ZESZYTY
NAUKOWE
POLITECHNIKI
ŚLĄSKIEJ

PIOTR ADAMIEC
JERZY DZIUBIŃSKI

PĘKANIE I TRWAŁOŚĆ NAPAWANYCH CZĘŚCI MASZYN

50-LECIE
POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

TRANSPORT

Z. 25

GLIWICE
1995

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 1265

PIOTR ADAMIEC
JERZY DZIUBIŃSKI

PĘKANIE I TRWAŁOŚĆ NAPAWANYCH CZĘŚCI MASZYN

50-LECIE
POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

GLIWICE 1995

OPINIODAWCY
Dr hab. inż. Edmund Tasak – Profesor AGH
Dr hab. inż. Andrzej Zając

KOLEGIUM REDAKCYJNE

REDAKTOR NACZELNY – Prof. dr hab. inż. Jan Bandrowski
REDAKTOR DZIAŁU – Dr inż. Genowefa Bieńkiewicz
SEKRETARZ REDAKCJI – Mgr Elżbieta Leśko

REDAKCJA
Mgr Kazimiera Rymarz

REDAKCJA TECHNICZNA
Alicja Nowacka

Wydano za zgodą
Rektora Politechniki Śląskiej

Praca wykonana w ramach projektu badawczego nr 7 S201 040 06
finansowanego przez KBN

PL ISSN 0209-3324

Wydawnictwo Politechniki Śląskiej
ul. Kujawska 3, 44-100 Gliwice

Nakł. 200+53 Ark. wyd. 9 Ark. druk. 8,75 Papier offset. kl III 70x100, 80g
Oddano do druku 16.03.95 Podpis. do druku 16.03.95 Druk ukończ. w kwietniu 1995
Zam. 87/95 Cena zł 3.60 (36 000,—)

Fotokopie, druk i oprawę
wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach

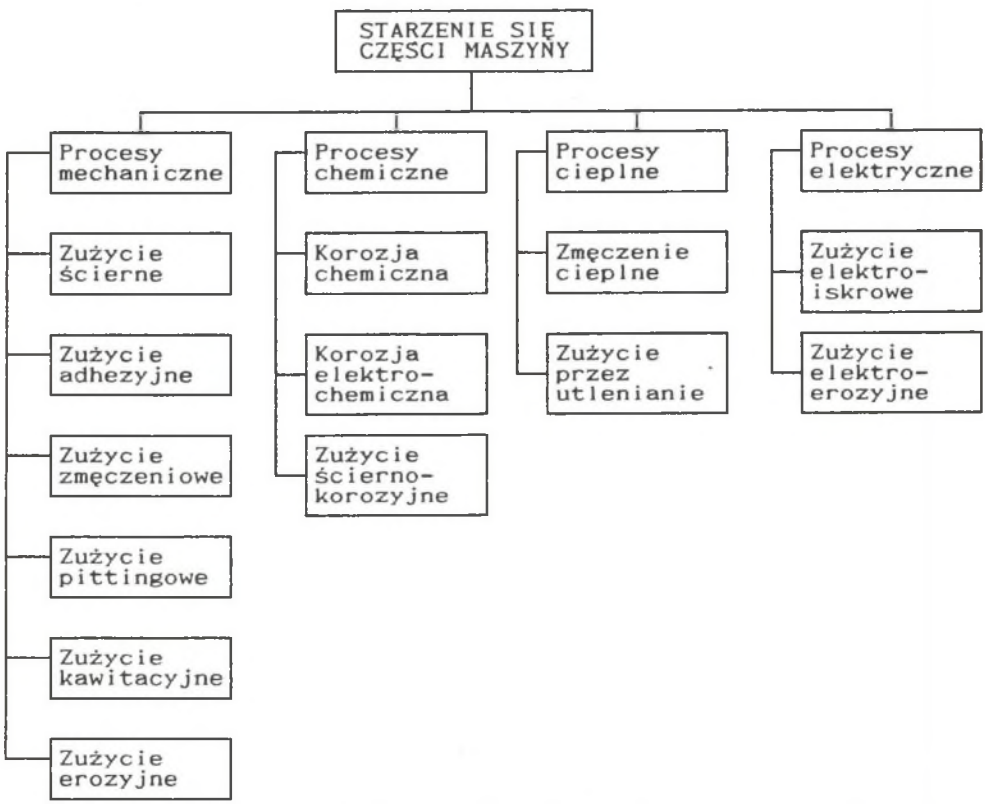
SPIS TREŚCI

1. PROBLEMY TRWAŁOŚCI I NIEZAWODNOŚCI NAPAWANYCH ELEMENTÓW W MASZYNACH 5
2. KLASYFIKACJA STOPÓW DO NAPAWANIA 11
3. PĘKNIĘCIA W PROCESIE NAPAWANIA 24
3.1. Pękanie gorące 25
3.2. Pęknięcia zimne 34
3.3. Inne pęknięcia w procesie napawania ww 42
3.3.1. Pęknięcia lamelarne 42
3.3.2. Pękanie wyżarzeniowe 43
3.4. Charakterystyka skłonności do pękania napoin i napawanych przedmiotów 45
3.4.1. Charakterystyka skłonności do pękania napoin 46
3.4.2. Charakterystyka skłonności do pękania w SWC napawanych przedmiotów 50
4. PĘKANIE EKSPLOATACYJNE NAPAWANYCH ELEMENTÓW 55
4.1. Kruche pękanie elementów napawanych 55
4.2. Wytrzymałość zmęczeniowa elementów napawanych w zakresie dużej liczby cykli. Rodzaje obciążeń. Wykresy zmęczeniowe 62
4.3. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w elementach napawanych 70
4.4. Wytrzymałość zmęczeniowa elementów napawanych w zakresie małej liczby cykli 75
4.5. Pękanie i zużycie korozyjne napawanych elementów maszyn 80
4.6. Zużycie kontaktowe napawanych części maszyn pękania i odrywania mikrocząsteczek z ww 85
4.6.1. Zastosowanie mechaniki pękania do oceny zużycia napoin 89
4.6.2. Zużycie kontaktowe napoin o strukturach niejednorodnych 95

5. PRZEGLĄD WYNIKÓW BADAŃ TRWAŁOSCI ZMĘCZENIOWEJ I KONTAKTOWEJ NAPAWANYCH CZĘSCI MASZYN 102
5.1. Trwałość zmęczeniowa 102
5.1.1. Wpływ warunków napawania 102
5.1.2. Wpływ wad 115
5.1.3. Wpływ naprężeń własnych 118
5.2. Ocena trwałości kontaktowej napawanych części maszyn 122
STRESZCZENIA 138

1. PROBLEMY TRWAŁOŚCI I NIEZAWODNOŚCI NAPAWANYCH ELEMENTÓW W MASZYNACH

Maszyna jest obiektem technicznym, stanowiącym złożoną strukturę w celu realizacji funkcji użytkowych. W czasie realizacji tych funkcji ma miejsce starzenie się poszczególnych części w efekcie nieodwracalnych procesów fizycznych i chemicznych, stanowiących oddziaływanie mikro- i makrootoczenia. Procesy te powodują zużycie części maszyn, które w zależności od parametrów obciążenia może mieć formę przedstawioną na rys. 1.1.



Rys. 1.1. Rodzaje zużycia części maszyn w efekcie wymuszeń makro- i mikrootoczenia

Procesy zużycia prowadzą do zmiany struktury i wymiarów elementów stanowiących złożoną strukturę maszyn. Zmiany te prowadzą do powstania drgań, sił dynamicznych, spadku sprawności mechnicznej, wzrostu temperatur itp., co po pewnym okresie eksploatacji powoduje uzyskanie tam zużycia granicznego poszczególnych części maszyny. W następstwie maszyna osiąga stan graniczny, tzn. przestaje spełniać warunki określone zbiorem cech charakteryzujących jej przydatność funkcjonalną. Stan graniczny może być również osiągnięty wskutek skokowych wymuszeń losowych.

Przywrócenie potencjału eksploatacyjnego wymaga procesu odnowy, w czasie którego następuje naprawa lub regeneracja zużytych elementów maszyn. Zastosowanie napawania regeneracyjnego umożliwia odtworzenie własności użytkowych uszkodzonych części. Napawanie stwarza również możliwości kształtowania warstwy wierzchniej (ww) i optymalizacji własności użytkowych części maszyn. Optymalizacja własności użytkowych ww prowadzi do wzrostu czasu efektywnego użytkowania części i zarazem maszyny jako zorganizowanego układu poszczególnych części.

Kształtowanie ww za pomocą napawania jest procesem metalurgicznym, który pozwala uzyskać napoiny o żądanym składzie chemicznym, wytrzymałości i twardości, ale może również prowadzić do powstawania wad ww, z których należy przede wszystkim wymienić pękanie w procesie napawania i eksploatacji. Pękanie stanowi formę wymuszeń losowych decydujących o parametrach wytrzymałościowych ww oraz parametrach obciążenia (np. wady stanowią koncentratory naprężeń) i zarazem o trwałości i niezawodności napawanych elementów maszyn.

Z problemem optymalizacji własności użytkowych napawanych ww związane są wspomniane kategorie trwałości i niezawodności zarówno maszyny jako struktury złożonej, jak i elementów wchodzących w skład tej struktury, a w szczególności elementów napawanych.

Maszyna stanowi obiekt techniczny składający się z "n" elementów, które mogą współdziałać w układach o strukturze niezawodnościowej, szeregowej, równoległej lub złożonej, przy czym założone funkcje użytkowe mogą być realizowane, jeżeli "k" dowolnych elementów spośród "n" jest sprawnych [1]. Zgodnie z PN-85/N-04041 struktury elementów w maszynie mogą mieć postać:

- struktur nadwymiarowych dla $k < n$,
- struktur szeregowych dla $k = n$,
- struktur równoległych dla $k = 1$.

Niezawodność dla struktury szeregowej wynosi:

$$R_S = \prod_{i=1}^{n} R_i, \qquad (1.1)$$

gdzie: R_S - niezawodność maszyny jako struktury szeregowej,
R_i - niezawodność poszczególnych elementów maszyny.
W przypadku niezawodności maszyny o strukturze równoległej elementów ma postać:

$$R_R = 1 - \prod_{i=1}^{n} (1 - R_i); \qquad (1.2)$$

oznaczenia jak wyżej.

Ogólna niezawodność maszyny, zwana niezawodnością operacyjną R_{op}, związana jest z niezawodnością własną $R_w(t)$ (niezawodnością naturalną), wynikająca z cech fizycznych elementów maszyny oraz niezawodnością losową (przypadkową) $R_A(t)$, wynikłą z losowych wymuszeń otoczenia i prawdopodobieństwem uszkodzenia maszyny przez obsługę $q_i(t)$.

$$R_{op} = R_w(t) \quad R(t) \prod_{i=1}^{n} [1 - q_i(t)] \qquad (1.3)$$

Przy założeniu odpowiedniego szkolenia obsługi wielkość prawdopodobieństwa $q_i(t) \to 0$, a niezawodność przypadkowa $R_A(t) \to 1$, wielkość niezawodności operacyjnej zależeć będzie od procesów degradacyjnych związanych z fizycznym starzeniem się elementów maszyn, tzn.

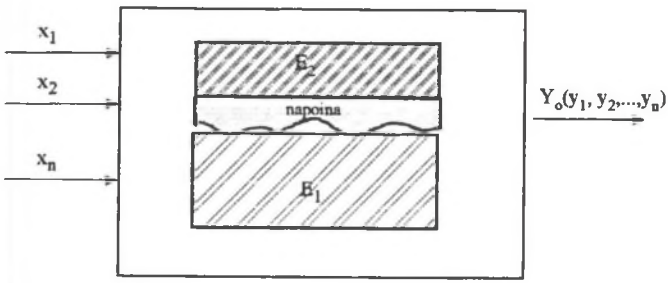
$$R_{op}(t) \approx R_N(t) \qquad (1.4)$$

Przy dalszych założeniach, że:
- maszyna jest obiektem o strukturze niezawodnościowej szeregowej, składającej się z elementów napawanych,
- poszczególne elementy napawane uszkadzają się niezależnie od siebie,
- uszkodzenie dowolnego elementu napawanego powoduje uszkodzenie maszyny,

trwałość i niezawodność maszyny jest określana poprzez uszkodzenie pierwszego napawanego elementu.

Założenia powyższe są dużym uproszczeniem, jednak umożliwiają analizę trwałości i niezawodności napawanych elementów maszyn na podstawie wyników badań symulujących współpracę tych elementów w maszynie.

Każdy proces zużycia napawanego elementu (rys. 1.2) charakteryzują dwa zbiory wielkości:
- zbiór wielkości wejściowych X_n (X_1, X_2 ... X_n),
- zbiór wielkości wyjściowych Y_k (Y_1, Y_2 ... Y_n).



Rys. 1.2. Model zużycia napawanej ww [2]

Identyfikacja procesu fizycznego zużycia napoiny polega na wyznaczeniu opisu matematycznego w postaci:

$$Y_o = f(X_1, X_2 \ldots X_n) \tag{1.5}$$

Identyfikacji takiej można dokonać w kolejnych etapach [1]:

- opisu procesu, w czasie którego dokonuje się analizy wszystkich wielkości wejściowych ($X_1 \ldots X_n$) decydujących o zjawisku zużycia,
- wyznaczenia modelu matematycznego procesu. W większości rozwiązań zagadnień zużycia model może mieć postać jednomianu potęgowego

$$Y_o = C_o \prod_{k=1}^{n} X_k^{C_k} , \tag{1.6}$$

gdzie: C_o, C_k - stałe, które muszą być wyznaczone na podstawie prób zużycia,

- określenia dokładności modelu. Za kryterium jakości przyjmuje się sumę kwadratów błędów

$$d = \sum_{l=1}^{n} (\bar{Y}_1 - Y_{ob})^2 , \tag{1.7}$$

gdzie: $\bar{Y}_1$ - zmierzona wartość wielkości wyjściowej,
Y_{ob} - wartość obliczona z założonej funkcji (1.6),
n - liczba przeprowadzonych pomiarów,
która powinna dążyć do minimum

$$d_{min} \rightarrow \frac{\partial d}{\partial C_k} \quad \text{dla } (k = 0, 1 \ldots n) \tag{1.8}$$

Równanie to pozwala określić współczynnik (C_1, C_2 ... C_i) w równaniu (1.6).

Przy założeniu, że zużycie modelowej napawanej warstwy wierzchniej zależy od szeregu czynników, do analizy jej trwałości pomocna staje się analiza wymiarowa modelu i wyznaczenie bezwymiarowych liczb kryterialnych [3].

Dla przykładu modelu przedstawionego na rys. 1.2, jeżeli jako zmienną zależną Y przyjmie się intensywność zużycia I_z, to równanie (1.5) przyjmie postać:

$$I_z = f\ (R_{e1},\ R_{e2},\ H_1,\ H_2,\ N,\ \mu,\ L,\ T,\ V,\ \rho_1,\ \rho_2)\ , \qquad (1.9)$$

gdzie: R_{e1}, R_{e2} - granice plastyczności napoin elementów współpracujących, MPa,
H_1, H_2 - twardości wymienionych elementów, MPa
N - nacisk Hertza, MPa
μ - współczynnik tarcia,
T - temperatura, °C
V - szybkość, m/s
ρ_1, ρ_2 - chropowatość powierzchni.

Analiza wymiarowa umożliwia na określenie pewnych bezwymiarowych kryteriów, np.:

$$K_o = \frac{I_z\ V^2}{R_e\ \rho}\ , \qquad K_1 = \frac{R_{e1}}{R_{e2}}\ , \qquad K_2 = \frac{H_1}{H_2}\ \ldots \qquad (1.10)$$

gdzie: K_o - kryterium zużycia,
K_1 - kryterium plastyczności,
K_2 - kryterium twardości,
a model matematyczny procesu zużycia napoiny ma postać:

$$K_o = C_o\ K_1^{C_1}\ K_2^{C_2}\ \ldots \qquad (1.11)$$

Wartości liczbowe współczynników regresji C_o, C_1, C_2 ... można wyznaczyć metodą najmniejszych kwadratów, pod warunkiem posiadania zbioru danych materiałowych dla poszczególnych przypadków napawania i zużycia ww. Wielkości takie zestawiono w kolejnych rozdziałach dotyczących klasyfikacji napoin, ich pękania i zużywania się w różnych warunkach eksploatacji.

Korzystając z literatury i opracowań własnych podjęto próbę określenia trwałości napawanych elementów maszyn na podstawie analizy pękania napoin jako procesu decydującego o kreowaniu własności użytkowych w czasie napawania, bezpośrednio po napawaniu oraz w czasie eksploatacji.

Analiza pękania napoin w procesie napawania umożliwia sformułowanie wymagań technologicznych dotyczących tworzyw napawa-

nych, materiałów dodatkowych i techniki napawania, zapewniających optymalizację własności użytkowych napawanych ww.

Ocena zachowania się napoin i napawanych elementów w czasie badań symulujących ich eksploatację stwarza możliwość określenia dopuszczalnej wadliwości ww, która warunkuje trwałą i niezawodną eksploatację napawanych elementów maszyn.

Wykorzystanie do analizy zużycia zmęczeniowego i kontaktowego elementów teorii delaminacji pozwoli na wykorzystanie mechaniki pękania do oceny trwałości napawanych części w czasie eksploatacji.

Literatura

[1] Oprządkiewicz J.: Podstawy niezawodności obrabiarek i systemów produkcyjnych. WNT, Warszawa 1985.

[2] Tribologie. DIN-Taschenbuch, Beuth Verlag GmbH, Berlin 1990. s.204.

[3] Müller L.: Zastosowanie analizy wymiarowej w badaniach modeli. BN1. PWN, Warszawa 1983, s.16.

2. KLASYFIKACJA STOPÓW DO NAPAWANIA

Klasyfikację materiałów dodatkowych do napawania wg Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa (MIS) [1] przedstawiono w tabl. 2.1. Charakterystykę materiałów do regeneracji wg American Society of Testing Materials (ASTM) [2] przedstawiono w tabl. 2.2. Stopy używane do regeneracji można wg American Welding Society (AWS) [3] podzielić na sześć głównych grup:

1) stale szybkotnące (Fe5),
2) stale austenityczno-manganowe (FeMn),
3) stopy Cr-Co-W lub na osnowie Co (CoCr),
4) stopy na osnowie miedzi (CuZn, CuSn, CuSi, CuAl),
5) wysokochromowe, austenityczne stopy na osnowie Fe (FeCr),
6) stopy Ni-Cr-B (NiCr).

W tabl. 2.3 przedstawiono klasyfikację materiałów dodatkowych do regeneracji według niemieckiej normy DIN 8555 [4].

Czynione były również próby klasyfikacji stopów do napawania w zależności od składu chemicznego, struktury i warunków pracy [5,6]:

- stale niskostopowe C-Mn-Cr (SNS) o różnej zawartości perlitu, bainitu i martenzytu (rys. 2.1), warunki pracy i zastosowanie: 18-30; wyjaśnienie w dalszej części tekstu,
- stopy odporne na ścieranie w podwyższonych temperaturach C-Mo-W (SPT) o strukturze martenzytyczno-bainitycznej z austenitem szczątkowym oraz węglikami pierwotnymi i wtórnymi typu $(FeW)_6C$ i $(FeW)_{23}C_6$ (w przypadku stali) oraz o strukturze ledeburytycznej z martenzytem i austenitem szczątkowym (w przypadku żeliw), warunki pracy i zastosowanie: 1-6, 10-14, 18-30, 31-35,
- stale manganowe austenityczne (SAM) o strukturze austenitycznej z węglikami $(FeMn)_3C$, po granicach ziarn, warunki pracy i zastosowanie: 10-14,
- stale chromowe (SH) o strukturze podeutektoidalnej lub nadeutektoidalnej w zależności od stosunku C i Cr, warunki pracy i zastosowanie: 1-6, 7-9, 31-35,
- żeliwa niestopowe (ŻL) o strukturze ledeburytycznej, warunki pracy i zastosowanie: 10-14,

Tablica 2.1

Klasyfikacja materiałów dodatkowych do regeneracji wg MIS [1]

Rodzaj stopu	Oznaczenie	Skład chemiczny, %									Twardość HRC
		C	Mn	Cr	Ni	W	V	Mo	Co	Inne	
Stale węglowe lub niskostopowe do 0,4% C	A	0,4	0,5—3	0—3	0—3	—	—	0—1	—	—	40
Stale węglowe lub niskostopowe ponad 0,4% C	B	0,4	0,5—3	0—5	0—3	—	—	0—1	—	—	60
Stale manganowe (Hadfielda)	C	0,5—1,2	11—16	0—1	0—3	—	—	0—1	—	—	50
Stale austenityczne Cr—Ni—Mn	D	0,3	1—8	13—30	5—25	—	—	—	—	0,1 Ti, 0—1,5 Nb	40
Stale chromowe	E	0,2—2,0	0,3—1,5	5—30	0—5	0—1,5	0—0,5	0—1	—	—	45
Stale szybkotnące	F	0,6—1,5	0—5	4—6	—	1,5—18	0—3	0—10	0—15	—	62
Stopy wysokochromowe o dużej zawartości C	G	1,5—5	0—6	25—35	0—4	0—5	0—1	0—3	0—5	0—1,5Ti, 0—1,5 B	60
Stale narzędziowe do pracy na gorąco	H	0,2—0,5	1,0	1—5	0—5	1—10	0,15—1,5	0—4	—	—	45
Stopy na osnowie Co z dodatkiem Cr i W	N	0,7—3,0	0,4	25—33	0—3	3—25	—	0—3	30—70	6 Fe	40
Stopy typu Ni—Cr—B	Q_a	1,0	—	8—18	65—85	—	—	—	1—1,5	2—5 Si, 2—5 B	55
Stopy typu Ni—Mo	Q_b	0,12	—	0—18	60—80	0—20	0,2—0,6	8—35	0—2,5	4—6 Fe	200[1]
Węgliki metalu spiekane lub na osnowie Fe, Ni, Co	P	3	2,0	—	—	45	—	—	—	—	67
Stopy na osnowie Cu z dodatkiem Sn	T	Sn 4-11; P 0,05-0,35; Pb 0-18; Cu reszta									50-110[1]
Stopy na osnowie Cu z dodatkiem Al	S	Al 6-15; Fe 0-5; Cu reszta									125-390[1]
Stopy na osnowie Cu z dodatkiem Ni	U	Al 7-9,5; Ni 1,5-5,5; Mn 0,6-14; Fe 2-5; Cu reszta									185-217[1]

[1] Twardość HB.

Tablica 2.2

Charakterystyka materiałów do regeneracji według ASTM [2]

Charakterystyka stopow	Twardość HRC	Odpornosc stopów na				
		korozję atmosferyczną	zużycie ścierne	odkształcenia na gorąco	zużycie ścierne pod dużymi obciążeniami	zużycie adhezyjne
I. Na osnowie żelaza i odpowiadające:						
A. Stalom hartującym się						
1) węglowym						
a — niskowęglowe	10	10	10	10	10	10
b — średniowęglowe	10—40	10	10	10	10	50
c — wysokowęglowe	20—60	10	20	10	10	50
2) niskostopowym						
a — niskowęglowe	10	10	10	10	10	30
b — średniowęglowe	20—40	10	20	20	20	50
c — wysokowęglowe	20—60	10	20	20	20	50
d — typu żeliwa	20—60	10	40	20	20	40
3) średniostopowym						
a — średniowęglowe	20—40	20	20	30	50	60
b — wysokowęglowe	30—50	20	40	50	80	60
c — typu żeliwa	30—70	20	50	60	50	40
4) średnio wysokostopowe						
a — niskowęglowe	20—40	20—50	20	40	30	40
b — średniowęglowe	30—60	20—30	40	50	70	60
c — wysokowęglowe	40—80	20—30	60	50	80	40
d — typu żeliwa	40—80	20—30	70	50	50	40
5) szybkotnącym						
B. Stalom austenitycznym:						
1) chromowo-niklowym						
a — niskowęglowe	30	90—100	20	20	30	30
b — wysokowęglowe z niską zawartością Ni	40	90—100	30	40	50	30
c — wysokowęglowe z wysoką zawartością Ni	40	90—100	30	40	50	30
2) wysokomanganowym						
C. Stalom austenitycznym nieobrabianym cieplnie:						
1) wysoko chromowo-niklowym	60	60—80	70	80	80	80
2) wysokostopowym						
a — 1,7% C	70	60—80	60	60	70	70
b — 2,5% C	70	60—80	70	60	60	80—90
c — bardzo wysokostopowa	80	60—80	80	60	50	90—100
II. Stopy na osnowie Co:						
A — niskostopowe	40	90—100	50	100	80	90—100
B — wysokostopowe	70	90—100	70	100	60	100
III. Stopy zawierające węgliki:						
A — węgliki w osnowie miękkiej	100	60—80	100	100	50	100
B — mieszanina	75—100	30—60	100	—	70	—
C — proszki	—	—	100	—	70	—
IV. Stopy na osnowie miedzi:						
A — miedziowo-cynowe	20	60—80	20	10	10	80—100
B — miedziowo-krzemowe	25	60—80	20	10	10	50—70
C — miedziowo-aluminiowe	25—40	60—80	30	10	10	70—90
V. Stopy na osnowie niklu:						
A — niklowo-miedziowe (monel)	20	80—100	20	10	20	20
B — niklowo-chromowe	30	80—100	40	70	40	60
C — Ni—Cr—W—Mo (hastelloy)	50	90—100	50	90	60	80

Uwaga: Liczby podane w tablicy służą do określenia: odporności na działanie różnych czynników niszczących uszeregowanej wg pewnej skali, przy czym proponuje się następującą interpretację klas odporności:
10—30 słaba lub bardzo słaba, 40—50 dość dobra,
60—70 dobra, 80—100 bardzo dobra lub doskonała.

