-3Mo-1V	955	3,75-4,75	—	2,3-3,5	—	0,75-1,5	2,5	0,8	0,15	0,5	2,0	0,95	0,84	13	
	Ti-5Al-2,5Cr	910	4,0-6,2	2-3	—	—	—	8	1,0	0,15	0,5	2,0	0,95-1,15	0,85	10	
	Ti-6Al-4V	990	5,5-6,75	—	—	—	3,5-4,5	2,5	0,8	0,15	0,5	2,0	1,19	1,08	8	
	WT3-1	960 990	5,5-6,5	0,8-2,3	2-3	—	—	2-7	0,8	0,15	0,5	2,0	1,04-1,18	—	14-20	0,8-2,5% Z 0,2-0,3% S
	WT6	980	5,3-6,8	—	—	—	3,5-5,3	3	1,0	0,15	0,5	2,0	0,95-1,17	0,80-1,05	6-16	
	WT9	980 1020	5,8-7,0	—	2,8-3,8	—	—	2,5	1,0	0,15	0,5	1,5	1,10-1,30	—	8-14	0,8-2,5% Z 0,2-0,3% S
	WT14	950	5,5-6,3	—	2,5-3,8	—	0,8-1,9	2,5	1,0	0,15	0,5	2,0	0,95-1,10	—	10	
	WT16	850	1,6-3,8	—	4,5-5,5	—	4,0-5,0	2	1,0	0,15	0,5	2,0	0,90-1,00	—	12	
	WT23	880-930	4,5-5,0	0,7-1,0	1,5-2,0	—	4,0-5,0	6-7	1,0	0,15	0,5	2,0	1,00-1,20	0,85-1,10	8-12	
	Ti-6Al-6V-2Sn-1Fe-1Cu	945	5,0-6,0	—	—	1,5-2,5	5,0-6,0	3,5-1,0	0,5	0,15	0,4	2,0	1,10-1,30	1,00-1,23	8-13	3,6-4,4% Z
	Ti-6Al-4Zr-2Mo-2Sn	995	5,5-6,5	—	1,8-2,2	1,8-2,2	—	2,5	0,5	0,15	0,5	1,2	0,93	0,84	12	
	Ti-7Al-4Mo	1010	6,5-7,5	—	3,5-4,5	—	—	2,5	0,8	0,13	0,5	2,0	1,08	1,00	13	
	Ti-8Mn	800	—	—	—	—	—	3	0,8	0,15	0,5	2,0	0,90	0,85	15	6,5-9,0% N
	WT22	840-870	4,5-5,9	0,5-2,0	4,0-5,5	—	4,0-5,5	5-15	1,0	0,15	0,5	2,0	1,10-1,55	—	> 8,0	0,8-2,0% Z 5,5-8,0% Z
	WT19	—	2,5-3,5	4,5-5,0	5,0-7,0	—	3,5-4,5	3	1,0	0,15	0,5	2,0	1,00-1,50	—	> 6,0	
	WT30	790-820	—	—	9,0-11	4,0-4,5	—	—	1,0	0,15	0,5	2,0	0,85-1,45	—	> 6,0	
pseudo- β	Ti-8V-5Fe-1Al	830	0,8-1,8	—	—	—	7,5-8,5	4,5-5,5	0,5	0,125	0,8	3-5	0,90-1,45	0,80-1,40	6-8	
	Ti-13V-11Cr-3Al	720	2,5-4,0	10-12	—	—	12,5-14,5	3	0,5	0,20	0,5	2,0	0,95-1,80	0,90-1,70	4-14	
	Ti-16V-2,5Al	760	2,0-3,0	—	—	—	15,5-16,5	3	0,6	0,15	0,2	1,2	0,70-1,25	0,45-1,15	6-16	
	WT15	740-780	2,3-3,5	9,5-11,5	6,5-7,5	—	—	3	0,5	0,15	0,5	1,5	0,90-1,50	—	—	
	TS6	750-780	2,5-3,5	10-12	4,0-6,0	—	5,0-7,0	3	0,5	0,20	0,5	1,5	0,95-1,50	—	> 4	
	WT32	750-780	2-4	0,5-2,0	8-10	—	8-10	5-20	0,5	0,20	0,5	1,5	0,90-1,35	—	> 10	
	4201	—	—	—	33	—	—	—	0,5	0,15	0,5	1,5	0,80-1,00	—	> 8	