Tablica 2.3

Klasyfikacja materiałów dodatkowych do regeneracji wg DIN 8555 [4]

Grupa	Rodzaj stopów	Skład chemiczny stopów, %	Twardość w stanie surowym	Własności stopów
1	2	3	4	5
Materiały na osnowie stopów o dużej zawartości żelaza				
1	stal niestopowa lub niskostopowa o zawartości C ≤ ≤ 0,4% i max 5% składników stopowych, głównie Cr, Mn, Mo, Ni	C ≤ 0,4 Cr do 3 Mn 0,5—3 Mo do 1 Ni do 3	200—400 HB	odporne na zużycie ścierne i zużycie adhezyjne, można hartować
2	stal niestopowa lub niskostopowa o zawartości C > > 0,4% i max 5% składników stopowych	C > 0,4 Cr do 5 Mn 0,5—3 Mo do 1 Ni do 3	ok. 500 HB	dobrze odporne na zużycie ścierne, odporność wzrasta ze wzrostem zawartości C, można hartować
3	odpowiada składem stali narzędziowej	C 0,2—0,5 Cr 1—5 Mo do 4 Ni do 5 W 1—10 V 0,1—1,5	48—52 HRC	odporne na zużycie adhezyjne nawet w podwyższonej temperaturze
4	odpowiada składem stali szybkotnącej	C 0,6—1,5 Co do 15 Cr 4—6 W 1,5—18 Mo do 10 V do 3	58—65 HRC	odporne na zużycie adhezyjne nawet w podwyższonej temperaturze
5	odpowiada składem stali chromowej o zawartości C do 0,2% i Cr 5—30%	C < 0,2 Cr 5—30 Mo do 2 Ni do 5 Si 1—2	200—500 HB	odporne na rdzewienie i zużycie adhezyjne
6	odpowiada składem stali chromowej o zawartości C 0,2—2% i Cr 5—18%	C 0,2—2 Cr 5—18 Mo do 2	500—600 HB	odporne na zużycie adhezyjne
7	odpowiada składem stali manganowej o zawartości Mn 11—18%, C > 0,5%, Ni do 3%	C 0,5—1,2 Cr do 3 Mn 11—18 Ni do 3	ok. 200 HB	odporne na zużycie adhezyjne przy obciążeniach udarowych i ścieranie mineralami przy obciążeniach udarowych
8	odpowiada składem stali austenitycznej Cr—Mn—Ni	C < 0,25 Cr 18—20 Mn 5—8 Ni 5—9	200—250 HB	niemagnetyczne, nierdzewne, odporne na zużycie adhezyjne po zgniocie na zimno
9	odpowiada składem stali chromowo-niklowej	C < 0,3 Cr 13—20 Mo do 5 Ni 8—25 Nb do 1,5	50—70 HRC	odporne na zużycie adhezyjne
10	odpowiada składem ledeburytycznemu stopowi Cr—C—Fe	C 1,5—5 Co do 5 Cr 27—35 Mn do 8 Mo do 3 W do 5	50—70 HRC	odporne na zużycie adhezyjne

cd. tabl. 2.3

1	2	3	4	5
Materiały na osnowie stopów o małej zawartości żelaza				
20	stellity kobaltowe	C 0,7—3 Co 30—70 Cr 25—33 W 3—25 Mo do 3 Ni do 3	38—58 HRC	nierdzewne, odporne na zużycie adhezyjne i wysoką temperaturę
21	odpowiada składem węglikom spiekanym	węgliki Cr do 80% węgliki W do 80% i inne składniki	1800—2000 HV	odporne na wysoką temperaturę i zużycie adhezyjne
22	odpowiada stopom Ni—Cr—B	C 1 Co 1—1,5 Cr 8—18 Ni 65—85 B do 5	40—60 HRC	nierdzewne, żarowytrzymałe, odporne na zużycie adhezyjne
23	odpowiada stopom na osnowie Ni z dodatkiem Mo	C 0,12 Co do 2,5 Cr do 18 Fe 4—7 Mo 8—35 W do 20 V 0,2—0,6 Ni reszta	200—250 HB	odporne na korozję i żarowytrzymałe
Stopy nieżelazne				
30	odpowiada stopom Cu—Sn	Sn 6—12	60—130 HB	odporne na zużycie adhezyjne i korozję
31	odpowiada stopom Cu—Al	Al 5—15 Fe do 6	60—100 HB	odporne na zużycie adhezyjne i korozję
32	odpowiada stopom Cu—Ni	Ni 5—15	poniżej 160 HB	odporne na działanie wody morskiej i korozję w niektórych mediach

- żeliwa stopowe wolframowe odporne na ścieranie w podwyższonych temperaturach (ŻPT) o strukturze ledeburytycznej z martenzytem i austenitem szczątkowym, warunki pracy i zastosowanie: 1-6, 10-14,
- żeliwa stopowe chromowe (ŻH) o strukturze ledeburytycznej z węglikami Cr_7C_8 i $(CrFe_7)8_8$, warunki pracy i zastosowanie: 1-6, 7-9, 10-14, 31-35,
- żeliwa stopowe maganowe (ŻAM) o strukturze austenitycznej z węglikami $(FeMn)_3C$ i $(CrFe_3)_7C_3$, warunki pracy i zastosowanie: 10-14,

przy czym warunki pracy i zastosowanie są następujące:

1...6 - urządzenia do transportu i zasypywania materiałów sypkich i mas plastycznych,

7...9,42 - części maszyn pracujących w ziemi,

10...14 - części maszyn i urządzeń do kruszarek rud, kamieni, węgla, itp.,

15...17 - części urządzeń pracujące pod wodą w obecności piasku i kamieni,

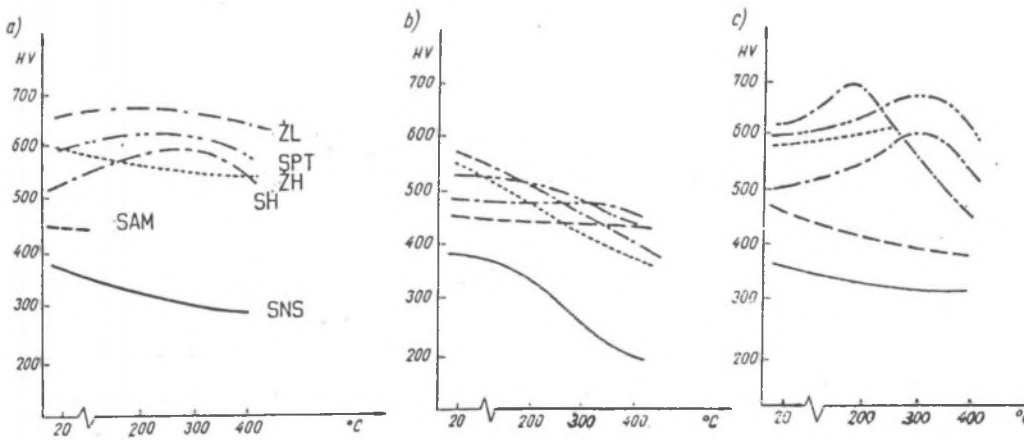
18...30 - części maszyn i urządzeń współpracujące ze sobą w obecności piasku (18) i cieczy (25...29),

31...35 - elementy gilotyn i urządzeń do przeróbki plastycznej na zimno i gorąco,

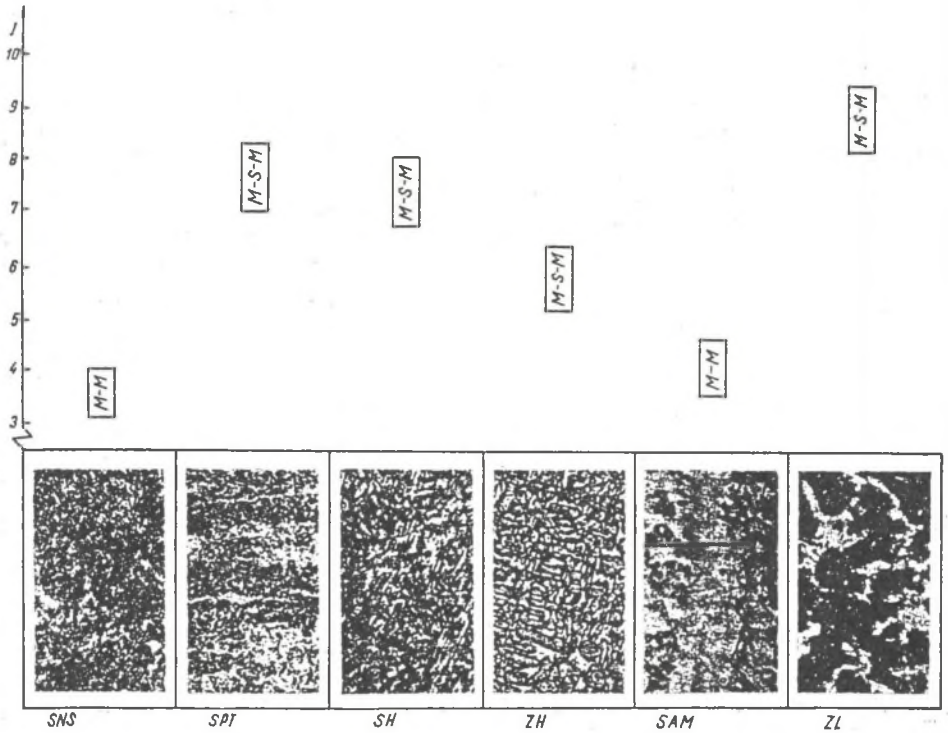
36...41 - części urządzeń do pracy w podwyższonych temperaturach, często w ośrodkach agresywnych (36, 37, 41).

Twardość napoin (czwarta warstwa) wykonanych wyżej wymienionymi stopami na blachach ze stali niskowęglowej przedstawiono na rys. 2.1, a strukturę i względną odporność na ścieranie na rys. 2.2 [5].

Podstawowe grupy stopów wg [4] oraz odpowiadające im struktury i wskaźniki własności użytkowych zestawiono w tablicy 2.4 [7]. Uzupełnieniem tablicy 2.4 jest tablica 2.5, w której podano wskaźniki technologicznych własności oraz przykłady produkowanych w Polsce materiałów dodatkowych [7].



Rys. 2.1. Twardość czwartej warstwy napoin wykonanych różnymi stopami w zależności od: a) temperatury wstępnego podgrzewania, b) temperatury pomiaru, c) temperatury wyżarzania przez 24 h



Rys. 2.2. Mikrostruktura i względna odporność na ścieranie czwartej warstwy badanych napoin wykonanych różnymi stopami: M-M - ścieranie metal-metal, M-S-M - ścieranie metal-ścierniwo-metal

Tablica 2.4

Własności użytkowe stopów do napawania

Grupa wg DIN 8555	Rodzaj stopiwa	Struktura stopiwa	Orientacyjne własności							Własność stopów
			twardość stopiwa HRC	M-M tarcie toczne	M-M tarcie ślizgowe	M-MN zużycie statyczne	M-MN zużycie udarowe	odporność na korozję	twardość w temp. podwyższonej	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	Stopy Fe C≤0,4% Cr≤3% Mn=0,5+3% Mo≤1% Ni<3% do 5% pierwiastków łącznie (stal niskostopowa)	M	20+40	1	2	3	1	-	-	odporne na zużycie adhezyjne
2	Stopy Fe C>0,4% Cr=1+5% Mn=0,5+3% Mo≤1% pierwiastków łącznie do 5% (stal niskostopowa)	M	52+60	2	1	2	2	3	2	odporne na zużycie ścierne
3	Stopy Fe C=0,2+0,5% Cr=1+5% Mo<4% Ni<5% W=1+10% V=0,1+1,5% (stal narzędziowa)	M	48+62	2	1	2	2	3	2	odporne na zużycie adhezyjne i utleniające
4	Stopy Fe C=0,6+1,5% Co<15% Cr=1+6% Mo<10% W=15+18% V<3% (stal szybkotnąca)	M+C	58+65	-	2	2	-	3	2	odporne na zużycie adhezyjne w wysokich temp.

cd. tabl. 2.4

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
5	Stopy Fe C=0,2% Mo<2% Cr=5÷30% Ni<5% Si=1÷2% (stal chromowa)	F+M	30÷50	2	1	3	2	1	2	odporne na korozję i zużycie adhezyjne
6	Stopy Fe C=0,2÷2% Cr=5÷18% Mn<2% (stal chromowa)	M+C	45÷60	-	2	2	-	2	2	odporne na zużycie adhezyjne
7	Stopy Fe C=0,5÷1,2% Cr<3% Mn=11÷18% Ni<3% (stal austenityczna C-Mn)	A	20÷52	1	3	3	1	-	-	odporne na zużycie adhezyjne i przy obciążeniach udarnościowych
8	Stopy Fe C<0,25% Cr=13÷20% Mn=5÷8% Ni=5÷9% (stal austenityczna Cr-Ni-Mn)	A	20÷52	1	3	3	1	1	1	odporne na zużycie adhezyjne i korozję
9	Stopy Fe C<0,3% Cr=13÷20% Mo<5% Ni=8÷25% Nb≤1,5% stal austenityczna Cr-Ni)	A	20÷25	3	2	-	2	1	1	odporne na zużycie adhezyjne
10	Stopy Fe C=1,5÷3% Cr=27÷35% Mn<8% Mo<3% W<5% Co<5% (żeliwo chromowe)	C+M	55÷65	-	1	1	-	1	2	bardzo odporne na zużycie ścierne i adhezyjne

cd. tabl. 2.4

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
20	Stopy Co C=0,7÷3% Cr=25÷33% W=3÷23% Mo<3% Ni≤3% (stellity kobaltowe)	CW Co-Cr osnowa	38÷60	3	1	2	2	1	1	bardzo odporne na zużycie ścierne i adhezyjne
21	Węgliki wolframu w osnowie Fe(Ni)	W_2C-WC w Fe(Ni osnowa	60÷75	-	3	1	3	3	1	bardzo odporne na zużycie ścierne
22	Stopy Ni C<1% Co=1÷1,5% Cr=8÷18% B<5% (stellity niklowe)	C w Ni osnowie	40÷60	2	1	2	2	1	1	odporne na zużycie ścierne i adhezyjne
23	Stopy Ni C≤0,12% Co<2,5% Cr<18% Mo=8÷35% W<20% (stellity niklowe)	C w Ni osnowie	20÷40	2	1	-	2	1	1	odporne na zużycie w wysokich temp.

Objaśnienia: 1 - bardzo dobre, 2 - dobre, 3 - wystarczające

Tablica 2.5

Przykłady zastosowania materiałów dodatkowych do napawania i wskazówki technologiczne

Grupa wg DIN 8555	Typ stopu struktura	Materiały dodatkowe	Wskazówki technologiczne				Przykłady zastosowania
			obrabialność	koszty	podgrzewanie wstępne	kwalifikacje	
1	2	3	4	5	6	7	8
1	Stal niskostopowa (M)	EN200R EN200B EN350B Sp40G2S1H1+TNASt1 SpG3S1 SpG4S1 DPIS2 DPIS3 DPIS4	2 2 2 2	1 1 1 2	1 1 1 1	1 1 1 1	szyny, koła biegowe, części maszyn rolniczych
2	Stal niskostopowa (M)	EN450B EN600B DPK+TNASt1 DPIS1	0 0 0	1 2 2	2 2 2	1 1 1	części maszyn budowlanych i transportowych, mieszalniki
3	Stal narzędziowa (M)	ENSCoMol EWNLI EWNLII EN280B DPD38-TNASt1 ER3-TNASt1 DP3-TNASt1	0 0	3 2	2 2	2 1	narzędzia do pracy na gorąco i zimno, walce, matryce, stemple
4	Stal szybkotnąca (M+C)	ENS7WB ENS18WB ENSW2MoB ER4+TNASt1	0 0	3 3	3 3	3 3	narzędzia tnące, wiertła, frezy
5	Stal chromowa C≤0,4% (F+M)	ENSCr300B ENS15CrB EN9Cr-S1B Sp24H14+Ar	2	2	2	1	uszczelnienia armatury gazowej, parowej i wodnej
6	Stal chromowa 0,2<C<1% (M+C)	ENS12CrB ENS50B EN9Cr-SiB	0	2	2	2	formy, matryce, stemple, armatura
7	Stal austenityczna (A)	EN400MnB EN12MnNiB EN10-10B	3	2	1	2	zęby koparek, łamacze i młotki kruszarki

c.d. tabl. 2.5

1	2	3	4	5	6	7	8
8	Stal austenityczna CrNiMn (A)	ES18-8-6B EN18-8SiB EN10-10B	3	2 2	1 1	1 1	narzędzia do pracy na gorąco, szyny, walce, turbiny
9	Stal austenityczna CrNi (A)	ES18-8-2B ES18-8B ES24-18B Sp20H23N18+Ar	2	2	1	1 1	siedliska zaworów odporne na korozje
10	Żeliwo chromowe (C+M)	ENS30-5 Stel50 EStel1P EStel1MnP EStelNi50 EStelMn-55 ENŻ1 DPIS6, DPT5 DPIS7, DPZ1 DPP, EW1 ER-2-TNASt1 DP5-TNASt1 ER4-TNASt1 PMFeCr-60	0	2 2 2 2 3	3 3 3 3 3	1 2 2 2 3	części w przemyśle przeróbki minerałów
20	Stellity kobaltowe C w osnowie Co-Cr	EStelCoWB40 EStelCoWB50 EStelCoWB55 PStelCoWI PStelCoWII PMFeCr-60	3	4 4 4 4	4 4 4 4	3 3/4 3/4 3/4	uszczelnienia armatury
21	Węgliki wolframu w osnowie Fe(Ni)	PNT5, PNT6 PNT	0	4	4	3/4	narzędzia wiertnicze
22 23	Stellity niklowe C w osnowie Ni	PMNi20 PMNi30 PMNi35 PMNi40 PMNi45 PMNi50 PMNi55	2	4	4	4	uszczelnienia armatury

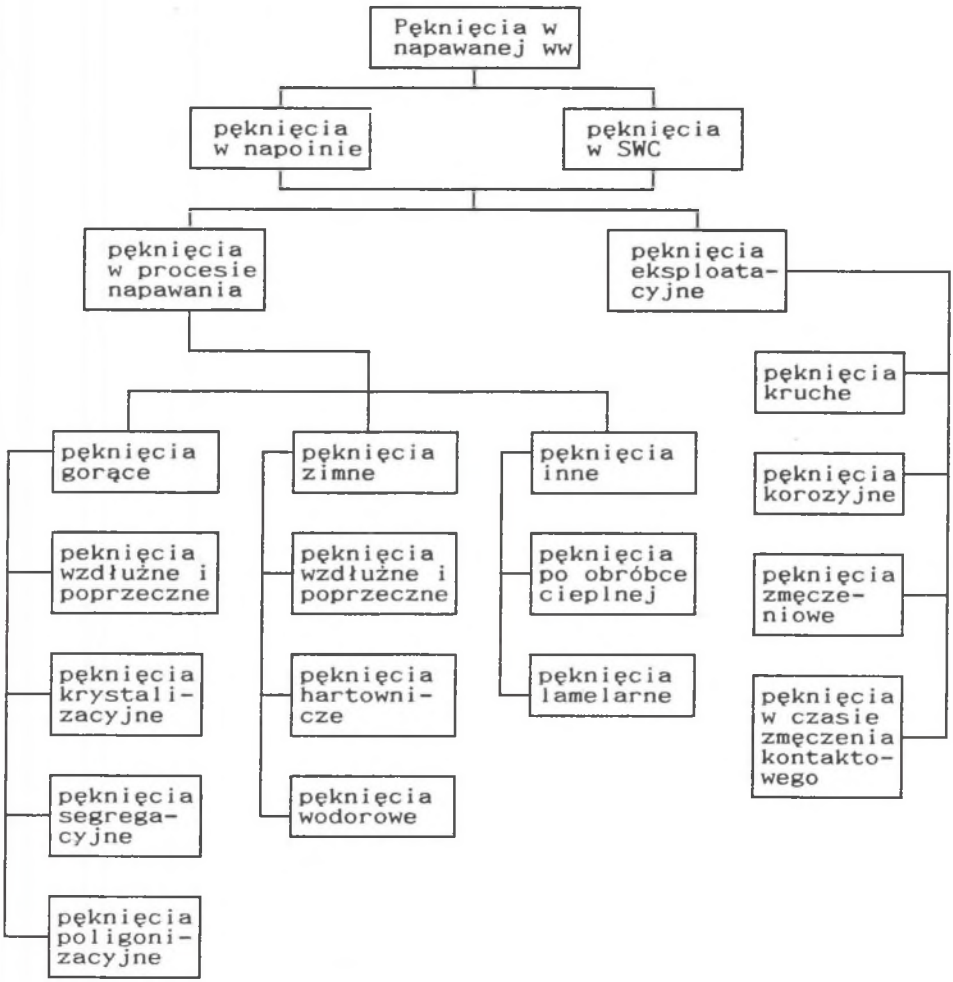
Objaśnienia: obrabialność - 2 - dobra, 3 - wystarczająca, 0 - obrabialne szlifowaniem;
kwalifikacje - 1 - niskie, 2 - średnie, 3 - wysokie, 4 - bardzo wysokie;
koszty - 1 - niskie, 2 - średnie, 3 - wysokie, 4 - bardzo wysokie;
podgrzewanie - 1 - bez, 2 - do 300°C, 3 - 300+600°C, 4 - 600°C

Literatura

[1] Paton W.A.: Technologia elektriczeskoj swarki metałłow i spławow pławlienijem. Maszinostrojenie, Moskwa 1974.
[2] USA ASTM A 399-56 T Tentative specifikation for surfacing welding rods and electrodes.
[3] Welding Handbook, 1970, t.3A, rozdz. 44, ss. 30-71.
[4] RFN DIN 8555 B 1. 1 Schweisszusatzwerkstoffe zum Auftragssweisen. Bezeichnung, technische Lieferbedingungen.
[5] Dziubiński J., Adamiec P.: Własności eksploatacyjne napoin wykonanych krajowymi drutami proszkowymi. Eksploatacja Maszyn nr 2-3, 1984.
[6] Napławocznyje materiały stron-czlenow SEW, Koordinacjonnyj centr. Swarka, Kijów-Moskwa 1979.
[7] Adamiec P., Lalik S.: Wpływ struktury napoin na zużycie ścierne napawanych części. Inżynieria Materiałowa nr 3, 1989, ss.80-84.

3. PĘKNIĘCIA W PROCESIE NAPAWANIA

Pęknięcia w napawanych ww można podzielić zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 3.1.



Rys. 3.1. Podział pęknięć występujących w napawanych ww

Pęknięcia występujące w napawanych warstwach wierzchnich (ww) można rozpatrywać jako pęknięcia w napoinie łącznie ze strefą nadtopienia oraz w strefie wpływu ciepła (SWC), które powstają w procesie napawania i w czasie eksploatacji. Przypadki takie należy uwzględnić przy analizie trwałości i niezawodności napawanych elementów maszyn.

W przypadku pęknięć gorących w ww o powstających pęknięciach decydują odkształcenia rzeczywiste e_{rz} w procesie tworzenia napoiny, których wielkość przekracza minimalną plastyczność krystalizyującego metalu, tzw. odkształcenie krytyczne e_c.

Przy pękaniu zimnym, występującym głównie w SWC, o zjawisku powstawania pęknięć decydują naprężenia spawalnicze σ_s, które łącznie z naprężeniami będącymi efektem dyfuzji wodoru atomowego i jego łączenia się w cząsteczki H_2 przekraczają wytrzymałość materiału, co przy kruchych strukturach martenzytycznych prowadzi do pęknięcia zimnego.

Przy pękaniu napawanych ww w czasie eksploatacji decydującą rolę odgrywa obciążenie zewnętrzne i warunki pracy napawanych elementów, a do analizy pękania wykorzystuje się porównanie współczynników intensywności naprężeń wynikających z obciążenia eksploatacyjnego ze współczynnikami stanowiącymi wielkości krytyczne.

Ogólnie problem pękania w napawanych ww jest problemem porównywalnym i podobnym do pękania w złączach spawanych, stąd przy analizie pęknięć wykorzystano często związki, zależności oraz prawidłowości typowe dla procesu spawania połączeniowego.

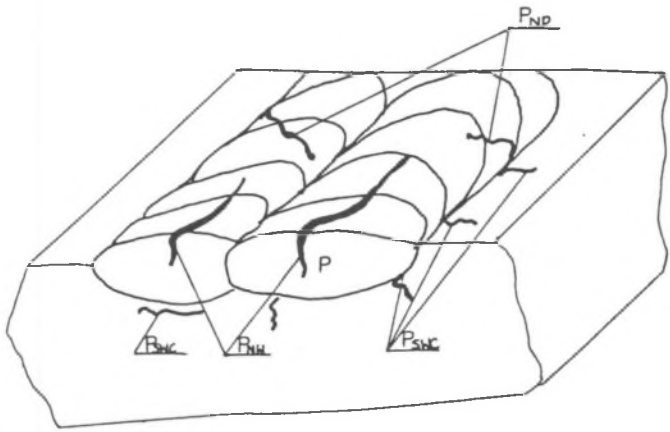
3.1. Pękanie gorące

Pękanie gorące w napawanych ww można definiować jako proces rozdzielania materiału w obszarach nagrzewanych do temperatur powyżej $0,5\ T_t$ (gdzie: T_t - temperatura topienia w K). Powstałe pęknięcia występują w napoinie jako poprzeczne i wzdłużne oraz w SWC (rys. 3.2).

W pracach [1,2,3] związanych z pękaniem gorącym występuje pojęcie "technologicznej wytrzymałości metalu" rozumianej jako zdolność metalu w procesie krystalizacji do uzyskania połączenia metalicznego bez pęknięć.

W procesie krystalizacji (rys. 3.3) w początkowym etapie tworzenia kryształów plastyczność układu składającego się z fazy stałej i ciekłej jest wysoka ze względu na możliwość ruchu cieczy. W miarę narastania fazy stałej obserwuje się spadek plastyczności układu ze względu na ograniczenia ruchu pozostającej cieczy, która znajduje się w stadium tworzenia filmu niskotopli-

wych eutektyk na granicach kryształów. Zakończeniu krystalizacji towarzyszy wyraźny wzrost plastyczności i wytrzymałości napoiny.



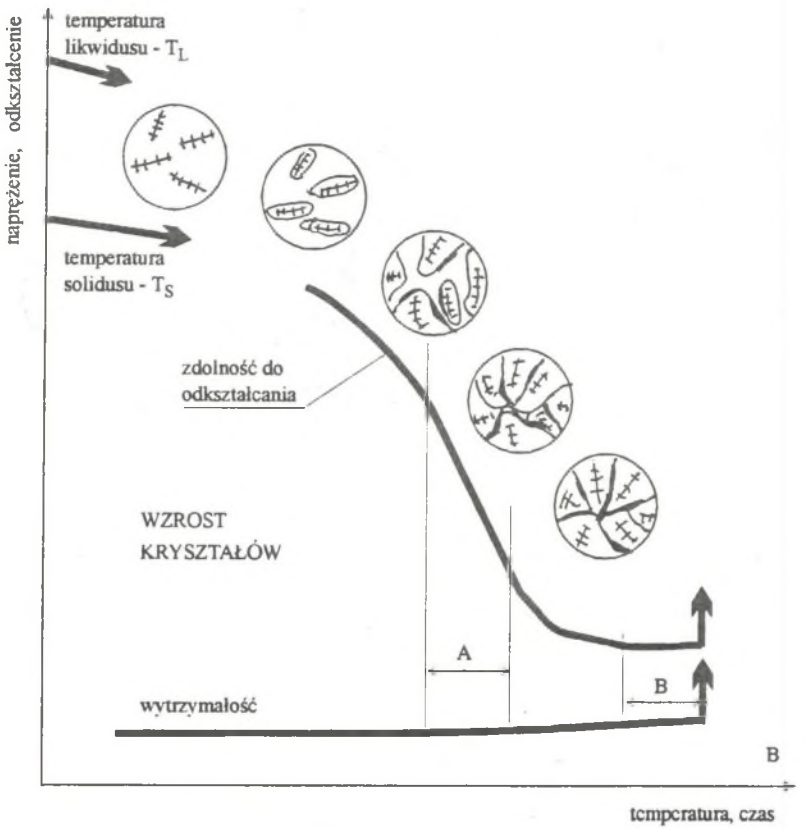
Rys. 3.2. Pęknięcia gorące w napawanej ww: P_{NW} - pęknięcia w napoinie, wzdłużne, P_{NP} - pęknięcia w napoinie, poprzeczne, P_{SWC} - pęknięcia w SWC

Analiza zmian plastyczności i wytrzymałości układu krystalizującej napoiny pozwala na określenie tzw. temperaturowego zakresu kruchości - TZK (rys. 3.4), w którym występują pęknięcia gorące, zwane pęknięciami krystalizacyjnymi.

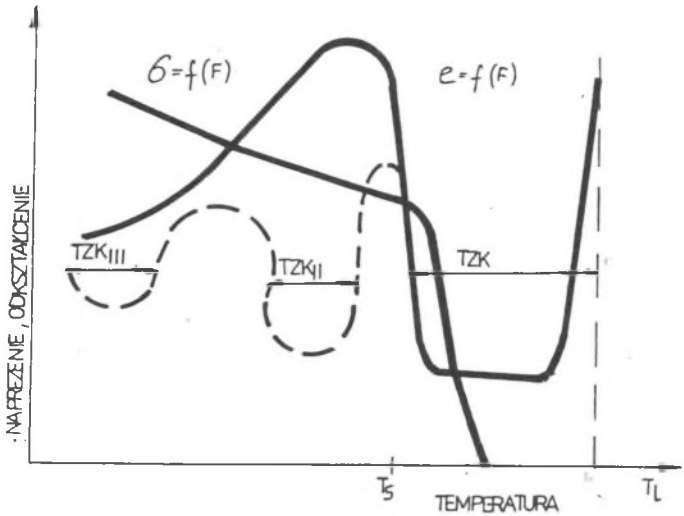
Dla modelowej napoiny pęknięcie krystalizacyjne nastąpi dla przypadku (rys. 3.5):

$$e_{rz} > e_c \,, \qquad (3.1)$$

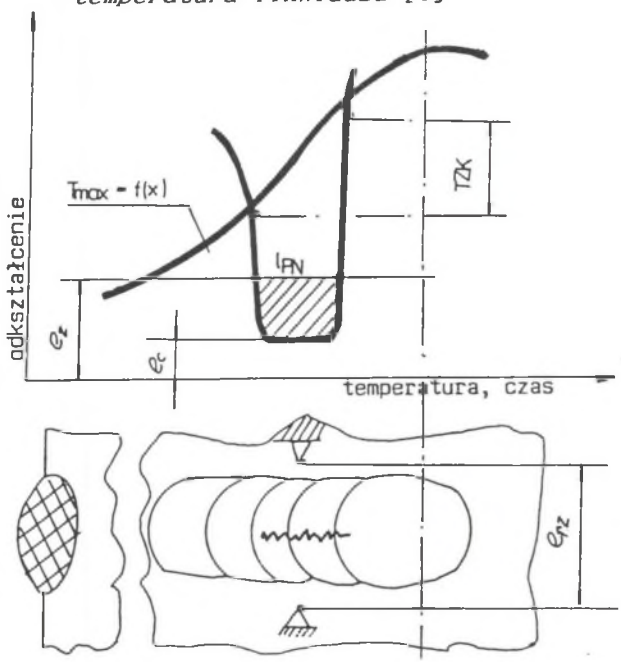
gdzie: e_{rz} - odkształcenie napoiny,
e_c - wielkość krytyczna odkształcenia dopuszczalnego określonego wielkością TZK.



Rys. 3.3. Schemat krystalizacji wg Pelliniego [4], początek (A) i koniec (B) procesu tworzenia się filmu niskotopliwych eutektyk



Rys. 3.4. Schemat zmian plastyczności i wytrzymałości napoiny w procesie krystalizacji: T_S - temperatura solidusu, T_L - temperatura likwidusu [6]



Rys. 3.5. Schemat powstawania pęknięcia w napoinie: L_{PN} - długość pęknięcia w napoinie

Odkształcenie rzeczywiste napoiny w procesie napawania jest sumą odkształcenia skurczowego ciekłego metalu e_s i odkształcenia termicznego e_t wynikłego z oddziaływania źródla ciepła:

$$e_{rz} = e_s + e_t \tag{3.2}$$

Wielkość e_z stanowi tzw. "zapas" plastyczności.

$$e_z = e_c - e_{rz} \tag{3.3}$$

O pękaniu napoiny decyduje również tzw. intensywność odkształcania α, która jest równa (rys. 3.6):

$$\alpha = \frac{\partial e}{\partial T} \tag{3.4}$$

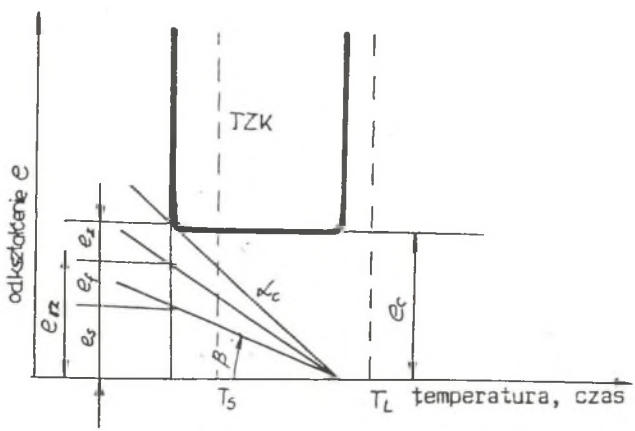
i stanowi o szybkości odkształcania $\dot{e}$, która jest równa

$$\dot{e} = \frac{\partial e}{\partial t} = \frac{\partial e}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial T}{\partial t}, \tag{3.5}$$

gdzie wielkość $\frac{\partial T}{\partial t}$ jest szybkością chłodzenia napoiny w procesie krystalizacji.

Wielkość α_c, która stanowi stosunek krytycznego odkształcenia e_c do TZK, stanowi tzw. krytyczną intensywność odkształcenia.

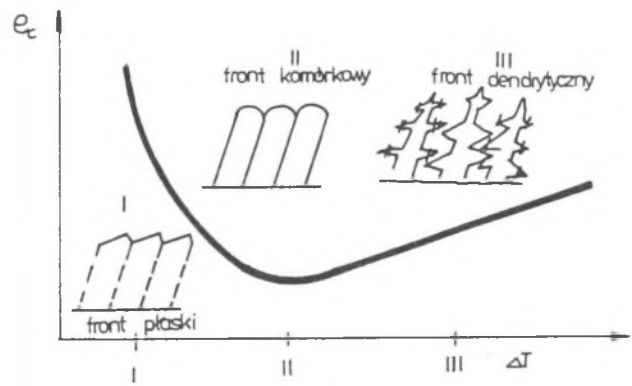
$$\alpha_c = \frac{e_c}{TZK} \tag{3.6}$$



Rys. 3.6. Parametry TZK charakteryzujące pękanie krystalizacyjne w napoinach [3]

Z przedstawionych rozważań wynika, że o skłonności do pękania krystalizacyjnego decyduje:

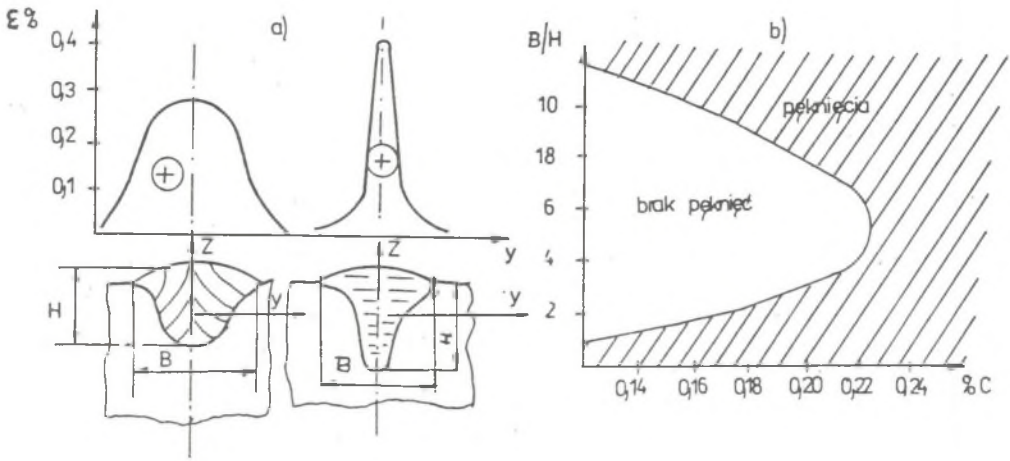
- wielkość TZK opisana wartością krytycznego odkształcenia i krytyczną intensywnością odkształcania α_c. Wielkość TZK jest zależna przede wszystkim od składu chemicznego napoiny i zawartości zanieczyszczeń tworzących niskotopliwe eutektyki. Na wielkość TZK wpływa również szybkość chłodzenia w zakresie temperatur krystalizacji, która decyduje o formie frontu krystalizacji (rys. 3.7) [5]. Przy dużych szybkościach chłodzenia w czasie krystalizacji napoiny powstaje płaski front krystalizacji bez segregacji, cechujący się małym TZK. Przy froncie komórkowym i dendrytycznym typowym dla małych przechłodzeń rośnie wielkość TZK ze względu na procesy segragacji i tworzenie się niekorzystnego filmu, co sprzyja pękaniu krystalizacyjnemu;



Rys. 3.7. Schemat wpływu rodzaju krystalizacji na wielkość odkształcenia krytycznego e_c. ΔT - wielkość przechłodzenia

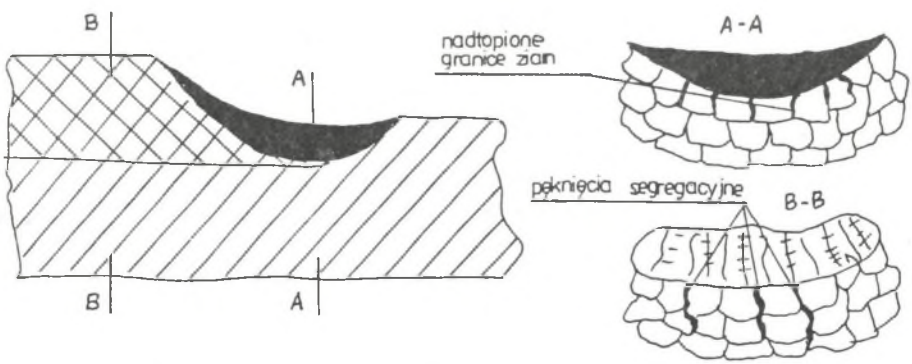
- wielkość odkształcenia rzeczywistego e_{rz}, jego intensywność α i szybkość odkształcania w zakresie TZK, które to wielkości są funkcją warunków napawania i sztywności napawanwgo przedmiotu. Przykładem może być wpływ kształtu napoiny na pękanie gorące (rys. 3.8).

Obniżenie plastyczności metalu napoiny może mieć miejsce również w stanie stałym (TZK_{II} i TZK_{III}, rys. 3.4). Występowanie TZK_{II} w zakresie temperatur od T_s do 0,7 T_t może być efektem obecności znacznej ilości wad sieci krystalicznej i dążenia układu do stabilności energetycznej. Tworzy się nowa siatka granic, często przechodzących poprzez kryształy pierwotne. Obecność naprężeń stycznych i wynikające poślizgi na nowych granicach powodują grupowanie się dyslokacji wakansów i powstawanie pęknięć gorących, zwanych pęknięciami poligonizacyjnymi [6].



Rys. 3.8. Wpływ kształtu napoiny na wielkość odkształcenia względnego ε(a) i na skłonność do pękania gorącego (b), B/H współczynnik kształtu napoiny

Dalsze obniżenie plastyczności (TZK_{III}, rys. 3.4) jest typowe dla napoin, w których występują przemiany związane z wydzielaniem się faz dyspersyjnych, które tworząc się na granicach ziarn obniżają ich wytrzymałość i w obecności poślizgów prowadzą do pęknięć gorących. Mechanizm ten jest typowy przy pękaniu "reheat", które zwykle ma miejsce w czasie obróbki cieplnej po napawaniu.



Rys. 3.9. Schemat powstawania pęknięć segregacyjnych w czasie napawania

Pęknięcia gorące mogą występować również w SWC napawanego przedmiotu. Jest to wynik nadtapiania granic ziarn fazy stałej, szczególnie w przypadkach, kiedy na granicach występują zanieczyszczenia metalurgiczne (np. eutektyki siarczkowe w stali) o niższej temperaturze topienia (rys. 3.9). Pęknięcia takie noszą nazwę pęknięć segregacyjnych.

Ryzyko powstawania pęknięć segregacyjnych w SWC można zmniejszyć poprzez stosowanie dodatków powodujących koogulację zanieczyszczeń, np. poprzez stosowanie Mn w stalach węglowych, którego dodatek prowadzi do zmiany morfologii wtrąceń siarczkowych, tzn. powstają eutektyki Fe-MnS o temperaturze topnienia powyżej 1400°C. Eliminuje to bardzo niekorzystne eutektyki Fe-FeS, o niskiej temperaturze topnienia, które zwykle występują w postaci błonek na granicach ziarn.

Do oceny skłonności napoin do pękania gorącego można wykorzystać wyrażenie (3.7) opisujące parametr skłonności do pękania gorącego HCS (hot cracking sensitivity), [7]:

$$HCS = \frac{C\ (S + P + Si/25 + Ni/100)}{3Mn + Cr + Mo + V} \times 10^3 , \qquad (3.7)$$

gdzie: HCS - wskaźnik pękania gorącego.

Jako kryteria przyjmuje się następujące warunki:
- HCS > 4 - napoina jest skłonna do pęknięć gorących,
- 2 < HCS < 4 - w napoinie mogą powstać pęknięcia gorące,
- HCS < 2 - napoina jest odporna na pękanie gorące.

Analiza wymienionego wyrażenia wskazuje, że pierwiastki Cr, Mo i V są korzystne i ich obecność ogranicza występowanie pęknięć gorących w napawanych ww.

Innymi parametrami decydującymi o pękaniu gorącym w procesie krystalizacji jest wielkość C_{EJ} i L_T [8]:

$$C_{EJ} = C + \frac{Ni}{28} + \frac{Mn}{110} + \frac{Cu}{83} - \frac{Si}{15} - \frac{Mo}{21} - \frac{Cr}{76} , \qquad (3.8)$$

przy czym skłonność do pękania napoiny rośnie ze wzrostem wielkości C_{EJ} oraz parametr L_T charakteryzujący wielkość krytycznego odkształcenia e_c:

$$L_T = 70\ (C - \frac{Si}{12} - \frac{Mn}{9} + 3P + 4S + \frac{Ni}{23} + \frac{Cr}{35} + \frac{Mo}{70}) , \qquad (3.9)$$

przy czym ze wzrostem parametru L_T wielkość krytycznego odkształcenia e_c maleje.

Analizując warunki pękania segregacyjnego w SWC przy napawaniu stali niskowęglowych i niskostopowych, stwierdzono, że o

ich obecności decyduje stosunek Mn/S. Jako kryteria odporności na gorące pękanie segregacyjne w SWC przyjmuje się:

- C < 0,1% i Mn/S > 22,
- 0,1% < C < 0,15% i Mn/S 30, (3.10)
- 0,15% < C < 0,18% i Mn/S > 60.

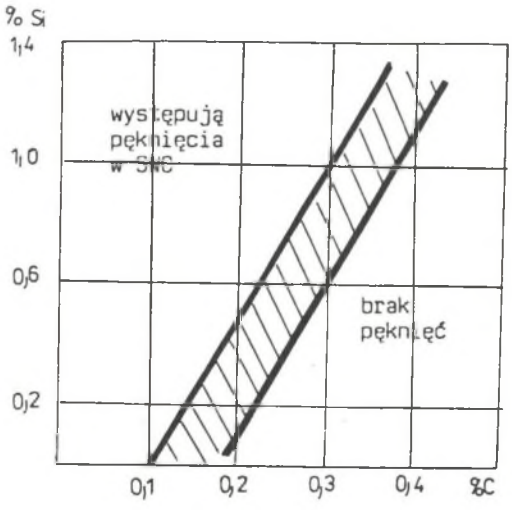
Innym kryterium jest:

$$Mn/S > 6,7 \quad i \quad S < 0,03\% \tag{3.11}$$

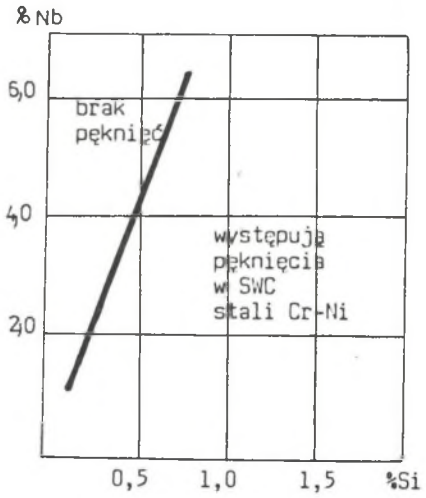
W przypadku napawania stali wysokostopowych austenitycznych typu Cr-Ni, przy założeniu, że zawartość siarki i fosforu ogranicza się do 0,025%, o skłonności do pękania gorącego w SWC decyduje zawartość węgla i krzemu (rys. 3.10). Ujemne oddziaływanie krzemu przy napawaniu stali Cr-Ni można zmniejszyć poprzez dodatek niobu (rys. 3.11).

Jako kryteria ww. przypadku można przyjąć:

$$\begin{aligned} &Si > 7C - 0,8 && \text{- występują pęknięcia,} \\ &Si < 7C - 1,2 && \text{- nie występują pęknięcia,} \\ &Nb > 8Si && \text{- brak pęknięć,} \end{aligned} \tag{3.12}$$



Rys. 3.10. Wpływ Si i C na obecność pęknięć gorących w SWC przy napawaniu stali Cr-Ni [4]



Rys. 3.11. Wpływ Nb i Si na obecność pęknięć gorących w SWC przy napawaniu stali Cr-Ni [4]

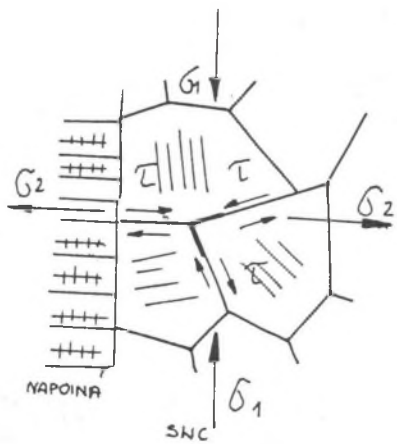
Analiza pękania gorącego napoin austenitycznych typu Cr-Ni wskazuje na duże znaczenie obecności ferrytu δ. Zawartość 3 do 4% Fe - δ obniża skłonność napoiny do pękania krystalizacyjnego. Jednak podwyższenie zawartości Fe - δ powyżej 8 - 10% może powo-

dować pękanie napoiny w niższych temperaturach, typowych dla TZK_{II} i TZK_{III} (rys. 3.4) między innymi w efekcie tworzenia się fazy σ [4].

3.2. Pęknięcia zimne

Pęknięcia zimne w napawanych ww powstają w zakresie temperatur wyraźnie niższych od pęknięć gorących, tzn. poniżej 200°C, przy czym maksymalna ich intensywność obserwowana jest w temperaturach otoczenia. Posiadają one charakter pęknięć lokalnych, a ich tworzenie warunkuje obecność trzech czynników, tzn.:
- występowanie kruchych struktur, np. martenzytyczno-bainitycznych,
- podwyższony poziom spawalniczych naprężeń I rodzaju oraz
- wzrost zawartości wodoru dyfundującego.

Proces tworzenia się pęknięć zimnych występuje w dwóch etapach, a mianowicie: jako proces inicjacji i propagacji. Zgodnie z [5] zarodkowanie mikroszczelin następuje na granicach byłego austenitu, na których obserwowany jest wzrost gęstości dyslokacji o dużej ruchliwości i wzrost energii sprężystej zdefektowanej struktury w obszarach przy granicach. Mikropęknięcia inicjowane są przez mikropoślizgi oraz dyfuzję dyslokacji i wakansów do granic ziarn byłego austenitu w efekcie pojawiających się naprężeń stycznych, co wyjaśnia hipoteza Zenera (rys. 3.12).



Rys. 3.12. Schemat zarodkowania pęknięcia zimnego w SWC

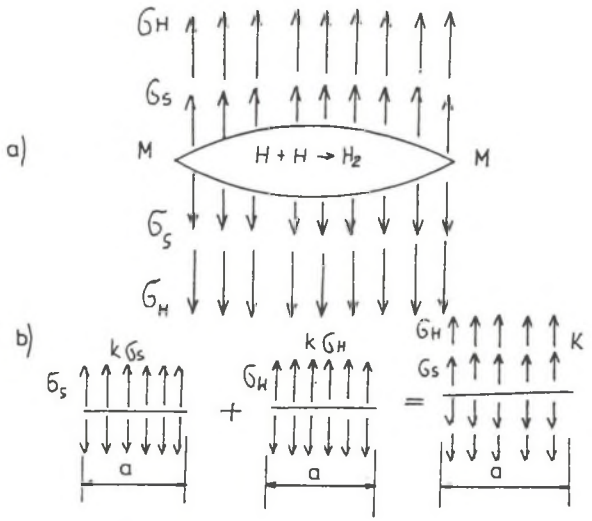
Powstałe mikropęknięcia mogą w efekcie uporządkowania zdeformowanej struktury "zaleczyć się" [10], a tylko mikroszczeliny posiadające wymiar krytyczny mogą propagować w pęknięcia makro.

Wymiar ten zgodnie z zależnością podaną przez Gritfitha [11] wynosi:

$$a_c = \frac{E\,\gamma}{\Pi\,(1-\nu^2)\,\sigma_F^{\,2}}\,, \qquad (3.13)$$

gdzie: a_c - wymiar krytyczny mikroszczeliny,
γ - właściwa energia powierzchniowa,
ν - współczynnik Poissona,
σ_F - wytrzymałość materiału w pobliżu szczeliny.

Energia powierzchniowa zarodkującego mikropęknięcia jest rzędu 10^2 - 10^4 erg/cm^2, natomiast propagacja pękania wymaga energii rzędu 10^5 - 10^6 erg/cm^2. Wzrost ten przy pęknięciach zimnych jest zwykle wynikiem oddziaływania dyfundującego wodoru. Propagację pękania zimnego można wyjaśnić korzystając z modelu przedstawionego ma rys. 3.13, [11].



Rys. 3.13. Model pękania zimnego w SWC (a): σ_S - naprężenie spawalnicze, σ_H - naprężenia wywołane wodorem dyfundującym (H), M - martenzyt. Schemat określenia współczynnika intensywności naprężeń K (b), a - długość mikroszczeliny

Naprężeniem zniszczenia w przypadku przyjętego modelu jest suma naprężenia spawalniczego oraz naprężenia będącego efektem dyfuzji wodoru atomowego i jego łączenia się w cząsteczki H_2. Wartość naprężeń spawalniczych σ_S w SWC można określić matema-

tycznie lub pomierzyć i np. dla prostego przypadku spoin próbnych w próbie G - BOP (gapped bead on plate) wynosi [12]:

$$\sigma_s = \frac{\alpha E T_o}{1 + \frac{A E}{\lambda C}} , \qquad (3.14)$$

gdzie: α - współczynnik rozszerzalności,
E - moduł Younga,
T_o - temperatura utraty sprężystości,
C - sztywność,
λ - długość utwierdzenia, na której określono C,
A - przekrój spoiny.