Tablica 7.12.
Własności niektórych rodzajów ceramiki w temperaturze pokojowej

Materiał i przybliżony skład (ciężarowy)	Dane fizyczne					Dane elektryczne przy 1 MHz			Dane mechaniczne	
	Porowa- tość	Punkt topnienia	Gęstość	Rozszerzal- ność ciepłna	Przewod- ność ciepłna właściwa	Stała dielek- tryczna	Tangens strat- ności	Moduł Younga	Średnie R_m	Wytrzymałość na ściskanie
	%	°C	g/cm ³	1/K · 10 ⁻⁶	W/(cm · K)		10 ³	GN/m ²	MN/m ²	MN/m ²
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
<i>Beton</i> : uwodniony cement (CaO, SiO ₂ , Al ₂ O ₃ , H ₂ O), piasek (SiO ₂), kruszywo	~ 20		2,4	10 ÷ 14	1,8			15 ÷ 35	2,5	25 ÷ 40
<i>Cegła budowlana</i> : 40 ÷ 60% SiO ₂ , 30 ÷ 20% Al ₂ O ₃	~ 20		1,7	5 ÷ 6	0,7			15	5	25
<i>Cegły wysokoglinowe i korundowe</i> 10 ÷ 40% SiO ₂ , 50 ÷ 90% Al ₂ O ₃	~ 20		2,2	4 ÷ 5	1,3			40	8	15
<i>Porcelana elektrotechniczna</i> (wysokonapięciowa) 45% SiO ₂ , 45% Al ₂ O ₃ , 10% K ₂ O	< 0,1 ¹⁾		23	3	1,0	6,1	5 ÷ 10	70	45	350
<i>Steatyt</i> : 60% SiO ₂ , 5% Al ₂ O ₃ , 30% MgO	< 0,05 ¹⁾		2,65	8,3	3,3	6,1	~ 1	100	70	600
<i>Tlenek glinu</i> : monokryształ: 99,9% Al ₂ O ₃ przeświecający: 99,9% Al ₂ O ₃ , 0,1% MgO zwarty: (na narzędzia) > 90% Al ₂ O ₃ elektrotechniczny: 95% Al ₂ O ₃	0 < 0,5 1,2 < 0,05 ¹⁾	2050 2000	3,98 3,98 3,98 3,65	5,6 8,8	42 30		< 0,1	360 ÷ 460 410	500 700 700	2000
<i>Tlenek berylu</i> : przeświecający BeO	< 0,5	2570	3,01	9,0	200 ÷ 300	8,9	3	~ 260	400 ÷ 600 ¹⁾ 200	3000 ÷ 3500 2000
<i>Krzemionka</i> (SiO ₂): kwarc-monokryształ	0	1600	2,65	7,5(a)	5,4(a)	7,0	0,4	360 ÷ 390	150 ÷ 200	~ 1500
kwarc polikrystaliczny	0	1600	2,65	13,7(c)	9,2(c)	5,4(a)				
szkło (niekrystaliczne SiO ₂)	0		2,22	16,9	7,1	4,5		54		
				0,55	1,2	4,5		54		
						4,1	0,1	72	100 ÷ 120	
<i>Węglik krzemu</i> : 95% SiC	0,5	2500	3,1 (teor ok. 3,4)	5,5	100		0,1	350 ÷ 450	250 ⁴⁾	650
związany 26% Si ₃ N ₄ , 72% SiC	8		2,85	4,4	17				40 ⁴⁾	140
<i>Diamant</i> (monokryształ tetragonalny) C	0	1500 ²⁾	3,52	1,1	665					
<i>Grafit handlowy</i> : 98% C (heks)	20 ÷ 30	3800 ²⁾	1,5 ÷ 1,8	1 ÷ 3	120 ÷ 180			950 3,5 ÷ 15	4 ÷ 8000 5 ÷ 25 ⁴⁾	
<i>Grafit pirolityczny</i> : C (heks)	< 1	3800 ²⁾	2,2	{ ~ 10 (c) ~ 1 (a)	{ 2,5 (c) 420 (a)					360 (c)
<i>Włókno grafitowe</i> : C (heks)	< 1	3800 ²⁾	2,0 (2,7 teor.)	10				40 ÷ 70(a) 450 ÷ 700	100 ÷ 250 (a) 2000	330 (a)
<i>Azotek krzemu</i> : Si ₃ N ₄ — prasowany na gorąco	< 1	1910 ²⁾	3,18 (3,2 teor.)	2,9	~ 25			250	110 ⁴⁾	600
spiekany	20	1910 ²⁾	2,4	2,6	10			160	150 ⁴⁾	350
<i>Węglik wolframu</i> : WC		2700	15,5 (15,7 teor.)	6,2	2,9			700	350	550
<i>Cermet</i> : 90% WC, 10% Co	0	1400	14,9	5,1	70			600	1600	4500

¹⁾Nasiąkliwość. ²⁾Sublimuje. ³⁾Rozkłada się, a i c równoległe i prostopadłe do płaszczyzn podstawowych. ⁴⁾Wytrzymałość zmienna (=2R_m).