Wartości naprężeń σ_H są wynikiem egzotermcznej reakcji:

$$[H] + [H] \rightarrow [H_2] \qquad (3.15)$$

Reakcji tej towarzyszy wzrost ciśnienia p_{H_2} w mikroszczelinie:

$$p_{H_2} = A [H]^2 , \qquad (3.16)$$

który równoważny jest wzrostowi naprężenia:

$$\sigma_H = A [H]^2 , \qquad (3.17)$$

gdzie A - stała uwzględniająca warunki równowagi reakcji.

W przypadku napawania stali węglowych i niskostopowych w strefie wpływu ciepła obok możliwej szczeliny i naprężeń występuje martenzyt, który charakteryzuje się dużą kruchością.

Do dalszej analizy propagacji mikroszczeliny w pęknięcie zimne wykorzystano założenia i warunki mechaniki pękania. Warunkiem pękania jest:

$$K > K_C , \qquad (3.18)$$

gdzie: K - współczynnik intensywności naprężeń wynikający z obciążenia szczeliny,
K_C - krytyczny współczynnik intensywności naprężeń wyznaczony wg ASTM E399-74.

W modelu, korzystając z możliwości superpozycji naprężeń [13], współczynnik intensywności naprężeń można określić zgodnie z rysunkiem 3.13b jako:

$$K = K_{\sigma_s} + K_{\sigma_H} , \qquad (3.19)$$

gdzie: K_{σ_s} - współczynnik intensywności będący efektem naprężeń spawalniczych,

K_{σ_H} - współczynnik intensywności będący efektem naprężeń w wyniku dyfuzji wodoru.

Wielkość K_{σ_S} można wyliczyć z zależności Siha [14] jako:

$$K_{\sigma_S} = \int_{-a}^{+a} \frac{\sigma_S}{\sqrt{\Pi a}} \sqrt{\frac{a + x}{a - x}}\, dx \qquad (3.20)$$

Wielkość K_{σ_S} po scałkowaniu przy założeniu σ_S = const. wynosi:

$$K_{\sigma_S} = \sigma_S \sqrt{\Pi a} \qquad (3.21)$$

Wielkość K_{σ_S} można określić z przyrostów $d\sigma_H$ w efekcie dyfuzji wodoru do szczeliny i jego tam rekombinacji w cząsteczki H_2 z wyrażenia (3.17), przy założeniu, że

$$[H] = [Ho]\, e^{-\alpha t}\,, \qquad (3.22)$$

gdzie: [H] - wodór dufundujący,
[Ho] - wodór w spoinie określony np. zgodnie z próbą MIS,
α - stała uwzględniająca współczynnik dyfuzji D_H oraz wymiary geometryczne złącza,
t - czas dyfuzji.

Można wyliczyć $d\sigma_H$ jako:

$$d\sigma_H = -2A\, \alpha\, [Ho]^2\, e^{-2\alpha t}\,, \qquad (3.23)$$

a K_{σ_H} jako:

$$K_{\sigma_H} = -2A\, \alpha\, [Ho]^2 \int e^{-2\alpha t}\, dt \qquad (3.24)$$

Znak (-) świadczy, że w miarę upływu czasu przyrosty ΔK_{σ_H} maleją.

Po scałkowaniu, przy założeniu dyfuzji w czasie nieskończonym:

$$K_{\sigma_H} = A\, [Ho]^2 \sqrt{\Pi a} \qquad (3.25)$$

Wyrażenie to wskazuje, że przy długich czasach dyfuzji współczynnik intensywności naprężeń nie zależy od warunków dyfuzji, tylko od ilości wodoru w spoinie.

Z warunku niestabilności szczeliny $K > K_c$ można napisać:

$$(\sigma + A\,[Ho]^2)\sqrt{\Pi\, a} > K_c \qquad (3.26)$$

Wyrażenie to stanowi warunek propagacji pęknięcia zimnego w strefie wpływu ciepła napawanego przedmiotu.

Z rozważań tych wynika, że propagacja pękania zimnego jest związana z czasem dyfuzji wodoru, która powoduje przyrost naprężenia σ_H warunkującego uzyskane naprężenia pękania σ_F. W pracy [15] określono czas t_F potrzebny do pęknięcia wodorowego jako:

$$t_F = \frac{K_c}{2\sigma_o^2\ \Pi\ D_H\ R_e\ E}\ , \qquad (3.27)$$

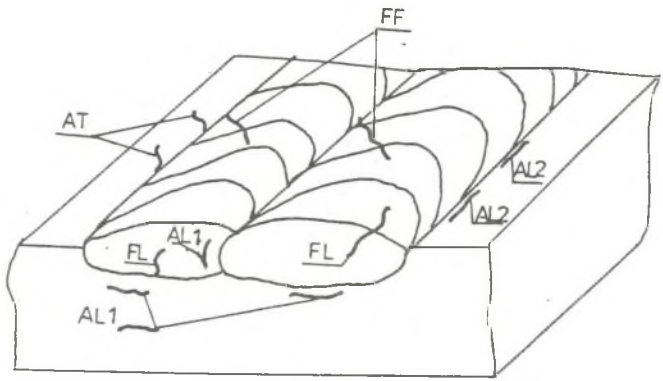
gdzie: K_c - krytyczny współczynnik intensywności naprężeń,
σ_o - naprężenie,
D_H - współczynnik dyfuzji wodoru,
R_e - granica plastyczności,
E - moduł Yunga.

W pracy [16] stwierdzono, że obecność wodoru dyfundującego posiada istotne znaczenie w przypadku obecności w SWC niskowęglowego martenzytu lub bainitu. Ujemny wpływ maleje wyraźnie dla struktur martenzytycznych w SWC stali ze średnią i wysoką zawartością węgla.

W przypadkach napawania stali węglowych i niskostopowych konstrukcyjnych z zawartością węgla powyżej 0,25% przy cyklach cieplnych o krótkich czasach chłodzenia w zakresie 800÷500°C (t_{8-5} = 5÷15 s) o pękaniu zimnym decydować będzie przede wszystkim przemiana martenzytyczna, a pęknięcia często noszą nazwę pęknięć hartowniczych w SWC. Przy napawaniu stali niskowęglowych i niskostopowych o zawartości węgla poniżej 0,25% wodór dyfundujący w procesie napawania posiada bardzo duże znaczenie i pęknięcia zimne noszą często nazwę pęknięć wodorowych lub pęknięć zwłocznych.

W zależności od umiejscowienia pęknięć zimnych w napawanej ww rozróżnia się pęknięcia podłużne i poprzeczne, biegnące w napoinie (rzadko) i w SWC. Pęknięcia mogą wychodzić na powierzchnię napoiny (pęknięcia otwarte) lub powstawać wewnątrz złącza (pęknięcia zamknięte). Schemat umiejscowienia pęknięć zimnych przedstawiono na rys. 3.14.

Najprostszym sposobem oceny skłonności do pękania zimnego przy napawaniu stali jest analiza rozkładu twardości SWC. Przyjmuje się, że maksymalna twardość SWC nie może przekraczać 350 HV.



Rys. 3.14. Schemat występowania pęknięć zimnych, oznaczenia wg MISu: A - SWC, F - napoina, L1 - podściegowe (under bead cracks), L2- przy brzegu (toe cracks), L-3 w grani (root cracks), L - pęknięcia wzdłużne, T - pęknięcia poprzeczne

Maksymalną twardość można wyznaczyć ze wzoru [8]:

$$HV(SWC) = 90 + 1050C + 47Si + 75Mn + 30Ni + 31Cr \qquad (3.28)$$

Do oceny twardości SWC można wykorzystać również równoważnik węgla C(E):

$$C(E) = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \qquad (3.29)$$

$$HV(SWC) = 1200\ C(E) - 200 \qquad (3.30)$$

W Japonii maksymalne twardości SWC przy chłodzeniu z chwilową szybkością 28 K/s w temperaturze 540°C określa się ze wzoru [8]:

$$HV(SWC) = 666\ C(E) + 40 \qquad (3.31)$$

Dokładnie maksymalną twardość SWC można wyliczyć jako:

$$HV(SWC) = 884C + 287 - K \exp A\ (X - Y)/1 + \exp A\ (X - Y), \qquad (3.32)$$

gdzie:

$K = 269 + 454C - 36Si - 79Mn - 57Cu - 12Ni - 53Cr - 122Mo - 169Nb - 7089\ B$

$A = 1/K\ (478 + 3364C - 256Si - 66Ni - 408Mo - 1321Nb - 1559V$

$X = 10\ g\ t\ (8 - 5)$

$Y = 0,085 + 2,07C = 0,459Mn + 0,655Cu + 0,122Ni + 0,22Cr + + 0,788Mo + 30B$

gdzie: g - grubość materiału w mm,
t(8-5) - czas chłodzenia w zakresie 800-500°C w s.

We wszystkich wymienionych przypadkach podstawowym kryterium skłonności stali do pękania zimnego przy napawaniu jest

$$HV(SWC) < 350 \qquad (3.33)$$

Do oceny pękania SWC przy napawaniu stali niskostopowych wykorzystuje się również wskaźniki, które obok składu chemicznego uwzględniają dodatkowo zawartość wodoru oraz sztywność spawanego połączenia. Przykładem może być tzw. parametr pękania P(C):

$$P(C) = P(EC) + H/60 + t/600 , \qquad (3.34)$$

gdzie:

$P(EC) = C + Si/30 + (Mn+Cr+Cu)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 +5B$

H -zawartość wodoru dyfundującego w $cm^3/100g$,

t - grubość blachy w mm.

Jako kryterium przyjmuje się:

- $P(C) < 0,3$ - pęknięcia nie występują,
- $0,3 < P(C) < 0,4$ - pęknięcia występują z prawdopodobieństwem 0,5,
- $P > 0,4$ - pęknięcia będą zawsze.

Kryterium to obowiązuje dla danych mieszczących się w zakresie:

C - 0,07+0,22%
Mn - 0,4+1,4%
Mo - 0+0,7%
Si - 0+0,6%
Cr - 0+1,2%
V - 0+0,12%
t - 19+50 mm
H = 1+5 $cm^3H_2/100$ g

Innym wskaźnikiem może być szybkość chłodzenia decydująca o charakterze przemiany w SWC. Stosunek szybkości krytycznej V(C) do rzeczywistej V(R) pozwala również ocenić skłonność do pękania zimnego stali, przy czym:

$$V(C) = 3,00 - (4,62C + 1,05Mn + 0,54Ni + 0,50Cr + 0,66Mo) \qquad (3.35)$$

Do oceny przyjmuje się:

$\log V(R)/V(C) < -0,6$ - pęknięcia zimne nie występują, natomiast przy $\log V(R)/V(C) > 0,3$ - pęknięcia są zawsze.

Uwzględniając obok szybkości chłodzenia SWC takie czynniki, jak zawartość wodoru dyfundującego H i sztywność połączenia K można wyznaczyć wskaźnik pęknięcia P(S) jako:

$$P(S) = \log V(R)/V(C) + H/10 + K/5000 , \qquad (3.36)$$

gdzie:

H - zawartość wodoru dyfundującego w $cm^3/100$ g,

K = 66t - sztywność napawanego przedmiotu,

t - grubość w mm.

Jako kryterium przyjmuje się:
- P(S) < 0,5 - pęknięcia nie występują,
- 0,5 < P(S) < 1 - prawdopodobieństwo 0,5 występowania pękania,
- P(S) > 1 - pękanie występuje zawsze.

W celu uniknięcia pęknięć zimnych stali niskostopowych należy stosować wstępne podgrzewanie. Wielkość temperatury wstępnego podgrzewania T(W) można określić z następujących zależności:

$$T(W) = 1440\ P(C) - 392 \qquad (3.37)$$

lub

$$T(W) = 350\ \sqrt{C(T) - 0,25}, \qquad (3.38)$$

gdzie:

$C(T) = (1 + 0,005t)\ (C + Mn/9 + Cr/9 + Ni/18 + 28\ Mo/360)$

t - grubość blachy w mm.

Wstępne podgrzewanie decyduje przede wszyskim o szybkości chłodzenia w zakresie temperatur 800-500°C. Podobnie oddziałuje stosowanie wyższych energii napawania:

$$w_{8-5} = A\ \frac{(T_k - T_{wp})}{E}, \qquad (3.39)$$

gdzie: w_{8-5} - szybkość chłodzenia w zakresie temperatur 800-500°C,

A - stała,

T_k - temperatura najmniejszej trwałości austenitu, przyjmuje się 650°C,

T_{wp} - temperatura wstępnego podgrzewania,

E - energia liniowa napawania.

Jednak możliwość stosowania różnych energii napawania jest ograniczona i jest mniej efektywnym sposobem zmniejszenia wielkości w_{8-5} niż zastosowanie wstępnego podgrzewania.

Również zastosowanie obróbki cieplnej po napawaniu jest korzystnym sposobem zabezpieczenia napawanych ww przed pękaniem. Stosowanie odpuszczania w temperaturach 450+650°C powoduje odpuszczanie martenzytu w napoinie i SWC oraz obniża wyraźnie zawartość niekorzystnego wodoru dyfundującego.

Również korzystne efekty daje zastosowane wyżarzanie odprężające lub normalizujące.

Przy wyborze technologii napawania w celu uniknięcia pęknięć zimnych należy dążyć do stosowania procesów niskowodorowych, np. napawanie w osłonie gazów ochronnych. W przypadku konieczności napawania elektrodami otulonymi lub łukiem krytym należy bezwzględnie materiały dodatkowe suszyć w temperaturze 350°C/3h.

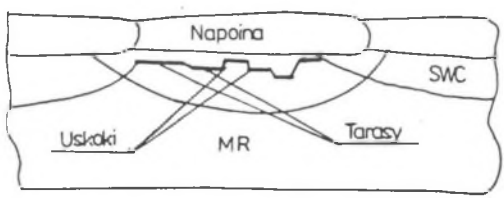
Duży wpływ posiada także sztywność napawanych przedmiotów, której wzrost powoduje wzrost naprężeń spawalniczych i zwiększa skłonność napoiny do pękania zimnego. Skłonność tę obniża zastosowanie obróbki powierzchniowej plastycznej (np. śrutowanie, przekuwanie), która prowadzi do relaksacji naprężeń oraz często do naprężeń ściskających w napawanej warstwie, które nie powodują pękania.

3.3. Inne pęknięcia w procesie napawania ww

W złączach napawanych mogą występować również pęknięcia lamelarne i wyżarzeniowe (reheat - pod wpływem ponownego nagrzania), które są typowe dla SWC napawanych elementów.

3.3.1. Pęknięcia lamelarne

Oddziaływanie cyklu spawania w czasie napawania przedmiotów, które w procesie wytwarzania były walcowane, może spowodować pęknięcia w SWC, które wykazują charakterystyczny przebieg schodkowy. Występują płaszczyzny pęknięć równolegle do kierunku walcowania (tarasy), które są łączone prostopadłymi przejściami (uskokami) (rys. 3. 15).



Rys. 3.15. Schemat pęknięć lamelarnych w SWC napawanego przedmiotu

Pęknięcia występują w zakresie temperatur poniżej 200°C, głównie przy napawaniu przedmiotów płaskich, a ich obecność zależy od:

- zawartości wtrąceń niemetalicznych (głównie siarczkowych), ich rodzaju, wielkości i rozmieszczenia,
- składu chemicznego napawanej stali i zawartości wodoru dyfundującego,
- zdolności stali do odkształcania oraz poziomu naprężeń w kierunku osi Z w czasie chłodzenia złącza napawanego.

Skłonność napawanego przedmiotu do pękania lamelarnego można ocenić opierając się na następujących wskaźnikach uwzględ-

niających zawartość siarki - P (LS) i zawartość wtrąceń - P (LL) [7]:

$$P(LS) = P(CM) + H(D)/60 + 6S \,, \qquad (3.40)$$

$$P(LL) = P(CM) + H(D) + L/1000 \,, \qquad (3.41)$$

gdzie: H(D) - zawartość wodoru dyfundującego w $cm^3/100g$ stopiwa,
S - zawartość siarki w %,
L - sumaryczna długość wtrąceń płaskich w mm,

$P(CM)=C + Si/30 + (Mn+Cu+Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$,

przy czym jako kryterium odporności na pękanie lamelarne przyjmuje się:

- $P(LS) < 0,40$
- $P(LL) < 0,35$

} pęknięcia lamelarne nie występują.

Do oceny skłonności do pękania lamelarnego można wykorzystać wskaźniki dotyczące przewężenia określonego za pomocą próby Z. Normy DIN wyróżniają trzy klasy jakości stali 1, 2 i 3 [18] (tabl. 3.1).

Tablica 3.1

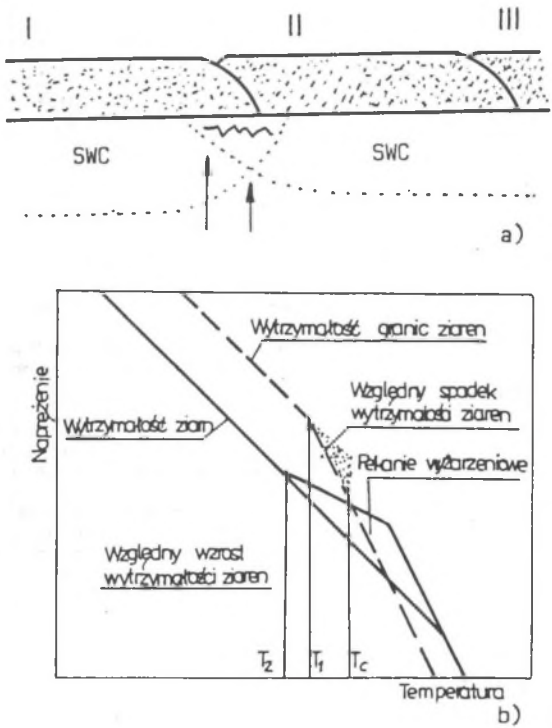
Wielkości przewężenia dla stali o klasie jakości 1, 2 i 3

Klasa jakości	Przewężenie w %		Uwagi dotyczące skłonności do pękania lamelarnego
	średnia wartość	min. dopuszczalna wartość	
1	15	10	przy napawaniu będą występować pęknięcia
2	25	15	mogą występować pęknięcia lamelarne
3	35	25	stal odporna na pękanie lamelarne

3.3.2. Pękanie wyżarzeniowe

Pęknięcia wyżarzeniowe są typowe przy napawaniu stali niskostopowych przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach. Występują jako pęknięcia międzykrystaliczne, głównie w SWC po obróbce cieplnej napawanych elementów w zakresie temperatur od 500 do 700°C (po odprężaniu lub odpuszczaniu). Według [20] pęknięcia zarodkują na granicach pierwotnego austenitu w efekcie kawitacyjnego pełzania, przy relaksacji naprężeń w czasie obróbki cieplnej. Istnieją również poglądy [19], że osłabienie granic ziarn jest wynikiem segregacji zanieczyszczeń oraz pierwiastków stopowych do granic, adsorbcji gazów i wydzielania się kruchych

faz, przy jednoczesnym wzroście gęstości defektów na granicach. Pękanie międzykrystaliczne może również wystąpić wskutek obniżenia zdolności do odkształcania granic ziarn przy jednoczesnym umocnieniu samych ziarn w czasie relaksacji naprężeń spawalniczych w efekcie pełzania. Względne umocnienie ziarn następuje przede wszystkim w efekcie wydzielania się węglików Mo_2C w temperaturach 550-500°C, natomiast obniżenie wytrzymałości kohezyjnej granic ziarn następuje w wyniku segregacji zanieczyszczeń związanych z obecnością w stali P, S, Cu, Sn, As i Sb (rys. 3.16) [20,21].



Rys. 3.16. Schemat pękania wyżarzeniowego: a) umiejscowionego w SWC, b) zależność wytrzymałości ziarn i ich granic w zakresie temp. 700÷400°C

Pęknięcia wyżarzeniowe występują w strefie przegrzania (rys. 3.16a), która posiada gruboziarnistą strukturę martenzytyczną przesyconą takimi pierwiastkami jak Cr, Mo i V.

Do oceny skłonności napawanych elementów do pękania wyżarzeniowego wykorzystuje się wskaźniki charakteryzujące umocnienie ziarn w SWC:

$$\Delta G = Cr + 3,3Mo + 8,1V + 7Nb + 10C - 2 , \quad (3.42)$$

$$P(SR) = Cr + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti + Cr \quad (3.43)$$

lub wskaźniki obrazujące osłabienie granic ziarn:

$$X = 0,01\ (10P + 5Sb + 4Sn + As) , \quad (3.44)$$

$$I = 1000\ (Si + Mn)\ (P + Sn) \quad (3.45)$$

Jako kryteria skłonności do pękania wyżarzeniowego przyjmuje się:

$\Delta G < 2$ - stal o małej skłonności do pękania wyżarzeniowego,
$\Delta G > 2$ - stal skłonna (o małej skłonności) do pękania wyżarzeniowego,
$P(SR) < 0$ - stal o małej skłonności do pękania wyżarzeniowego,
$X < 25$ - stal odporna na pękanie wyżarzeniowe,
$X > 25$ - stal skłonna do pęknięć wyżarzeniowych,
$I < 200$ - stal odporna na pękanie wyżarzeniowe,
$I > 200$ - stal skłonna do pękania wyżarzeniowego.

3.4. Charakterystyka skłonności do pękania napoin i napawanych przedmiotów

Odporność na pękanie napoiny i SWC w procesie napawania jest podstawowym kryterium przydatności tych materiałów do napawania ww. Obok czynników technologicznych i konstrukcyjnych własności materiałowe napoiny i przedmiotu napawanego stanowią o możliwości stosowania i napawania elementów maszyn (rys. 3.17).

Rys. 3.17. Schemat powiązań czynników decydujących o możliwości napawania elementu maszyny

3.4.1. Charakterystyka skłonności do pękania napoin

Najczęściej spotykane materiały do napawania zestawiono w tablicy 2.3. Materiały te obejmują spoiwa na bazie żelaza, kobaltu i niklu, uzupełnione pierwiastkami C, Cr, Mn, Mo, Si, B, Nb, V i W. Spoiwa i napoiny po napawaniu mogą posiadać różne struktury, między innymi: ferrytyczną (F), ferrytyczno-perlityczną (F+P), perlityczną (P), martenzytyczną (M), martenzytyczną z wydzieleniami węglików (M+C), martenzytyczną-ferrytyczną (M+F), austenityczną (A), austenityczno-ferrytyczną (A+F), austenityczno-ferrytyczną z martenzytem (A+F+M) oraz ledeburytyczną z martenzytem (C+M).

Proces krystalizacji i przemiany strukturalne w czasie napawania decydują zarówno o strukturze napoin, jak i o ich skłonności do pękania. Do oceny tej skłonności można wykorzystać wykres Schaefflera (rys. 3.18), obejmujący spoiwa i struktury większości napoin zestawionych w tablicy 2.3. Analizy skłonności do pękania dokonano przy założeniu, że:

1) warstwa napawana może być wykonana jako jednowarstwowa, a współczynnik udziału materiału rodzimego $\gamma = F_{MR}/(F_N+F_{MR})$ wynosi 30% (rys. 3.19);
2) warstwa napawana może być wykonana jako wielowarstwowa (4 warstwy), a skład chemiczny napoiny 4 warstwy odpowiada składowi spoiwa.

Do obliczenia pierwiastków Cr i Ni (wykres Schaefflera) wykorzystano następujące wyrażenia:

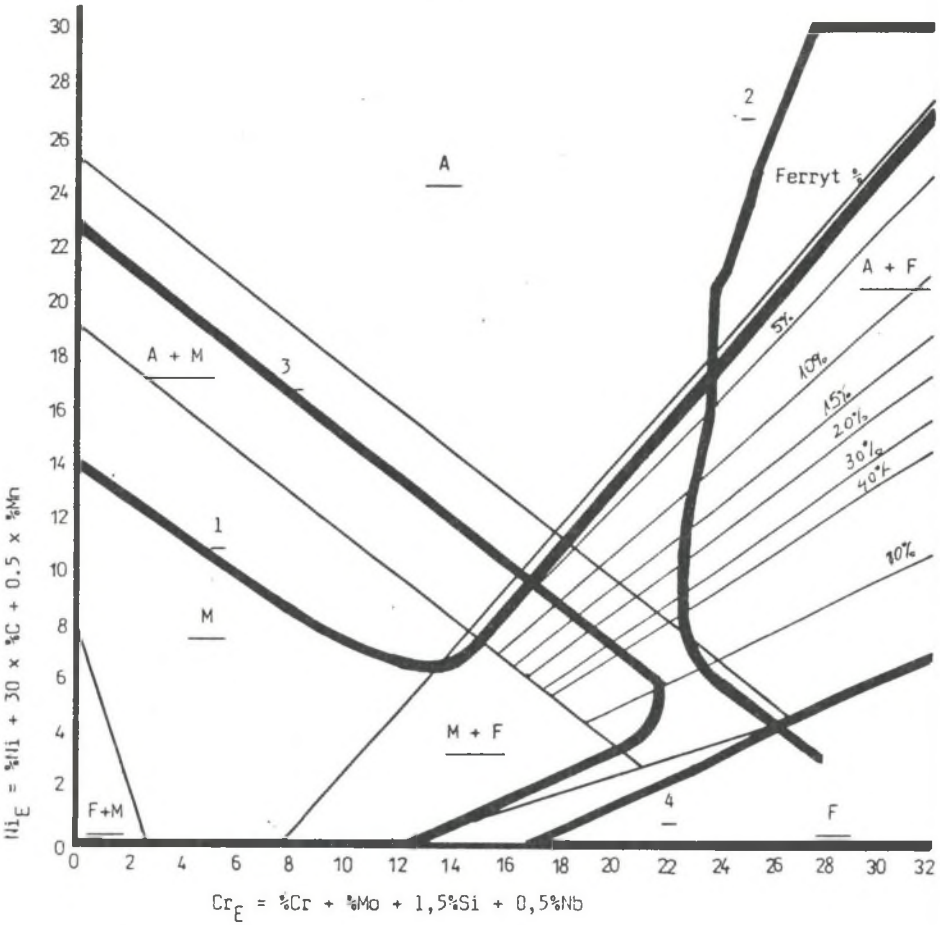
$$C_{Cr} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb \,, \qquad (3.46)$$

$$C_{Ni} = 30C + 0,5Mn \,, \qquad (3.47)$$

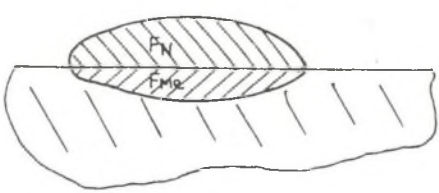
gdzie: Cr, Mo, Si, Nb, C, Mn - zawartości procentowe pierwiastków stopowych.

W celu uzyskania możliwości porównania skłonności do pękania materiałów zestawionych w tablicy 2.3 przyjęto, że napawany przedmiot jest wykonany ze stali 45 (0,45% C, 0,65% Mn, 0,3% Si, 0,03% P i 0,03% S), co w praktyce przemysłowej występuje bardzo często.

W napoinach może występować pękanie:
- krystalizacyjne w TZK (zakres temperatur ~ T_L+T_S),
- segregacyjne (zakres temperatur T_S+1100°C),
- poligonizacyjne (zakres temperatur 1100+500°C),
- zimne (zakres temperatur poniżej 500°C).



Rys. 3.18. Wykres Schaefflera: 1 - obszar pęknięć gorących, 2 - obszar fazy σ (kruchość w zakresie temperatur 900÷500°C), 3 - obszar pęknięć zimnych (hartowniczych, poniżej 500°C), 4 - obszar wzrostu ziarn (kruchość w zakresie temperatur > 1100°C)



Rys. 3.19. Sposób określenia współczynnika udziału materiału rodzimego γ, F_{MR} - pole przetopionego materiału rodzimego, F_N - pole napoiny

Do oceny skłonności przyjęto klasyfikacje: 1 - napoiny odporne na pękanie, 2 - występują pęknięcia w napoinach, 3 - napoiny bardzo skłonne do pękania. Charakterystykę odporności na pękanie w procesie napawania zestawiono w tablicy 3.2.

Ogólnie można stwierdzić, że najkorzystniejsze (odporne na pękanie) są napoiny o strukturze austenitycznej (poz. 8, 9), zawierające kombinację pierwiastków Cr-Ni oraz Cr-Ni-Mn, natomiast najbardziej pękają napoiny stellitowe i stellitopodobne (poz. 20÷30). Napoiny o strukturze martenzytycznej, podobnie jak i o strukturze ledeburytycznej, pękają tym bardziej, im więcej zawierają pierwiastków stopowych. Charakterystyka skłonności napoin do pękania wskazuje, że ilość warstw posiada niewielki wpływ na pękanie, szczególnie przy napoinach wysokostopowych.

Tablica 3.2

Charakterystyka skłonności napoin do pękania

Grupa	Rodzaj stopiwa	Skład chemiczny stopiwa, %	Skłonność napoin do pękania			
			Napoiny 1-warstwowe / Napoiny 4-warstwowe			
1	2	3	4	5	6	7
			Pęknięcia gorące	Pęknięcia segr.	Pęknięcia polig.	Pęknięcia zimne
1	stal niestopowa lub niskostopowa o zaw. C≤0,4% i max 5% składników stopowych, głównie Cr, Mn, Mo, Ni	C≤0,4 Cr do 3 Mn 0,5-3 Mo do 1 Ni do 3	1	1	1	2
			1	1	1	2
2	stal niestopowa lub niskostopowa o zaw. C>0,4% i max 5% składników stopowych	C>0,4 Cr do 5 Mn 0,5-3 Mo do 1 Ni do 3	1	1	2	3
			2	1	2	3
3	odpowiada składem stali narzędziowej	C 0,2-0,5 Cr 1-5 Mo do 4 Ni do 5 W 1-10 V 0,1-1,5	1	1	2	3
			1	1	2	3
4	odpowiada składem stali szybkotnącej	C 0,6-1,5 Co do 15 Cr 4-6 W 1,5-18 Mo do 10 V do 3	2	3	3	3
			2	3	3	3

cd. tabl. 3.2

1	2	3	4	5	6	7
5	odpowiada składem stali chromowej o zawartości C do 0,2% i Cr 5-30%	C<0,2 Cr 5-30 Mo do 2 Ni do 5 Si 1-2	2	3	2	3
			2	3	2	2
6	odpowiada składem stali chromowej o zawartości C 0,2-2% i Cr 5-18%	C 0,2-2 Cr 5-18 Mo do 2	2	3	3	3
			2	3	3	3
7	odpowiada składem stali manganowej o zaw. Mn 11-18%, C>0,5%, Ni do 3%	C 0,5-1,2 Cr do 3 Mn 11-18 Ni do 3	2	2	3	2
			2	2	3	2
8	odpowiada składem stali austenitycznej Cr-Mn-Ni	C<0,3 Cr 18-20 Mn 5-8 Ni 5-9	2	1	1	1
			2	1	1	1
9	odpowiada składem stali chromowo-niklowej	C<0,3 Cr 13-20 Mo do 5 Ni 8-25 Nb do 1,5	2	1	1	2
			2	1	1	1
10	odpowiada składem ledeburystycznemu stopowi Cr-C-Fe	C 1,5-5 Co do 5 Cr 27-35 Mn do 8 Mo do 3 W do 5	2	3	3	3
			2	3	3	3
20	stellity kobaltowe	C 0,7-3 Co 30-70 Cr 25-33 W 3-25 Mo do 3 Ni do 3	2	3	3	3
			2	3	3	3
21	odpowiada składem węglikom spiekanym	węgliki Cr do 80% węgliki W do 80% i inne składniki	3	3	3	3
			3	3	3	3
22	odpowiada stopom Ni-Cr-B	C 1 Co 1-1,5 Cr 8-18 Ni 65-85 B do 5	2	2	3	3
			2	2	3	3
23	odpowiada stopom na osnowie Ni z dodatkiem Mo	C 0,12 Co do 2,5 Cr do 18 Fe 4-7 Mo 8-35 W do 20 V 0,2-0,6 Ni reszta	2	2	3	3
			2	2	3	3

3.4.2. Charakterystyka skłonności do pękania w SWC napawanych przedmiotów

Napawane przedmioty to przede wszystkim części maszyn wykonane ze stali węglowych i stopowych, które zestawiono w tablicy 3.3. O przydatności tych stali do napawania decyduje ich spawalność, rozumiana jako odporność SWC na pękanie w procesie napawania (tabl. 3.3).

Stale niskowęglowe (C < 0,25%) są dobrze spawalne oraz przydatne do napawania wszystkimi metodami i we wszystkich pozycjach. Pewne ograniczenia to zalecany stosunek Mn/S > 60 przy zawartościach C > 0,18%. Ograniczenie to pozwala na uniknięcie ewentualnych pęknięć segregacyjnych, związanych z możliwym występowaniem niskotopliwych eutektyk Fe - FeS w postaci błonek w strefie niezupełnego przetopienia.

Trudności przy napawaniu rosną wraz ze wzrostem zawartości węgla (C > 0,25%). W SWC obserwuje się wzrost twardości wskutek występowania struktur martenzytycznych i zarazem wzrost skłonności do pękania zimnego, hartowniczego. Dla uniknięcia pęknięć w SWC przed napawaniem przedmioty należy podgrzewać wstępnie przy 0,25% < C < 0,35% - 100÷200°C,

0,35% < C < 0,60% - 200÷300°C oraz

0,45% < C < 0,60% - 300-400°C.

Górny zakres temperatur wstępnego podgrzewania jest stosowany w przypadku napawania przedmiotów o grubościach powyżej 30 mm. Również w tych przypadkach obowiązuje zalecany stosunek Mn/S > 60 i ograniczenia zawartości siarki do 0,02% S, co pozwala uniknąc niebezpieczeństwa pęknięć segregacyjnych w pobliżu linii przetopienia.

W przypadku napawania stali niskostopowych o podwyższonej wytrzymałości (SPW) o trudnościach związanych z pęknięciami w SWC decyduje wielkość równoważnika węgla C_E, który według MISu jest określony jako:

$$C_E = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 , \qquad (3.48)$$

gdzie: C, Mn, Cr ... - zawartości procentowe pierwiastków stopowych.

Stale niskostopowe SPW o grubościach g ≤ 30 mm, przy wielkości równoważnika C_E < 0,45% są dobrze spawalne i przy napawaniu przedmiotów z tych stali nie występują trudności i pęknięcia w SWC. Pęknięcia takie mogą pojawiać się przy napawaniu stali o równoważniku C_E > 0,45%. Pęknięcia posiadają charakter pęknięć zimnych w SWC, związanych głównie z martenzytem i wodorem. Przy napawaniu elementów wykonanych z blach i profili walcowanych istnieje możliwość występowania w SWC pękania lamelarnego. Dla

uniknięcia pękania w SWC przedmioty przed napawaniem należy podgrzewać:

- dla C_E w zakresie 0,45÷0,60 - 100÷250°C,
- dla C_E > 0,6 - 250÷350°C.

Tablica 3.3

Charakterystyka skłonności napawanych przedmiotów do pękania w SWC w procesie napawania

Lp.	Rodzaj stali w przypadku napawanego przedmiotu	Przykłady stali w PN	Skłonność do pękania SWC				Uwagi
			pękanie gorące	pękanie zimne	pękanie wyżarzen.	pękanie lamelarne	
1	stale niskowęglowe C < 0,25%	St3S K18	1	1	1	2	zaleca się Mn/S > 60
2	stale węglowe C > 0,25%	45 60	1	2-3	1	2	zaleca się Mn/S > 60
3	stale niskostopowe SPW, C<0,25%, Mn=0,5÷2%, Cr do 2% Mo do 1%, Ni do 2%	18G2A 10H 14HN-MBCu	1	2	1	2	zaleca się Mn/S > 60
4	stale niskostopowe do pracy w podwyższonych temperaturach C<0,2%, Cr<3%, Mo<1%, V<1%	16M 15HM 10H2M	1	2	2	1	podwójna obróbka cieplna 550°C/2 + 700°C/2
5	stale niskostopowe konstrukcyjne C>0,3%, Cr do 3%, Mn do 3%, Mo do 1% Ni do 3%, V do 1,5%	40HM 45H 34HNM	2	3	2	1	wstęp. podgrzewanie 200-400°C + obróbka po spawaniu, np. odpuszczanie
6	stale austenityczne chromowo-niklowe Cr=13-30%, Ni=8-20%	H18-N9T	1	1	1	1	niskie energie liniowe, proste ściegi
7	stale austenityczne manganowe (Hadfield'a) Mn=11-18%, C>0,7%, Ni do 3%	11G12	3	3	3	1	niskie energie, proste ściegi, warstwa pośrednia, np. 24-18
8	stale ledeburytyczne szybkotnące C=0,6-1,5%, Co do 15%, W do 18%, Mo do 10%	SW18	3	3	3	1	podgrzewanie wstępne w zakresie 400-600°C

Również przy napawaniu przedmiotów ze stali niskostopowych do pracy w podwyższonych temperaturach w SWC mogą występować pęknięcia zimne, a w przypadku zastosowania obróbki cieplnej po napawaniu - pęknięcia wyżarzeniowe. Ogólnie, stale te należą do grupy stali trudno spawalnych, wymagających przy napawaniu wstępnego podgrzewania. Wielkość temperatury wstępnego podgrzewania T(W) można określić z zależności Sefériana:

$$T(W) = 350 \sqrt{C(T) - 0,25}, \qquad (3.49)$$

gdzie: $C(T) = (1 + 0,005t)\,(C + Mn/9 + Cr/9 + Ni/18 + 28Mo/360)$
t - grubość przedmiotu w mm,
C, Mn, Cr ... - procentowe zawartości pierwiastków.

Znacznie częściej napawane są przedmioty ze stali niskostopowych konstrukcyjnych do ulepszania cieplnego. Stale te z reguły należą do grupy stali bardzo trudno spawalnych, przy napawaniu których w SWC występują pęknięcia zimne, hartownicze, a często również poligonizacyjne. Technologie napawania przedmiotów ze stali konstrukcyjnych prawie zawsze wymagają stosowania wstępnego podgrzewania w zakresie temperatur 200÷400°C i obróbki cieplnej po napawaniu (odpuszczania). Do określenia temperatury wstępnego podgrzewania T(W) można wykorzystać wyrażenie na tzw. parametr pękania P(C), wzory (3.34) i (3.37).

$$T(W) = 1440\,P(C) - 392 \qquad (3.50)$$

Inną grupą napawanych stali są stale austenityczne. Stale chromowo-niklowe należą do grupy stali łatwo spawalnych, przy napawaniu których nie występują trudności z pęknięciami w SWC. Natomiast znacznie większe trudności występują przy zastosowaniu napawania dla przedmiotów ze stali austenitycznych manganowych (Hadfielda). W tych przypadkach w SWC występować będą pęknięcia poligonizacyjne w zakresie temperatur 700÷400°C. Przy napawaniu tych stali zaleca się stosowanie ściegów prostych i bardzo niskich energii liniowych spawania. Korzystne jest również stosowanie warstw pośrednich o stopiwie austenitycznym typu 24-18.

Wysokostopowe stale ferrytyczne należą do grupy stali bardzo trudno spawalnych, których z reguły się nie napawa.

Do rzadkości należy również napawanie stali ledeburystycznych. Przy napawaniu np. narzędzi ze stali szybkotnących w SWC występują pęknięcia w całym zakresie temperatur zarówno jako pęknięcia gorące, jak i zimne. Przy napawaniu przedmiotów ze stali szybkotnących wykorzystuje się podgrzewania wstępne w zakresie temperatur względnej trwałości austenitu (400÷600°C) i temperatury te muszą być zachowane przez cały czas procesu napawania.

Literatura

[1] Prochorow N.: Fiziczeskije processy w metałłach pri swarke. T.II. Metałłurgia, Moskwa 1976.

[2] Borland J.: Fundamentals of solidification cracking in welds. Welding a Metal Fabrication. Part 1 a.2. Jan. Febr. March, 1979.

[3] Prochorow N.: Tiechnologiczeskaja procznost metałłow pri swarke. Metałłurgia, Moskwa 1986.

[4] Beckert M.: Grundlagen der Schweisstechnik, Schweissbarkeit der Metalle. VEB Verlag Technik, Berlin 1980, s.55.

[5] Swarka w maszinostrojenii. Sprawocznik t.3. Maszinostrojenije, Moskwa 1979, s.398.

[6] Szorszorow M., Jerochin A., Czernyszowa T.: Goriaczije treszczinу pri swarke żaroprocznych spławow. Maszinostrojenije, Moskwa 1973, s.223.

[7] Itamaru K.: The Effect of P on the Hot-Cracking in Weld HAZ. Trans.Japan, Weld.Soc. No 4, 1973.

[8] Hrivnak J.: Guide to the Metallurgy of Welding and Weldability of Low-alloy Steels. IIW. IXG 319-86.

[9] Makarow E.: Chołodnyje treszczinу pri swarke legirowannych stalej. Maszinostrojenije, Moskwa 1981, s.248.

[10] Dziubiński J., Adamiec P.: Bestimmung von Schwellenwerten für die Ausbreitung von Mikrorissen bei dynamischer Belastung, Schweissen und Schneiden nr 7, 1993, ss.361-363.

[11] Adamiec P.: Przyczynek do analizy pękania zimnego złączy spawanych. Archiwum Technologii Budowy Maszyn. PAN, Poznań 1984, Z.1215, ss.100-105.

[12] Mc Parland M., Graville B.: Hydrogen Cracking in Weld Metals. Weld.Journ. Nr 4, ss.955.

[13] Glinka G.: Wpływ naprężeń pozostających na wytrzymałość połączeń spawanych. Przegl. Mech. Z.18, 1978, s.14.

[14] Sih G.C.: Handbook of Stress Intersity Factors. Inst. of Fracture Mechanics. Lehigh University. Pennsylvania, 1973.

[15] Zakkey W. i in.: Strukturnyje widy razruszenija. Razruszenije. T 1. S.467. Moskwa 1973.

[16] Paton B.: Tiechnołłogija elektriczeskoj swarki metałłow i spławow pławlenijen. Maszinostrojenije, Moskwa 1974.

[17] Adamiec P.: Analityczne metody oceny spawalności stali. Metalurgia spawania. Skrypt Pol.Sl. nr 1679, Gliwice 1992.

[18] Boese U i in.: Das Verhalten der Stähle beim Schweissen DVS. Düsseldorf, 1984, s.109.

[19] Zemzin W., Szron R.: Termiczeskaja obrabotka i swojstwa swarnych sojedinjenij. Maszinostrojenije, Moskwa 1966, s.231.

[20] Dhooge A., Vinckier A.: Reheat cracking - a review of recent studies. Weld. in the World V.24, No 5/6, s.104, 1986.

[21] Hrivnak J.: Zvaritelnost oceli. Alfa, Bratislava 1979.

4. PĘKANIE EKSPLOATACYJNE NAPAWANYCH ELEMENTÓW

4.1. Kruche pękanie elementów napawanych

Pęknięcia kruche powstają w elementach napawanych przy niskim poziomie naprężeń nominalnych, nie są poprzedzone odkształceniami trwałymi i gwałtownie się rozprzestrzeniają. Przyczyny powodujące kruche pękanie są następujące: występowanie ostrego karbu, niska temperatura eksploatacji, udarowe obciążenia, gruboziarnista struktura, efekty starzenia zgniotowego i obecność naprężeń. Opisem pęknięć kruchych zajmuje się mechanika pękania.

Podstawy mechaniki pękania, stworzone przez Wieghardta i Griffitha, zostały następnie rozwinięte przez Irvina [1-6]. Mechanika pękania zajmuje się określeniem krytycznych warunków rozprzestrzeniania się wcześniej zainicjowanego pęknięcia. Inicjowanie pęknięcia tłumaczone jest wieloma mechanizmami opartymi na teorii dyslokacji: mechanizmem łączenia się dyslokacji, hamowaniem ruchu poślizgowego, otwarciem płaszczyzny poślizgu i mechanizmem Cottrella [7].

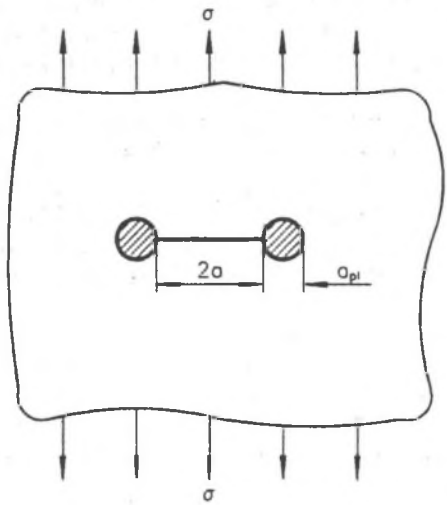
W zależności od własności materiału stosuje się liniowo-sprężystą lub nieliniową (sprężysto-plastyczną) mechanikę pękania. Liniowo-sprężysta mechanika pękania jest ważna tylko przy rozpatrywaniu liniowo-sprężystych własności materiału i stosuje się ją do materiałów o wysokiej granicy plastyczności (powyżej 1200 MPa). W rzeczywistości, w materiałach konstrukcyjnych, nawet o wysokiej wytrzymałości, w chwili zapoczątkowania rozprzestrzeniania się pęknięcia na dnie karbu zawsze występują niewielkie odkształcenia plastyczne, które są jednak pomijane. Nieliniowa mechanika pękania stosowana jest do materiałów o niższej granicy plastyczności, wykazujących znaczne odkształcenia plastyczne na dnie karbu.

Podstawowe równania liniowo-sprężystej mechaniki pękania [1-6] ujmują warunki rozprzestrzeniania się pęknięcia przy założeniu liniowo-sprężystych własności materiału. Jeżeli problem rozpatrywany jest z punktu widzenia procesu energetycznego, to pęknięcie długości 2a (rys. 4.1) zacznie się katastroficznie rozprzestrzeniać, gdy:

$$\sigma \geq \sqrt{\frac{2E\gamma_p}{\Pi a}} \quad \text{- dla płaskiego stanu naprężeń,}$$

$$\sigma \geq \sqrt{\frac{2E\gamma_p}{\Pi a(1-\nu^2)}} \quad \text{- dla płaskiego stanu odkształceń,} \qquad (4.1)$$

gdzie: σ - naprężenie potrzebne do rozwijania się pęknięcia o długości 2a,
γ_p - energia powierzchniowa obu powierzchni pęknięcia,
ν - współczynnik Poissona,
E - moduł Younga.



Rys. 4.1. Schemat płyty ze szczeliną wewnętrzną oraz małym odkształceniem plastycznym na dnie karbu a_{pl}

Jeżeli natomiast problem rozpatrywany jest za pomocą analizy rozkładu naprężeń w okolicy karbu, jaki tworzy wierzchołek pęknięcia, czyli za pomocą współczynnika intensywności naprężeń $K = \sigma\sqrt{\Pi a}$, to pęknięcie zacznie się katastroficznie rozprzestrzeniać, gdy:

$$\sigma \geq \frac{K_c}{\sqrt{\Pi a}} \quad \text{- dla płaskiego stanu naprężeń,}$$

$$\sigma \geq \frac{K_{Ic}}{\sqrt{\Pi a\ (1-\nu^2)}} \quad \text{- dla płaskiego stanu odkształceń,} \qquad (4.2)$$

gdzie: K_{Ic} - krytyczny współczynnik intensywności naprężeń przy płaskim stanie odkształceń,

K_c - krytyczny współczynnik intensywności naprężeń przy płaskim stanie naprężeń.

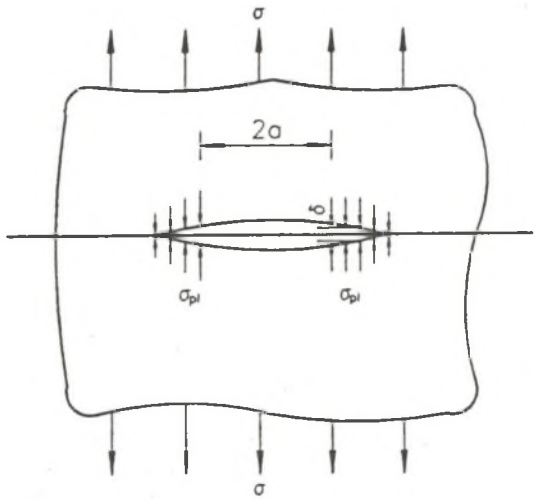
Często wprowadza się również pojęcie krytycznej długości $2a_c$, tzn. takiej długości pęknięcia 2a dla danego poziomu naprężenia, przy którym następuje katastroficzne (nagłe) rozprzestrzenianie się pęknięcia. Występuje wówczas przypadek $K_I \geq K_{Ic}$.

Wielkość K_{Ic} jest traktowana jako zależna od temperatury cecha materiału, zwana odpornością na pękanie. Związki liniowo-sprężystej mechaniki pękania (4.1) i (4.2) zachowują swoją ważność, jeżeli strefa plastyczna (rys. 4.1) jest dużo mniejsza niż długość pęknięcia.

Podstawowe równanie nieliniowej mechaniki pękania [1-6], określające wielkość rozwarcia dna karbu (rys. 4.2), ma postać:

$$\delta = \frac{\Pi \sigma^2 a}{E R_e}, \qquad (4.3)$$

gdzie R_e - granica plastyczności badanego materiału.



Rys. 4.2. Schemat płyty ze szczeliną wewnętrzną oraz strefą odkształceń na dnie karbu

Analogicznie do wielkości K_{Ic} w liniowej mechanice pękania, nieliniowa mechanika pękania przyjmuje krytyczną wartość δ_c otwarcia pęknięcia jako odporność materiału na pękanie. Na tej koncepcji, nazywanej COD (crack opening displacement), oparta

jest metoda określania przebiegu zniszczenia w większości materiałów konstrukcyjnych.

Zakres zastosowań obu mechanik pękania pokazano schematycznie na rys. 4.3 - w zależności od przebiegu wykresu obciążenie - otwarcie szczeliny. Jeżeli zniszczenie wystąpi przed osiągnięciem punktu A, to można stosować liniową mechanikę i wielkość K_{Ic}. W zakresie od A do B deformacje plastyczne są już tak duże, że zwiąki liniowej mechaniki tracą ważność i należy posługiwać się metodą COD. Poza punktem B dochodzi do znacznych deformacji plastycznych i dla tego przypadku znajduje zastosowanie inne kryterium pękania, opierające się na pewnej całce. Całka ta, oznaczona jako J, została zaproponowana przez Rice'a [1,3,6,8] i ma postać:

$$J = \int_{\Gamma} \left[W(\varepsilon)dx_2 - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds \right], \qquad (4.4)$$

gdzie: Γ - krzywa całkowania wokół wierzchołka pęknięcia, łącząca dolną krawędź pęknięcia z górną (rys. 4.4),
$W(\varepsilon)$ - gęstość energii odkształcenia,
σ_{ij} - tensor naprężeń,
n_j - wektor jednostkowy normalny do krzywej całkowania
u_i - wektor przemieszczeń,
ds - elementarna długość łuku krzywej całkowania.

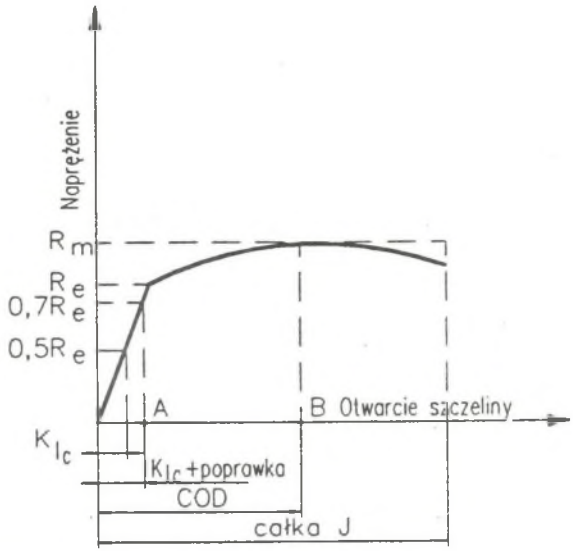
W warunkach początku rozwoju pęknięcia $J = J_c$. Można udowodnić, że w warunkach sprężystości lub jeżeli strefa plastyczna na dnie pęknięcia jest niewielka, to wszystkie wyżej wymienione kryteria są sobie równoważne i zachodzi następująca zależność:

$$\frac{K_{Ic}^2}{E} = \delta_c R_e = J_{Ic} \qquad (4.5)$$

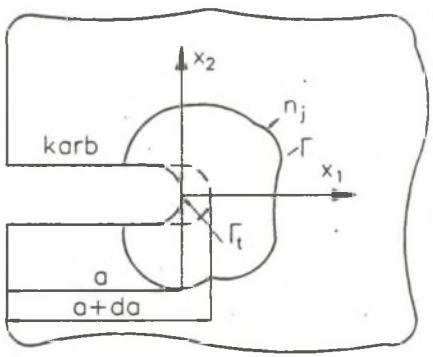
Dotychczasowe rozważania dotyczyły opisu warunków katastroficznego rozprzestrzeniania się pęknięcia od jego wielkości krytycznej a_c określonej dla danego poziomu naprężeń, czyli w warunkach, gdy $K = K_{Ic}$. Jednakże szczelina o takiej długości rzadko występuje jako wada technologiczna w elementach napawanych. Zazwyczaj powstaje ona przez początkowo stabilny wzrost mikropęknięcia. Wzrost ten odbywa się zawsze w pewnym przedziale czasu.

Z praktycznego punktu widzenia szczególnie ważne są dwa mechanizmy: propagacja zmęczeniowa oraz propagacja pod wpływem korozji naprężeniowej.

Zagadnienia te zostaną omówione w dalszej części niniejszego rozdziału.



Rys. 4.3. Zakres zastosowań K_{Ic}, δ_c, J_{Ic} w zależności od naprężeń niszczących



Rys. 4.4. Model pęknięcia z uogólnionym karbem o powierzchniach równoległych do osi x_1

Na podstawie równań mechaniki pękania (4.2) i (4.3) można obliczyć wielkość dopuszczalnych wad [9]:

$$a_{dop} \leq C \left(\frac{K_{Ic}}{R_e} \right)^2 \quad \text{lub} \quad a_{dop} \leq C \frac{\delta_c}{\left(\frac{R_e}{E} \right)} \qquad (4.6)$$

oraz dopuszczalnych naprężeń:

$$\sigma_{dop} \leq C \left(\frac{K_{Ic}}{\sqrt{a}} \right) \quad \text{lub} \quad \sigma_{dop} \leq C \frac{\delta_c E}{a} , \tag{4.7}$$

gdzie: C - wartość stała,
K_{Ic}, δ_c - wielkości krytyczne.

Wartości stałych C należy wyznaczyć z następujących wzorów:
- dla stali ferrytycznych

$$C = \frac{1}{2\Pi \left(\frac{\sigma}{R_e} \right)^2} \quad \text{przy} \quad \frac{\sigma}{R_e} < 1 , \tag{4.8}$$

$$C = \frac{1}{2\Pi \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} - 0,25 \right)} \quad \text{przy} \quad \frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} > 1 , \tag{4.9}$$

- dla innych materiałów

przy $\frac{\sigma}{R_e} < 1$ C jak poprzednio,

przy $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} > 1$ $C = \frac{1}{2\Pi \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} \right)^2}$, (4.10)

gdzie: ε_c - oznacza odkształcenie na granicy plastyczności,
ε - oznacza odkształcenie przy naprężeniach σ.

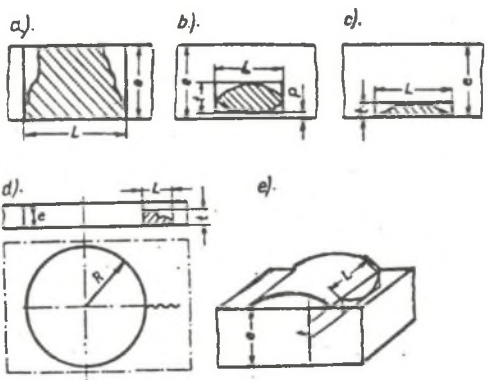
Rzeczywiste wymiary wady (rys. 4.5) odbiegają od zdefiniowanej długości pęknięcia 2a (rys. 4.1).

Interpretację wymiarów wielkości wady, czyli przejście z wymiarów rzeczywistych wad na długość pęknięcia 2a, podano w tablicy 4.1 i na rys. 4.5 - 4.7 [10].

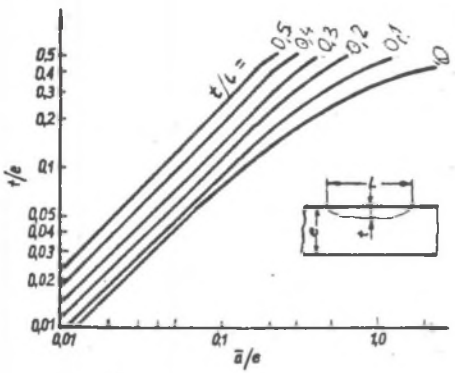
Tablica 4.1

Definicje długości pęknięcia a
na podstawie rzeczywistych wymiarów wady

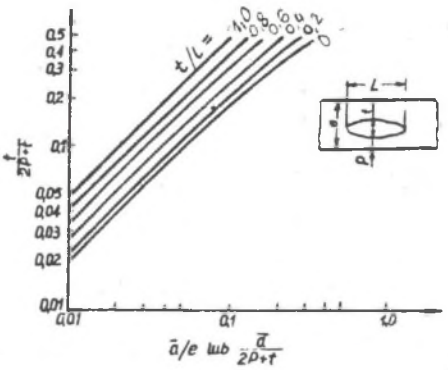
Wada	Definicje	Wada	Definicje
1. Wada wskrośna rys. 4.5a	$a = \frac{L}{2}$	2. Wady ukryte $p/t > 0,5$ rys. 4.5b	wg rys. 4.7
2. Wady odkryte $t/e \geq 0,5$ rys. 4.5c	$a = \frac{L}{2}$	6. Wada na krawędzi napoiny $t/e < 0,5$ rys. 4.5c	wg rys. 4.6
3. Wady odkryte $t/e < 0,5$ rys. 4.5c	wg rys. 4.6	7. Wada w płaszczyźnie otworu $L \leq 0,15\ R$ ryσ. 4.5d	$a = L$
4. Wady ukryte $p/t \leq 0,5$ rys. 4.5b	Użyć wysokość wady $t + p$ i uważać wadę za odkrytą rys. 4.5d	8. Wada w płaszczyźnie otworu $L > 0,15\ R$ rys. 4.5d	$a = L + R$



Rys. 4.5. Wymiary wad:
a) wada wskrośna, wymagane wymiary e, L; b) wada ukryta, wymagane wymiary e, L, t, p; c) wada odkryta, wymagane wymiary e, t, L; d) wada w płaszczyźnie otworu, wymagane wymiary e, L, R; e) wada na krawędzi napoiny, wymagane wymiary e, t, L



Rys. 4.6. Zależność między rzeczywistymi wymiarami wad i długością pęknięcia a. Wady ukryte



Rys. 4.7. Zależność między rzeczywistymi wamiarami wad i długością pęknięcia a. Wady ukryte

4.2. Wytrzymałość zmęczeniowa elementów napawanych w zakresie dużej liczby cykli. Rodzaje obciążeń. Wykresy zmęczeniowe

Szereg elementów napawanych pracuje przy obciążeniach zmiennych. Pod wpływem takich obciążeń elementy napawane ulegają zniszczeniu przy naprężeniach znacznie mniejszych od naprężeń obliczeniowych. Pęknięcie zmęczeniowe najczęściej bierze swój początek w miejscach karbów konstrukcyjnych, karbów strukturalnych, wad wewnętrznych i zewnętrznych, w napoinach, a więc w miejscach o dużej koncentracji naprężeń. Przełom zmęczeniowy ma zawsze charakter kruchy w odróżnieniu od przełomów statycznych, charakteryzujących się dużymi odkształceniami plastycznymi.

Zmęczenie materiału jest procesem stopniowego pękania pod wpływem zmiennych naprężeń. W procesie tym można wyróżnić następujące fazy rodzaju uszkodzeń elementu aż do całkowitego zniszczenia:

- gromadzenie uszkodzeń w określonych płaszczyznach poślizgów i w miejscach o podwyższonej nieprawidłowości struktury metalu,
- powstanie w tych objętościach kryształu początkowych nieciągłości aż do osiągnięcia gęstości krytycznej pęknięć,
- łączenie drobnych pęknięć odpowiadających rozmiarom ziarna metalu,
- rozwój pęknięć i przejście z obszarów mikroskopowych i makroskopowych, szczególnie przejście z warstwy powierzchniowej do wnętrza przedmiotu,

- osiągnięcie głębokości krytycznej rozwiniętego pęknięcia, niezbędnego do powstawania końcowego, nagłego przełomu.

Pierwsze pęknięcia powstają w miejscach największego nagromadzenia wad (na granicy ziarn i na granicach podstruktury). Zmienne naprężenia powodują lokalne odkształcenia w kilku strefach kryształu, w których zachodzi spiętrzenie naprężeń, a następnie rozluźnienie struktury blokowej prowadzącej do submikroskopowego pęknięcia. Poprzeczne poślizgi umożliwiają rozchodzenie się uszkodzeń i łączenie pęknięć w poszczególnych płaszczyznach. Po osiągnięciu gęstości krytycznej naruszeń spójności wytwarza się wartość progowa pęknięcia. Pęknięcie mikroskopowe ogólnie nie rozchodzi się prostopadle do kierunku największego naprężenia normalnego. Zależy to od lokalnego stanu materiału, który pod wpływem odkształcenia przedstawia bardzo niejednorodny ośrodek. Pęknięcie postępuje etapami od powierzchni do środka wzdłuż granic składników strukturalnych i rozwija się tak długo, jak długo nienaruszona część napawanego elementu może przenieść przyłożone obciążenie statyczne. Przekroczenie wytrzymałości doraźnej powoduje całkowite zniszczenie napawanej części.

Rodzaje obciążeń zmiennych zależą od wielkości sił stałych i zmiennych [9]. W przypadku a) na rys. 4.8, gdy działa tylko siła P_s, wielkość naprężeń będzie stała i oblicza się ją ze wzoru $\sigma = \frac{P_s}{A}$. W przypadku b), gdy wielkość siły P_s zmienia się od zera do pewnej wielkości dodatniej, otrzymuje się naprężenie o dwóch wielkościach (cykl jednostronny):

$$\sigma_{min} = \frac{P_s}{A}, \qquad \sigma_{min} = \frac{P_s + P_z}{A} \tag{4.11}$$

Naprężenie średnie będzie równe:

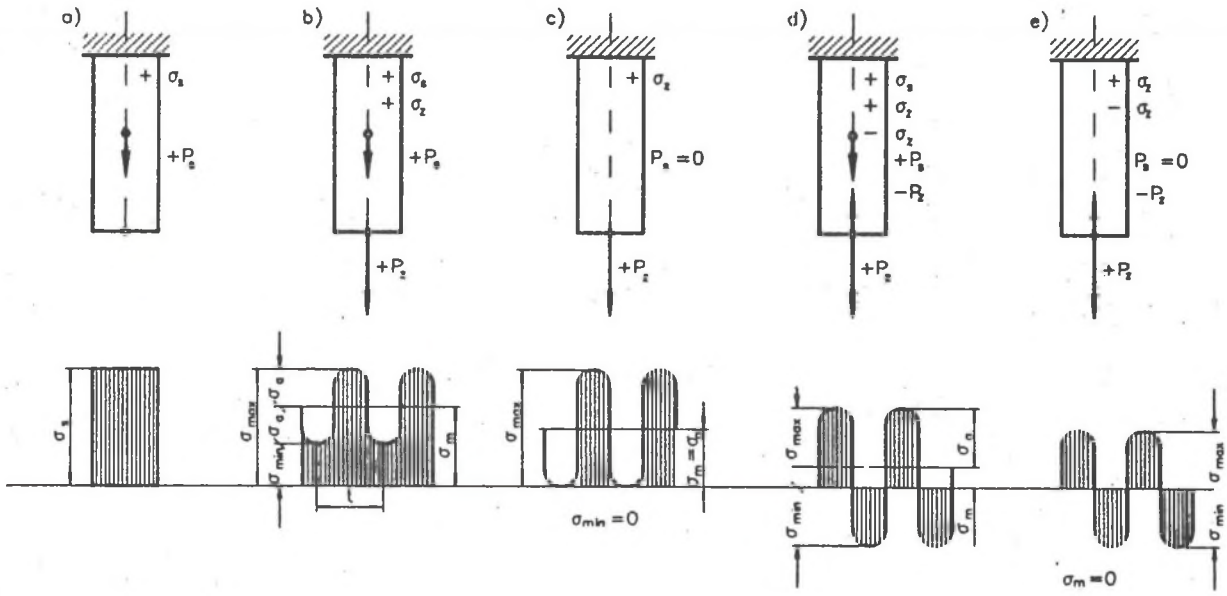
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}, \tag{4.12}$$

natomiast amplituda wynosi:

$$\sigma_a = \sigma_{max} - \sigma_m = \frac{P_z}{2A} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \tag{4.13}$$

W przypadku c), gdy $P_s = 0$, naprężenia wynoszą:

$$\sigma_{min} = 0 \qquad \sigma_{max} = \frac{P_z}{A} \qquad \sigma_m = \sigma_a = \frac{\sigma_{max}}{2} \tag{4.14}$$



Rys. 4.8. Rodzaje obciążeń zmiennych

W przypadku d), gdy siła P_s jest mniejsza od zmiennej siły P_z, której wielkość zmienia się od wartości dodatniej do ujemnej, naprężenia wynoszą (cykl dwustronny):

$$-\sigma_{min} = \frac{P_s - P_z}{A} \qquad \sigma_{max} = \frac{P_s + P_z}{A}, \tag{4.15}$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \qquad \sigma_a = \sigma_{max} - \sigma_m$$

Gdy siła $P_s = 0$, a siła P_z jest zmienna, to naprężenia w przypadku e) wynoszą:

$$-\sigma_{min} = \sigma_{max} = \sigma_a = \frac{P_z}{A} \qquad \sigma_m = 0 \tag{4.16}$$

Zmiany naprężeń od zera do maksymalnych wielkości bez zmiany znaku naprężeń (przypadek c) występuje przy obciążeniach tętniących (pulsujących). Przy obciążeniach wahadłowych (oscylujących) wielkości naprężeń zmieniają się od wartości dodatniej do równej wartości ujemnej (przypadek e). Ponadto wprowadza się wielkości charakterystyczne cyklu:
współczynnik stałości obciążenia:

$$\kappa = \frac{\sigma_m}{\sigma_a} \tag{4.17}$$

oraz współczynnik asymetrii cyklu:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \tag{4.18}$$

Między tymi współczynnikami zachodzi zależność:

$$\kappa = \frac{1 + R}{1 - R} \tag{4.19}$$

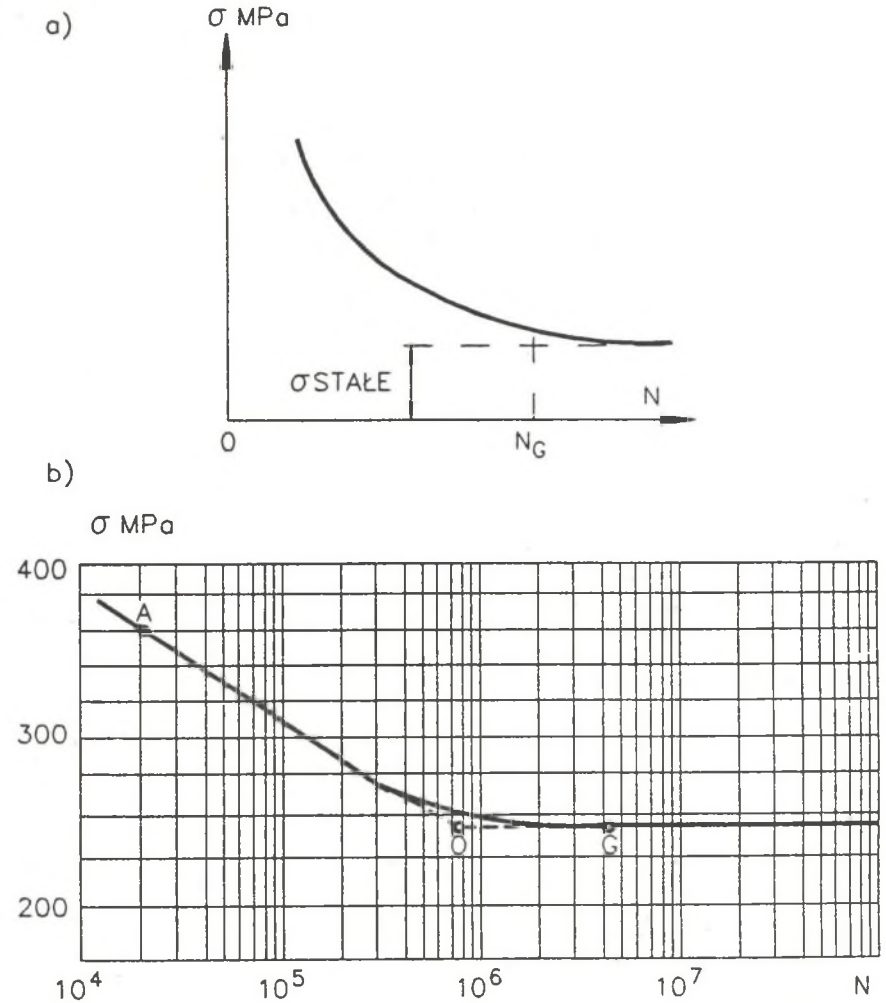
Wytrzymałość zmęczeniową materiału lub próbki napawanej określa się maksymalnym naprężeniem, które wytrzymuje próbka przy pewnej ilości zmian obciążenia przy niezmiennym współczynniku stałości obciążenia lub asymetrii cyklu. Zależność między naprężeniem maksymalnym a ilością zmian obciążeń przedstawia wykres Wöhlera (rys. 4.9). Ze wzrostem ilości zmian obciążeń spada wytrzymałość na zmęczenie. Po przekroczeniu granicznej wartości zmian N_G wytrzymałość materiału już nie zmniejsza się i wartość naprężenia jest stała niezależnie od dalszego zwiększenia ilości

zmian. To naprężenie przyjmuje się jako nieograniczoną wytrzymałość zmęczeniową materiału. Wykres zmęczeniowy Wöhlera przedstawia się często we współrzędnych logarytmicznych (rys. 4.9). Graniczna ilość obciążeń N_G jest różna dla różnych materiałów. Dla stali niskowęglowych wynosi około 5 10^6, a dla stali stopowych nie przekracza 10^7. Zmniejszanie się wytrzymałości zmęczeniowej materiału następuje jednak bardzo nieznacznie już od 2 10^6 ilości zmian i tę wartość przyjmuje się jako bazę w budownictwie stalowym. Dla konstrukcji ze stopów Al przyjmuje się bazę $N_G = 10^8$ cykli [9].

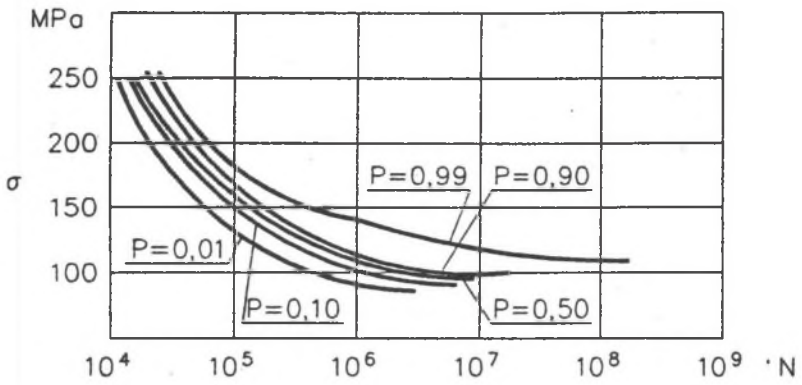
Okazuje się, że krzywa Wöhlera $\sigma_{max} = f(N)$ przy $\kappa = const$, jeżeli nie jest uzupełniona wielkością wyrażającą także rozrzut wyników prób, nie może dać dokładnego obrazu wytrzymałości zmęczeniowej. Dlatego dziś w pracach badawczych rozpatruje się zależność trzech wielkości σ_{max}, N i P, gdzie P jest prawdopodobieństwem, że próbka przy danym naprężeniu zmęczeniowym nie wytrzyma N cykli obciążeń. W ten sposób w płaskim układzie współrzędnych uzyskuje się zestaw krzywych we współrzędnych σ_{max}, N, przy czym każda krzywa jest wyznaczona przez parametr prawdopodobieństwa P = const, a więc dla każdej liczby N cykli podane jest takie naprężenie zmęczeniowe, które do N cykli obciążeń spowoduje pęknięcie próbki z danym przyjętym prawdopodobieństwem P (rys. 4.10) [9].

Należy zaznaczyć, że jeden wykres Wöhlera służy do wyznaczania wytrzymałości zmęczeniowej dla danego cyklu obciążeń zmęczeniowych określonego przez pewną wartość współczynnika κ. Obecnie istnieje kilka rodzajów wykresów zbiorczych charakteryzujących zachowanie się materiału przy różnych rodzajach obciążeń zmiennych.

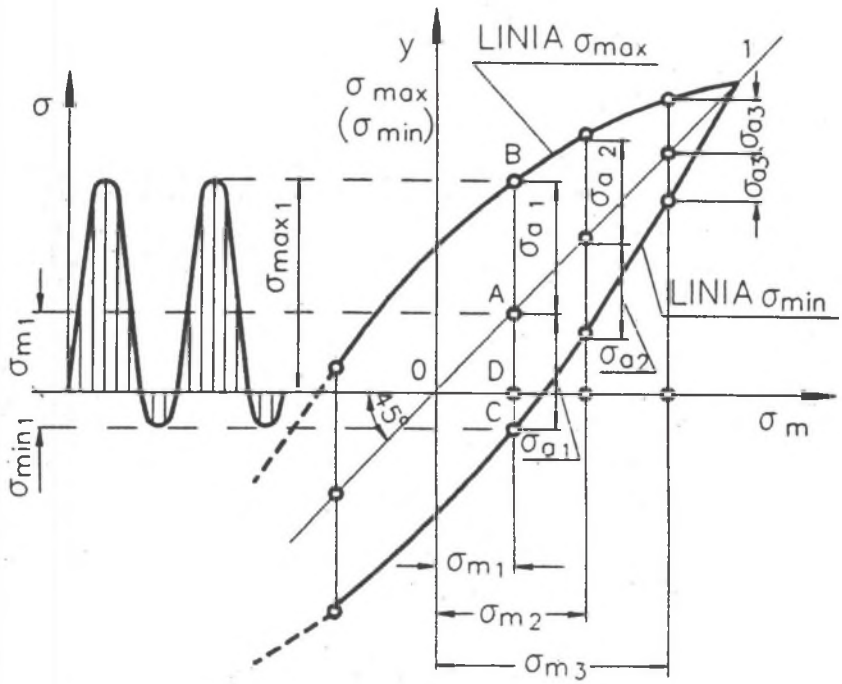
Konstrukcję wykresu Smitha we współrzędnych σ_{max}, $\sigma_{min} - \sigma_m$ z pewnej liczby wykresów Wöhlera przedstawia rys. 4.11. Dla materiałów izotropowych wykres Smitha jest symetryczny względem początku układu. W związku z tym wystarczy jedna połowa wykresu, a dla obliczeń praktycznych stosuje się uproszczony wykres (rys. 4.12) Smitha, mający zastosowanie w obliczaniu elementów maszyn, jak i konstrukcji budowlanych. Często stosuje się również wykres zmęczeniowy Kommers-Jasper, podający zależność wytrzymałości doraźnej oraz zmęczeniowej od współczynnika asymetrii cyklu (rys. 4.13). Wpływ metod napawania, wadliwości napoin i naprężeń pozostających na wytrzymałość zmęczeniową elementów napawanych przedstawiono w rozdziale 5.



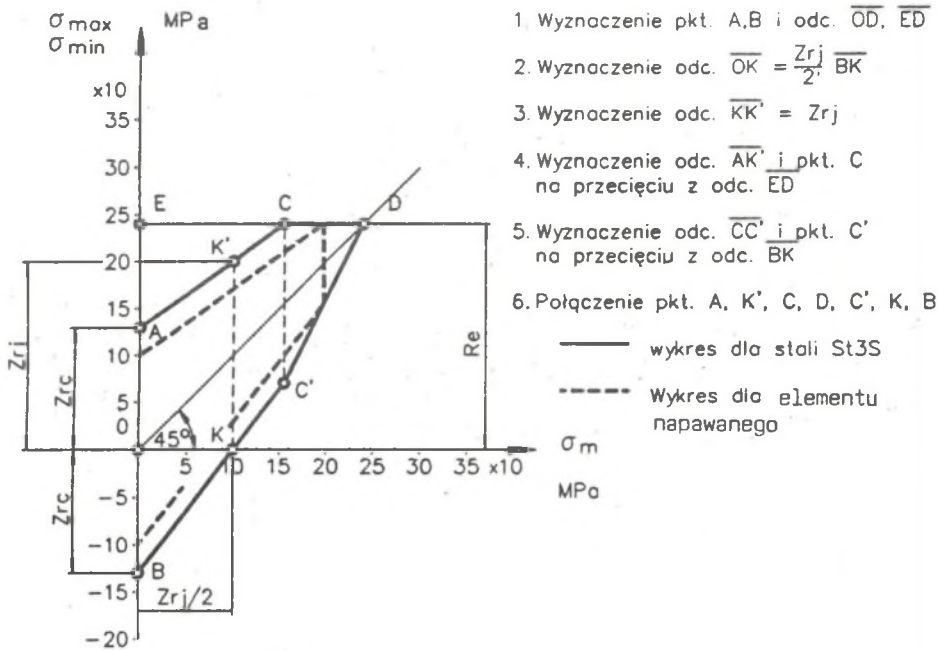
Rys. 4.9. Wykres wytrzymałości zmęczeniowej Wöhlera: a) we współrzędnych normalnych, b) we współrzędnych logarytmicznych



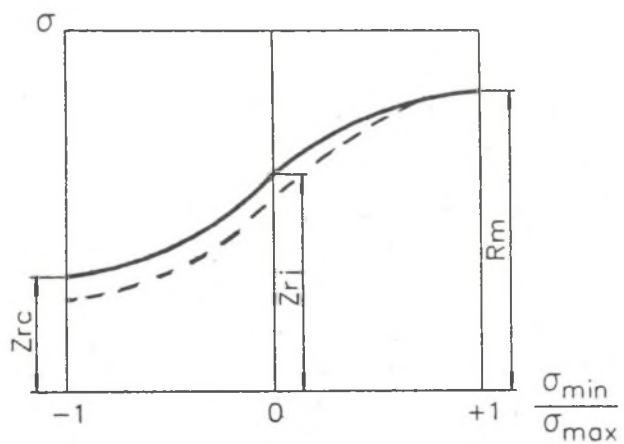
Rys. 4.10. Przebieg linii o stałym prawdopodobieństwie P zniszczenia



Rys. 4.11. Konstrukcja wykresu Smitha



Rys. 4.12. Konstrukcja uproszczonego wykresu Smitha



Rys. 4.13. Wykres Kommers-Jasper
—— dla materiału rodzimego, ---- dla elementów napawanych

4.3. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w elementach napawanych

Prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych stanowi problem szczególnie ważny w odniesieniu do elementów napawanych. Napoiny skracają okres inicjowania pęknięć zmęczeniowych, stąd też informacje na temat rozwoju pęknięć w nich stają się nieodzowne. Napoina zmienia częściowo mikrostrukturę elementu oraz wprowadza nieciągłości i naprężenia pozostające. Znajomość wpływu wymienionych czynników na prędkość wzrostu pęknięć zmęczeniowych może znacznie ułatwić i zwiększyć dokładność przewidywań teoretycznych podczas projektowania trwałości napawanych elementów. Prędkość rozwoju pęknięcia zmęczeniowego informuje o zdolności przeciwstawiania się materiału lub elementu tzw. ostatecznemu zmęczeniu w konkretnych warunkach obciążenia. Specjalnie interesująca jest prędkość pękania do chwili osiągnięcia przez pęknięcie określonego wymiaru krytycznego, powyżej którego następuje katastrofalny rozwój pęknięcia. Uwzględnianie zjawiska rozwoju pękania zmęczeniowego w procesie projektowania w sposób ilościowy staje się w ostatnich latach coraz powszechniejsze.

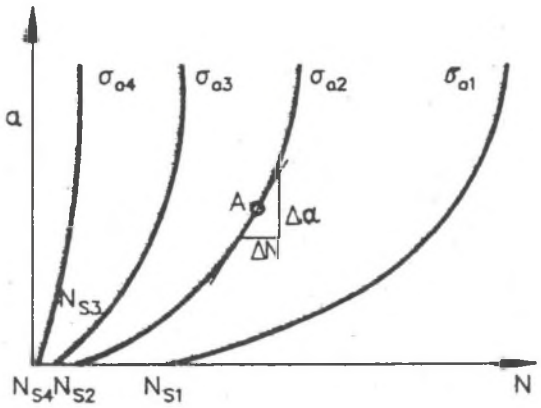
Rozwój pęknięć zmęczeniowych, przy różnych amplitudach naprężeń, czyli zależność długości pęknięcia a od liczb cykli N przedstawiono na rys. 4.14 [11,12]. Do określania prędkości rozwoju pęknięcia najczęściej stosowany jest wzór Parisa:

$$da/dN = C\ (\Delta K)^m, \qquad (4.20)$$

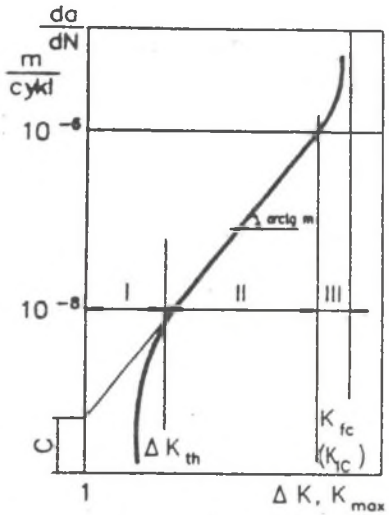
gdzie: C, m - stałe materiałowe,
ΔK - zakres współczynnika intensywności naprężeń $K_{max} - K_{min.}$,
K - $\sigma \sqrt{\pi a} Y$, współczynnik intensywności naprężeń,
a - wymiar pęknięcia,
Y - współczynnik zależny od geometrii i sposobu obciążenia elementu napawanego (współczynnik poprawkowy),
N - liczba cykli.

Charakter zmiany prędkości rozwoju pęknięcia pokazano na rys. 4.15. Wzór Parisa opisuje środkową część wykresu na rys. 4.15. Sposób badania prędkości pękania zmęczeniowego i wyznaczenia stałych C i m określa norma PN-84/H-04333 "Metoda badania prędkości wzrostu pęknięcia zmęczeniowego przy stałej amplitudzie obciążenia".

Na prędkość zmęczeniowego pękania ma wpływ wiele czynników [4]. Zwiększenie naprężenia średniego i zwiększenie współczynnika asymetrii cyklu zwiększa prędkość pękania. Pojedyncze cykle przeciążeniowe lub bloki tych cykli powodują opóźnienie lub zatrzymanie się pęknięcia. Zwiększenie częstości obciążenia



Rys. 4.14. Rozwój pęknięć zmęczeniowych przy różnych amplitudach $\sigma_{a1} < \sigma_{a2} < \sigma_{a3} < \sigma_{a4}$



Rys. 4.15. Wykres prędkości pękania da/dN w zależności od zakresu ΔK współczynnika intensywności naprężeń

zmniejsza prędkość pękania. Mikrostruktura i różne zabiegi technologiczne powodują istotne zmiany prędkości pękania. Na przykład dla stali węglowej o strukturze perlitycznej płytkowej prędkość pękania będzie większa niż dla tej samej stali, lecz o strukturze perlitu sferoidalnego. Jest to spowodowane pękaniem łupliwym płytek cementytu. Stale ulepszone mają niższą prędkość

pękania, jeżeli odpuszczone są w wyższej temperaturze, w porównaniu do stali o niższej temepraturze odpuszczania. Nie stwierdzono wpływu wielkości ziarn na prędkość pękania. Obróbka cieplno-mechaniczna opóźnia inicjację pęknięć i obniża prędkość ich rozwoju. Powierzchniowe umocnienie hamuje rozwój pęknięcia, czyli wzrost odkształceń wstępnych powoduje opóźnienie pękania z uwagi na korzystne oddziaływanie ściskających naprężeń własnych.

Wpływ grubości próbek związany jest z przejściem z płaskiego stanu naprężenia do płaskiego stanu odkształcenia, przy czym w warunkach płaskiego stanu odkształcenia następuje szybszy wzrost pęknięcia z uwagi na ograniczenie odkształcenia plastycznego. Wzrost szerokości próbek powoduje często zwiększenie prędkości pękania, a z kolei wzrost promienia dna powoduje zmniejszenie prędkości pękania.

Nakładanie się zjawisk adsorpcji, dyfuzji, korozji na zjawiska zmęczeniowe powoduje wzrost prędkości pękania, przy czym najwyraźniej wpływ ten zaznacza się przy małym współczynniku intensywności naprężeń. Stąd też ze wzrostem temperatury wzrasta prędkość pękania.

Jak już wspomniano, prędkość pękania w elementach napawanych zależy od mikrostruktury elementu i naprężeń własnych, przy czym większą rolę odgrywają tu naprężenia własne. Rozkład naprężeń własnych w napawanych elementach może być różny w zależności od mikrostruktury napoiny (rys. 5.11, rozdz. 5). W przypadku struktur ferrytyczno-bainitycznych z przewagą ferrytu (napoiny niskowęglowe) naprężenia pozostające na powierzchni próbki napawanej mają charakter rozciągający. Natomiast w przypadku struktur martenzytycznych naprężenia pozostające na powierzchni próbki napawanej mają charakter ściskający. Dzieje się tak dlatego, gdyż w pierwszym przypadku, podczas stygnięcia niskowęglowej napoiny, chłodny rdzeń przeszkadza objętościowemu skurczowi napoiny, w wyniku czego powstają w niej naprężenia rozciągające. Natomiast w drugim przypadku, podczas stygnięcia napoiny, skurczowi przeciwdziałają procesy powstawania struktur martenzytycznych, zwiększających objętość właściwą warstwy napawanej. Chłodny rdzeń przeszkadza teraz już nie skurczowi, ale objętościowemu rozszerzaniu się napoiny, co powoduje powstanie w niej naprężeń ściskających. W przypadku naprężeń rozciągających w napoinie prędkość pękania elementu będzie większa niż w przypadku naprężeń ściskających. Należy więc elementy napawane tak projektować, by w warstwie napawanej nie było naprężeń rozciągających lub wprowadzić w wyniku zabiegów technologicznych naprężenia własne ściskające (wyżarzanie odprężające, zgniot powierzchniowy).

Trwałość danego elementu konstrukcyjnego, czyli liczbę cykli, podczas których pęknięcie o długości początkowej a_o osiągnie

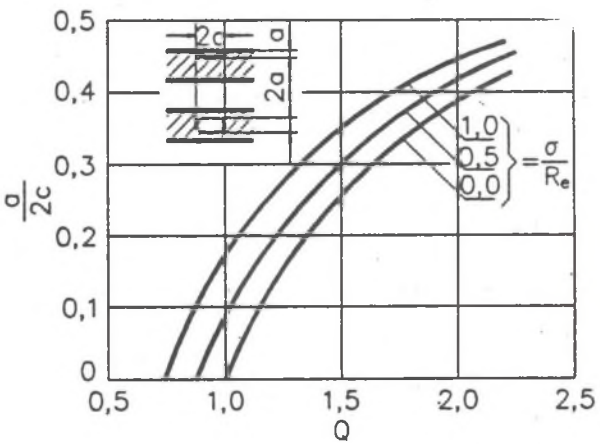
wartość dopuszczalną krytyczną $a_{dop} = a_c$, można obliczyć przez całkowanie wzoru Parisa (4.20). Jeżeli nie uwzględnia się współczynnika poprawkowego Y, to wzór ma postać dla $m \neq 2$ [4]:

$$N = \frac{2}{(m-2)\ C\ (\Delta\sigma)^m} \left(\frac{1}{a_o^{\frac{m-2}{2}}} - \frac{1}{a_c^{\frac{m-2}{2}}} \right), \qquad (4.21)$$

a dla $m = 2$:

$$N = \frac{1}{C\ (\Delta\sigma)^2} \ln \frac{a_c}{a_o} \qquad (4.22)$$

Przy uwzględnieniu konkretnych warunków należy wzory pomnożyć przez średnią wartość $\left(\frac{1}{Y}\right)^m$ lub stosować całkowanie wyrażenia na $\left(\frac{1}{Y}\right)^m$ w zakresie a_o do a_c.



Rys. 4.16. Wykres do wyznaczania korekcyjnego współczynnika kształtu pęknięcia Q

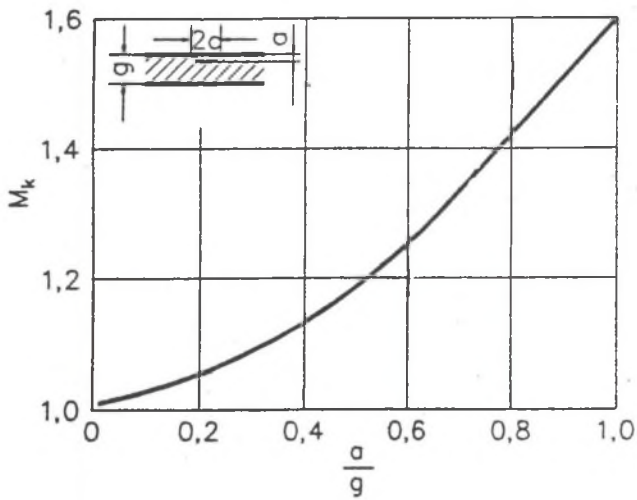
Dla szerokiej płyty ze szczeliną środkową o długości 2a, Y wynosi:

$$Y = 1,77 + 0,227 \left(\frac{2a}{W}\right) - 0,510 \left(\frac{2a}{W}\right)^2 + 2,7 \left(\frac{2a}{W}\right)^3, \qquad (4.23)$$

a dla półeliptycznego powierzchniowego lub wewnętrznego pęknięcia:

$$Y = \sqrt{\frac{A\,\Pi}{Q}}\; M_k \,, \tag{4.24}$$

gdzie: A = 1,21 dla wad rozwijających się od powierzchni,
A = 1 dla wad wewnętrznych i wskrośnych,
Q - wg rys. 4.16,
M_k - wg rys. 4.17.



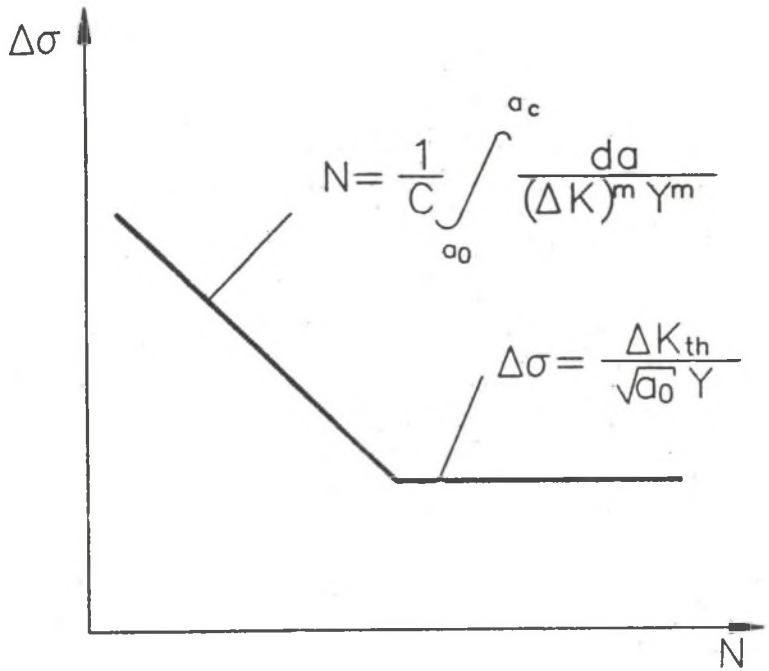
Rys. 4.17. Wykres do określenia korekcyjnego współczynnika wymiarów elementu M_k

Znając wartość C i m (na podstawie badań lub danych literaturowych), można wyznaczyć trwałość elementów konstrukcyjnych. Dla próbek z karbem o głębokości a_o można wyznaczyć trwałość w zakresie ograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej (rys. 4.18) na podstawie wzoru:

$$N = \frac{1}{C} \int_{a_o}^{a_c} \frac{da}{(\Delta K)^m\, Y^m} \,, \tag{4.25}$$

a w zakresie nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej przy uwzględnieniu progowej wartości $\Delta K = \Delta K_{th}$ można wyznaczyć granicę zmęczenia (rys. 4.18):

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{a_o}\; Y} \tag{4.26}$$



Rys. 4.18. Wyznaczanie trwałości w zakresie ograniczonej i nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej

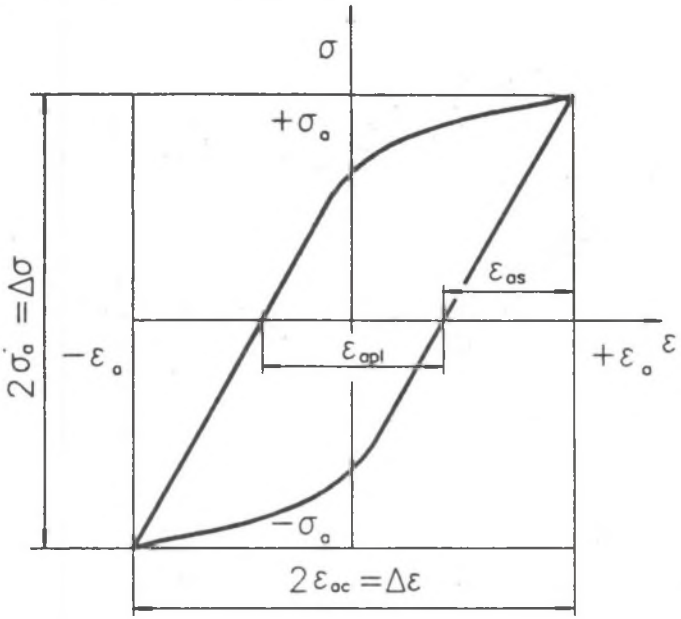
4.4. Wytrzymałość zmęczeniowa elementów napawanych w zakresie małej liczby cykli

Badania i obliczenia zmęczeniowe w zakresie małej liczby cykli obciążeń zaczęły się rozwijać w latach sześćdziesiątych naszego stulecia z uwagi na zapewnienie niezawodności odpowiedzialnych elementów. Chodzi tutaj o elementy narażone na wysokie obciążenia robocze przez stosunkowo niewielką liczbę zmian tych obciążeń [13].

Zakres wytrzymałości niskocyklowej w porównaniu z zakresem wytrzymałości wysokocyklowej różni się przede wszystkim wielkością odkształceń plastycznych, które powodują powstawanie pętli histerezy w każdym cyklu obciążenia zmiennego. Pole objęte pętlą jest miarą energii rozproszonej w materiale podczas cyklu obciążenia. Wielkościami charakterystycznymi cyklu są (rys. 4.19):

ε_{ac} - amplituda odkształcenia całkowitego,
ε_{apl} - amplituda odkształcenia plastycznego,
ε_{as} - amplituda odkształcenia sprężystego,

ε_m - odkształcenie średnie,
σ_a - amplituda naprężenia.



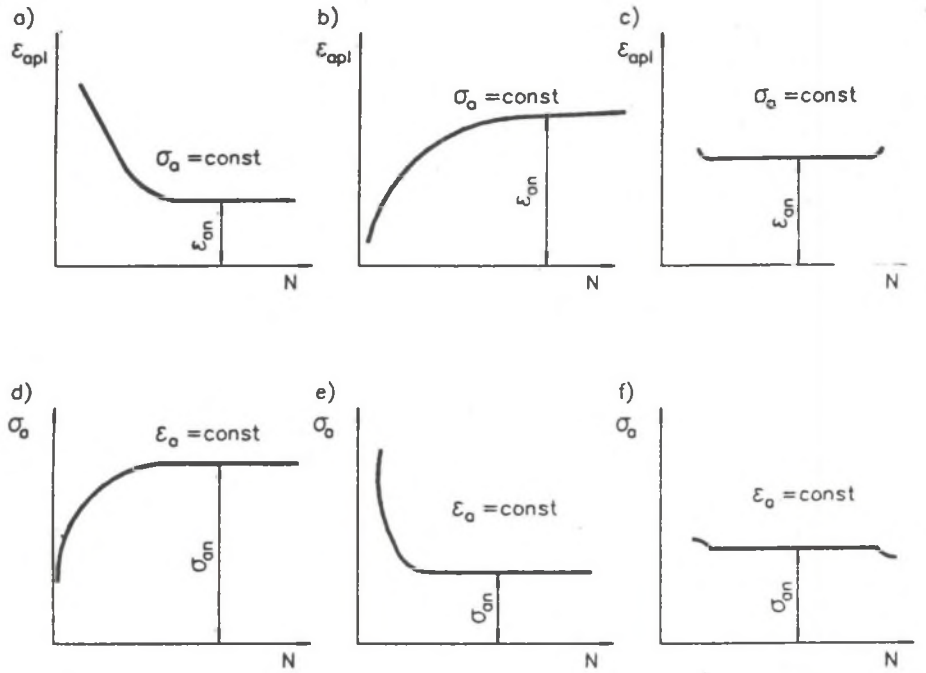
Rys. 4.19. Pętla histerezy w ujęciu schematycznym

Stosuje się również pojęcie zakresów odkształceń ε i naprężeń σ, czyli: $\Delta\varepsilon_{ac} = 2\varepsilon_{ac}$, $\Delta\varepsilon_{apl} = 2\varepsilon_{apl}$, $\Delta\varepsilon_{as} = 2\varepsilon_{as}$, $\Delta\sigma_a = 2\sigma_a$, a obok liczby cykli N stosuje się nawroty obciążenia 2N. Jeżeli przy ε_{ac} = const naprężenia szczytowe pętli histerezy zmniejszają się, jest oznaką cyklicznego osłabiania materiału, a jeżeli powiększają się, jest to oznaką cyklicznego umocnienia materiału (rys. 4.20). Natomiast przy σ_a = const materiał doznaje osłabienia, jeżeli amplitudy odkształceń zwiększają się (rys. 4.20). Po pewnej liczbie cykli kształty pętli histerezy ustalają się i odpowiadające temu stanowi naprężenie określa się jako naprężenie nasycenia σ_{an}, a odkształcenie - odkształceniem nasycenia ε_{an} (rys. 4.20). Zależność między σ_{an} a ε_{apl} przedstawiona graficznie nazywa się wykresem cyklicznego odkształcenia (rys. 4.21).

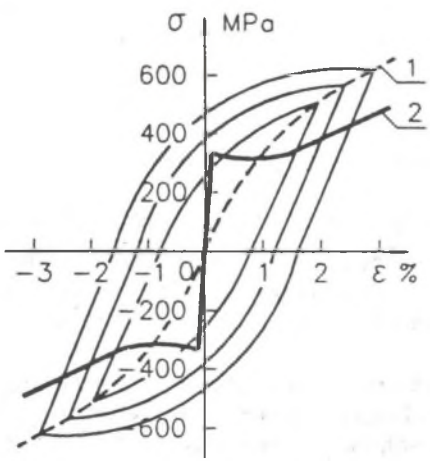
Zależność między amplitudą naprężenia σ_a a liczbą cykli do zniszczenia N_f ma postać:

$$\sigma_a = \sigma_f' \ (2N_f)^b \ , \tag{4.27}$$

gdzie: σ_f' - współczynnik wytrzymałości zmęczeniowej,
b - wykładnik wytrzymałości zmęczeniowej,
$2N_f$ - liczba nawrotów.

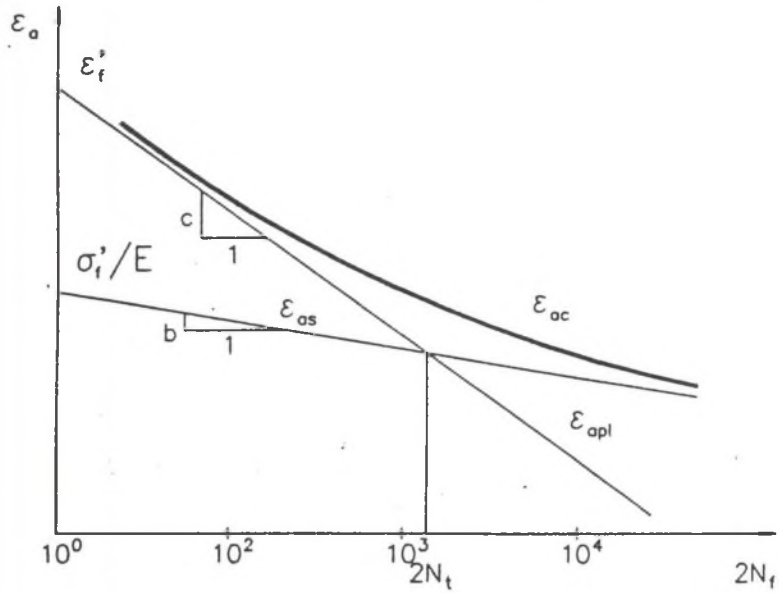


Rys. 4.20. Schematyczne przedstawienie zachowania się materiałów badanych dla σ_a = const i σ_{apl} = const, wskazujące na umocnienie (a,d), osłabienie (b,e) i stabilność (c,f)



Rys. 4.21. Przebiegi wykresów cyklicznego odkształcenia (1) $\sigma_{an} = f(\varepsilon_{apl})$ dla stali 18G2A na tle krzywych statycznego odkształcenia (2)

Wielkość σ_f' wyznacza się z ekstrapolacji krzywej zmęczeniowej do pierwszego półcyklu ($2N_f = 1$) (rys. 4.22) lub przyjmuje się równą naprężeniu zerwania σ_f przy statycznym rozciąganiu. Wykładnik b zmienia się od -0,05 do -0,15.



Rys. 4.22. Przebiegi odkształceń opisywane wzorem (4.29); osie ε_a i $2N_f$ w układzie logarytmicznym

Natomiast związek między liczbą cykli N_f i amplitudą odkształcenia plastycznego ε_{apl} ujmuje wzór Mansona i Coffina:

$$\varepsilon_{apl} = \varepsilon_f' \ (2N_f)^c \ , \qquad (4.28)$$

gdzie: ε_f' - współczynnik plastyczności przy obciążeniu zmiennym,

c - wykładnik plastyczności przy obciążeniu zmiennym.

Wielkość ε_f' otrzymuje się przez ekstrapolację wykresu do $2N_f = 1$ (rys. 4.22). Współczynnik ε_f' jest związany z rzeczywistym odkształceniem ε_{rz} przez dosyć luźny związek $\varepsilon_f' = (0,35 \div 1)\ \varepsilon_{rz}$.

W praktyce często uwzględnia się amplitudę odkształcenia całkowitego ε_{ac} o składowych amplitudach odkształcenia sprężystego ε_{as} i plastycznego ε_{apl}. Uwzględnia to wzór Morrowa, będący sumą wzorów (4.27) i (4.28), z tym że we wzorze (4.27) $\varepsilon_{as} = \sigma_a/E$:

$$\varepsilon_{ac} = \varepsilon_{as} + \varepsilon_{apl} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \qquad (4.29)$$

Graficzną interpretację wzoru (4.29) wraz ze wskazaniem sposobu wyznaczania wielkości w nim występujących pokazano na rys. 4.22. Punkt przecięcia prostych ε_{apl} i ε_{as} nazywa się punktem przejściowym, a odpowiadająca mu liczba cykli N_f lub nawrotów $2N_f$ jest określana jako przejściowa liczba cykli N_t albo nawrotów $2N_t$. Wraz z pogarszaniem się własności plastycznych materiału punkt ten przesuwa się ku coraz mniejszej liczbie cykli.

Obliczenia w zakresie małej liczby cykli [13] polegają na określeniu granicznych odkształceń dla zadanych liczb cykli lub liczb cykli niszczących dla założonych wielkości odkształceń. Do tego celu służą równania opracowane na podstawie kryteriów odkształceniowych lub energetycznych. Do obliczeń trwałości na podstawie kryteriów odkształceniowych stosuje się omówiony wcześniej wzór Morrowa (4.29):

$$\varepsilon_{ac} = \varepsilon_{as} + \varepsilon_{apl} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c ,$$

w którym współczynniki i wykładniki wyznacza się eksperymentalnie lub z danych literaturowych. Na podstawie tego wzoru można również wyznaczyć przejściową liczbę cykli N_t, która jest miarą odporności materiału na odkształcenie cykliczne, wstawiając $\varepsilon_{as} = \varepsilon_{apl}$:

$$(2N_t)^{c-b} = \frac{\sigma_f'}{\varepsilon_f' E} \qquad (4.30)$$

Zastosowanie ma również wzór Mansona oparty na danych ze statycznej próby rozciągania, w którym założono stałość wykładników b = -0,12 i c = -0,6:

$$2\varepsilon_{ac} = 2\varepsilon_{as} + 2\varepsilon_{apl} = 3,5 \frac{R_m}{E} (N_f)^{-0,12} + \varepsilon_{rz}^{0,6} (N_f)^{-0,6} \qquad (4.31)$$

Stosuje się także wzór Langera:

$$\varepsilon_{ac} = \frac{Z_{-1}}{E} + \frac{\varepsilon_{rz}}{4N_f^{0,5}} , \qquad (4.32)$$

gdzie Z_{-1} - oznacza granicę zmęczenia.

Podstawę obliczeń trwałości na podstawie kryteriów energetycznych [13] stanowi energia nieodwracalnie rozproszona w materiale w czasie obciążenia zmiennego aż do zniszczenia elementu,

przy czym krytyczna wartość tej energii decyduje o granicznym stanie materiału. Liczbę cykli niszczących można określić jako:

$$N_f = \frac{W}{D} , \qquad (4.33)$$

gdzie: W - jest krytyczną energią, przy której zachodzi pękanie,
D - jednostkowa energia rozproszona (niezmienna).

Energię rozproszoną wyznacza się z pól powierzchni objętych pętlami histerezy w stanie nasycenia, mnożąc je przez liczbę cykli niszczących. Przyjmuje się, że całkowita energia $W = DN_f$, niezbędna do zmęczeniowego zniszczenia, czyli krytyczna wartość nieodwracalnie rozproszonej energii, jest równoważna granicznej energii odkształcenia przy statycznym rozciąganiu U. Stosuje się wzór:

$$W = U = \frac{2kN_f}{m+1} \sigma_a^{(m+1)/m} , \qquad (4.34)$$

gdzie: k - współczynnik wynoszący $k = \frac{2\varepsilon_{apl}}{\sigma_a^{1/m}}$,
m - współczynnik równy w przybliżeniu wykładnikowi odkształceniowego umocnienia przy obciążeniu statycznym m = n,
σ_a - amplituda naprężenia.

4.5. Pękanie i zużycie korozyjne napawanych elementów maszyn

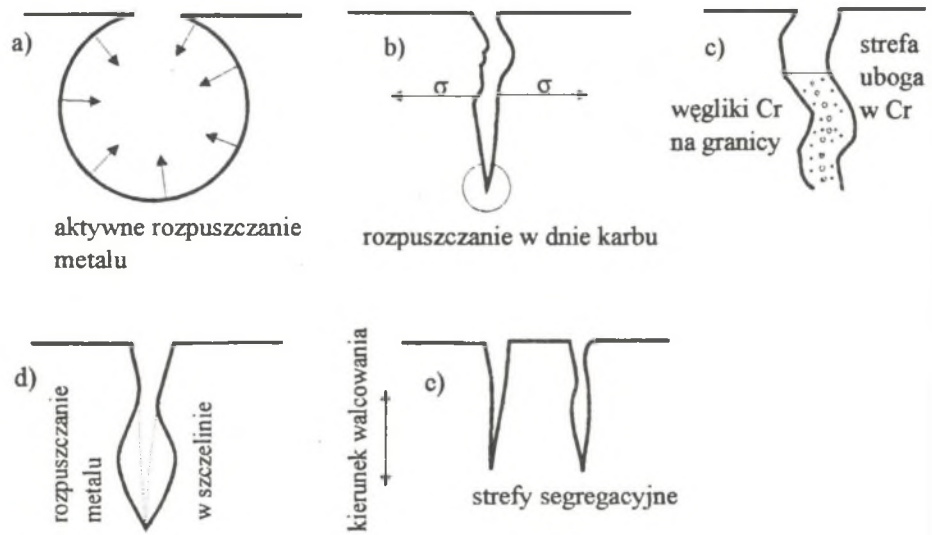
Proces pękania korozyjnego napawanych części maszyn odbywa się w 3 etapach, z których dwa pierwsze, a mianowicie: inicjowanie i rozprzestrzenianie posiadają charakter zużycia korozyjnego. Natomiast etap trzeci ma miejsce po uzyskaniu szczeliny o wielkości krytycznej i zazwyczaj posiada charakter rozdzielczego pęknięcia kruchego. O trwałości eksploatacyjnej części napawanych decydują dwa pierwsze etapy, związane z procesami korozyjnymi, stanowiące okres powyżej 90% czasu eksploatacyjnego części do jej zniszczenia.

Przez pojęcie korozji części napawanej rozumie się zużycie ww w efekcie reakcji chemicznych lub elektrochemicznych powstających wskutek oddziaływania najbliższego otoczenia, które prowadzi często do zniszczenia części. Otoczenie to mogą stanowić gazy takie, jak: tlen, para wodna lub gazowe połączenia siarki i halogenków, które powodują w procesie korozji tworzenie się tlenków metali na powierzchni napoiny (korozja chemiczna), oraz

roztwory wodne soli, kwasów i zasad, które posiadają szczególne znaczenie przy korozji elektrochemicznej.

Korozja elektrochemiczna jest procesem zużycia bardzo niebezpiecznym, gdyż w przeciwieństwie do korozji chemicznej, mającej charakter równomiernego zużycia powierzchniowego, powoduje nierównomierne zużycie prowadzące do inicjowania mikroszczelin w napawanej warstwie (rys. 4.23).

Obecność naprężeń rozciągających wyraźnie przyspiesza proces korozyjnego zużycia, mającego często charakter korozyjnego pękania (tabl. 4.2 poz. 7 i 8 [14]). Jest to wynik tzw. "rozpuszczania" elektrochemicznego materiału napoiny w pobliżu ostrych karbów, które odbywa się w efekcie reakcji powierzchniowych. Innym tłumaczeniem pękania korozyjnego jest obniżenie wytrzymałości kohezyjnej tworzywa wskutek powierzchniowej adsorbcji jonów z otoczenia szczeliny korozyjnej, które posiada cechy elektrolitu [15].



Rys. 4.23. Przykłady korozji elektrochemicznej w napawanej ww: a) wżerowej, b) naprężeniowej, c) międzykrystalicznej, d) nożowej, e) segregacyjnej

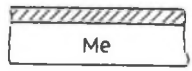
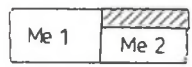
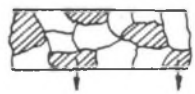
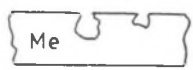
Zależność między naprężeniem a czasem pękania korozyjnego jest opisana wyrażeniem (4.35) [15]:

$$\sigma = -k \lg t_p + \text{const} , \qquad (4.35)$$

gdzie: σ - nominalne naprężenie rozciągające,
t_p - czas pękania korozyjnego,
k - stała.

Tablica 4.2

Przykłady korozji elektrochemicznej

Poz.	Forma korozji	Rodzaj korozji	Schemat korozji
1	Równomierna (często jako korozja chemiczna)	Korozja powierzchniowa przy: a) tworzeniu się wodoru b) zużyciu tlenu	
2	Nierównomierna	Korozja nożowa	
3		Korozja kontaktowa	
4		Korozja selektywna	
5		Korozja wżerowa	
6		Korozja międzykrystaliczna	
7	Nierównomierna związana z obciążeniem mechanicznym	Korozja naprężeniowa	
8		Korozja zmęczeniowa	

Wzrost naprężenia powoduje zwiększenie gęstości powierzchniowych, sprzyjających adsorbcji agresywnych jonów i wzrost gęstości tych jonów w zdefektowanych miejscach szczeliny. Powoduje to zwiększenie szybkości pękania korozyjnego. Wzrost koncentracji jonów w zdefektowanych miejscach wraz ze wzrostem naprężenia stanowi pewną analogię do procesów pełzania [15], w których szybkość pełzania określa zależność (4.36):

$$R = K_o/t_p \ , \tag{4.36}$$

gdzie: R - szybkość pełzania,
K_o - stała,
t_p - czas pękania.

Wielkość R powiązana jest z naprężeniem pełzania σ_p wyrażeniem (4.37):

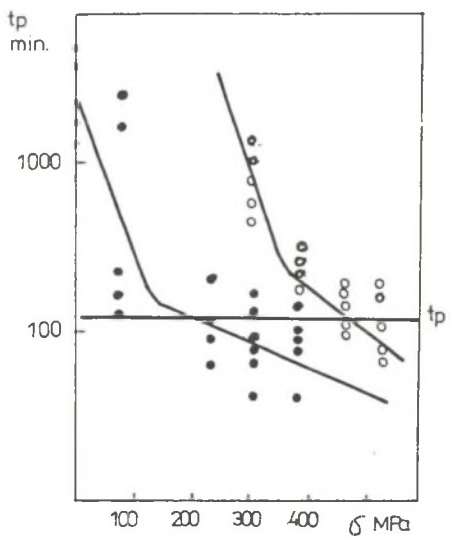
$$\sigma_p = -k \lg R + const \ , \tag{4.37}$$

skąd po przekształceniu uzyskuje się zależność (4.38):

$$\sigma_p = -k \lg t_p + k \lg K_o + const \ , \tag{4.38}$$

która jest wyrażeniem tożsamym z zależnością (4.36).

Dla stali austenitycznych typu 18-8 i 18-10-3 zależność $\sigma - t_p$ przedstawiono na rys. 4.24.



Rys. 4.24. Zależność $\sigma - t_p$ dla stali austenitycznych badanych w roztworze $MgCl_2$ przy temperaturze 425 K: o - stal 18%Cr - 8%Ni, o - stal 18%Cr - 8%Ni - 3%Mo

Na podstawie przedstawionych badań pękania korozyjnego [15] można stwierdzić, że odporność korozyjna zależy od: składu chemicznego, struktury, wielkości ziarna, obróbki cieplnej oraz ilości i rodzaju wtrąceń niemetalicznych. Stwierdza się również, że nie obserwowano wartości progowej naprężenia, przy której następuje zahamowanie pękania korozyjnego, natomiast istnieje graniczna wielkość potencjału elektrochemicznego, poniżej którego pękanie korozyjne nie występuje.

Największą odpornością na pękanie korozyjne cechują się metale czyste, mniejszą stopy jednofazowe (np. stale austenityczne) i jeszcze mniejszą stale węglowe i niskostopowe. Wpływ zgniotu jest niekorzystny w przypadku stali austenitycznych, natomiast podwyższa odporność korozyjną dla stali węglowych i niskostopowych.

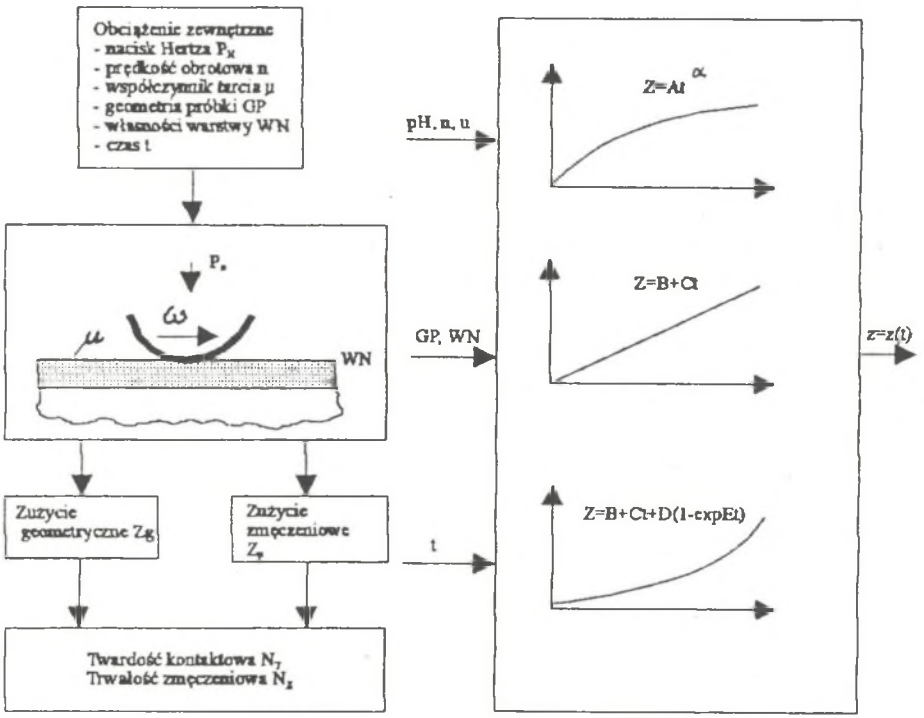
Wymienione prawidłowości są ważne również dla napoin i napawanych części maszyn. Wyrażenie (4.35) umożliwia określenie czasu pękania korozyjnego, a tym samym może być pomocne przy ocenie trwałości napawanych elementów maszyn.

Obok zmęczenia również korozja naprężeniowa doprowadza do pęknięcia po upływie określonego czasu. Badania wykazały, że stabilna propagacja pod wpływem ośrodka korozyjnego jest stymulowana przez intensywność naprężeń na dnie szczeliny, a nie przez naprężenia nominalne. Najmniejszą wartość K, przy której otaczające medium korozyjne doprowadza do zniszczenia, oznacza się jako K_{Iscc} (stress corossion cracking). Na rys. 4.25 pokazano zależność między K_{Ic} i K_{Iscc}.

Rys. 4.25. Sposób wyznaczania wartości K_{Iscc}

4.6. Zużycie kontaktowe napawanych części maszyn pękania i odrywania mikrocząsteczek z ww

Napawane części maszyn pracują najczęściej w układzie, którego schemat przedstawiono na rys. 4.26 [16].



Rys. 4.26. Schemat układu trybologicznego napawanych części maszyn

Warunki obciążenia prowadzą do procesów zużycia, w których występują formy modelowe wspomniane w pracy [17]:
- sczepianie adhezyjne,
- utlenianie trybologiczne,
- ścieranie,
- zmęczenie i pękanie powierzchniowe.

Najczęściej w czasie eksploatacji napawanych części maszyn występuje równoczesne zużycie poprzez sczepianie adhezyjne i ścieranie oraz poprzez zmęczenie powierzchniowe.

W klasycznych modelach zużycia ubytek powierzchni materiału odbywa się w obecności plastycznych odkształceń mikro- i makroskopowych, prowadzących do pękania [18]. Naprężenie niszczące σ_F pojedyncze występy chropowatości można opisać równaniem Griffitha-Irvina-Orowana

$$\sigma_F \cong \sqrt{\frac{2E\,(\gamma + \gamma_p)}{\Pi\, C}}\,, \qquad (4.39)$$

gdzie: σ_F - naprężenie zniszczenia występów chropowatości,
γ - energia powierzchniowa,
γ_p - energia odkształcenia plastycznego,
C - długość możliwej szczeliny.

W typowych przypadkach zużycia kontaktowego obserwuje się prawidłowość, że $\gamma << \gamma_p$. Jednak obecność w obszarze styku substancji powierzchniowo aktywnych może zmienić wielkość lokalnego odkształcenia plastycznego obniżając jednocześnie wielkość σ_F (tzw. wewnętrzny efekt Rebindera, [18]) lub ułatwiać zarodkowanie i rozprzestrzenianie się szczelin powierzchniowych (tzw. zewnętrzny efekt Rebindera, [18]).

Warunki obciążenia i geometria styku decydują o formie zniszczenia kontaktowego. W tablicy 4.3 [19] przedstawiono typowe przypadki zużycia kontaktowego, natomiast w tablicy 4.4 [18] podano warunki kontaktu i liczbę cykli prowadzącą do zniszczenia nierówności w styku. Zniszczenie to może występować w czasie 1 cyklu lub posiadać charakter zmęczeniowy, kiedy zniszczenie wystąpi po n cyklach.

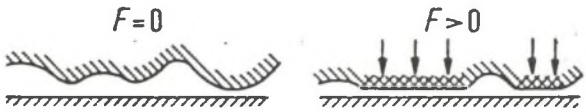
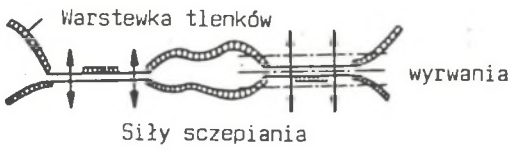
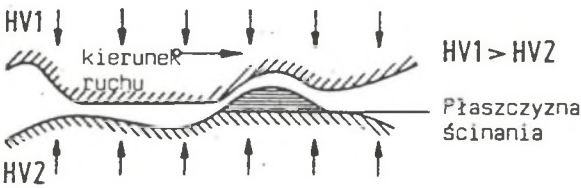
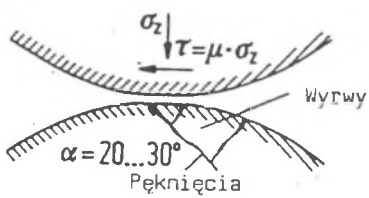
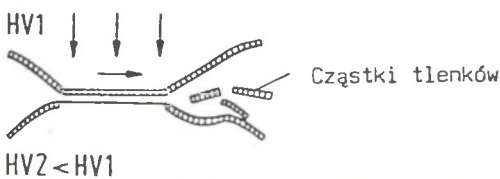
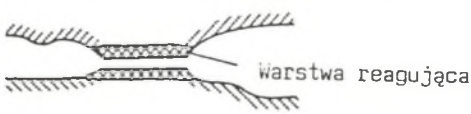
Dla kontaktu sprężystego (poz. 1 - tabl. 4.4) ilość cykli do zniszczenia można określić z wyrażeń (4.40) i (4.41).

$$n_S = (\sigma_o/\sigma)^{ts}\,, \qquad (4.40)$$

$$n_S = (\sigma_o/\psi\tau)^{ts}\,, \qquad (4.41)$$

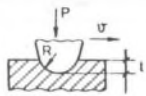
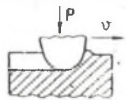
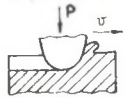
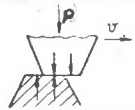
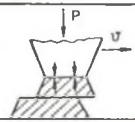
Tablica 4.3

Rodzaje zużycia kontaktowego [19]

Lp.	Schemat zużycia	Rodzaj zużycia
1		Odkształcenie plastyczne
2		Zużycie adhezyjne
3		Zużycie ścierne
4		Zmęczenie powierzchniowe (pitting)
5		Zużycie ścierne warstewki tlenków
6		Zużycie warstewki reakcyjnej

Tablica 4.4

Warunki kontaktu i liczba cykli prowadząca do zniszczenia [18]

Lp.	Charakter oddziaływania	Schemat kontaktu	Warunki kontaktu	Liczba cykli "n" prowadząca do zniszczenia	Proponowana nazwa
1	mechaniczny		$1/R<5,4\ (c\ R_e/E)^2$ $1/R<0,01$ stałe, $<0,0001$ met.nieżelazne	$n \to \infty$	sprężyste
2			$1/R>5,4\ (c\ R_e/E)^2$	$1 < n < \infty$	plastyczne przy opływie materiału wokół nierówności
3			$1/R>0,5\ (1-2\tau/R_e)$	$n \to 1$	mikroskrawanie
4	molekularny		$\tau/R_e<0,5$	$n \to \infty$	adhezyjne (bez przeniesienia materiału)
5			$\tau/R_e>0,5$	$n \to 1$	kohezyjne (z przeniesieniem materiału)

Gdzie: σ_z - naprężenie normalne w styku, R_e - granica plastyczności, τ - naprężenie styczne w styku, l - głębokość wnikania nierówności, R - promień nierówności, n - liczba cykli prowadząca do zniszczenia nierówności, c - stała.

gdzie: n_s - ilość cykli do zniszczenia nierówności przy kontakcie sprężystym,
σ_o - wytrzymałość doraźna,
σ - naprężenie normalne w styku,
τ - naprężenie styczne w styku,
ψ - współczynnik (3÷5),
t_s - stała materiałowa (3÷14).

Przy kontakcie plastycznym, typowym dla zniszczenia niskocyklicznego, ilość cykli do zniszczenia nierówności w styku jest określona z zależności:

$$n_p = (e_o/e)^{tp} \quad , \tag{4.42}$$

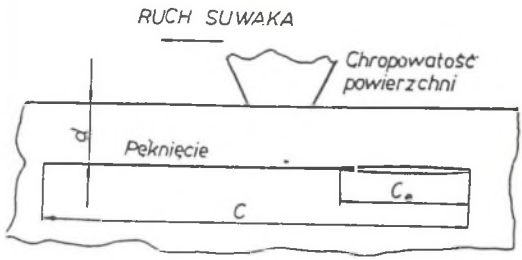
gdzie: n_{pl} - ilość cykli do zniszczenia nierówności przy kontakcie plastycznym,
e_o - wydłużenie krytyczne do zniszczenia materiału,
e - odkształcenie w efekcie tarcia,
t_p - stała materiałowa, (2÷3).

4.6.1. Zastosowanie mechaniki pękania do oceny zużycia napoin

W opisie ilościowym zużycia kontaktowego wykorzystuje się najczęściej ogólny model Archarda [20] z 1953r., opisujący fenomenologiczne zależności pomiędzy zużyciem objętościowym a obciążeniem normalnym w kontakcie ślizgowym, drogą tarcia i twardością zużywanego tworzywa. Ponadto wykorzystuje się teorię delaminacji Suha [21] z 1973r., sprowadzającą się do zużycia ściernego kolejnych warstw w efekcie procesów zmęczeniowych. W tej ostatniej teorii wykorzystuje się mechanikę pękania. Fleming i Suh [22,23] w 1977 przedstawili modele wzrostu szczeliny równoległej do powierzchni tarcia pod wpływem kolejnych przejść pojedynczej chropowatości (rys. 4.27). Wzrost ten jest zgodny z równaniem Parisa, opisującym wzrost szczeliny zmęczeniowej

$$\frac{dC}{dN} = \beta \, (\Delta K)^n \quad , \tag{4.43}$$

gdzie: dC - przyrost szczeliny,
dN - przyrost cykli zmęczeniowych,
ΔK - zakres współczynnika intensywności naprężeń,
β, n - stałe materiałowe.



Rys. 4.27. Schemat wzrostu szczeliny równoległej do powierzchni zużycia

Przy określeniu współczynnika intensywności naprężeń K celowo nie określono, czy przyrost szczeliny zależy od sposobu zniszczenia I lub II, względnie kombinacji obydwu sposobów zniszczenia. Wiadomo tylko, że jest niemożliwy sposób zniszczenia III. Gdy wierzchołek szczeliny jest ściskany, wielkość zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK zdąża do zera, natomiast przy naprężeniach rozciągających wielkość ΔK zależy od poziomu normalnych naprężeń stykowych σ_n, współczynnika tarcia μ, długości szczeliny w obszarze rozciąganym C_e oraz odległości pęknięcia od powierzchni tarcia d. Fleming i Suh [22] założyli, że maksimum współczynnika intensywności naprężeń występuje, gdy pęknięcie leży na pewnej stałej krytycznej głębokości d i gdy pewna stała krytyczna efektywna długość pęknięcia C_e znajduje się w obszarze rozciągania, czyli:

$$\Delta K = k\ (\sigma_n,\ \mu,\ d,\ C_e) \tag{4.44}$$

Przy założeniu, że ΔK nie jest funkcją C, po scałkowaniu wyrażenia (4.43) uzyskuje się:

$$C = \beta k^n\ (\sigma_n,\ \mu,\ d,\ C_e)\ N + C_e \tag{4.45}$$

Przy założeniu, że $N = \xi S$, $\xi = \alpha L$, $\delta = \alpha \beta$,
gdzie: ξ - liczba kontaktów chropowatości na jednostkę długości,
S - droga tarcia,
L - obciążenie normalne,
α - współczynnik proporcjonalności,
δ - stała,
otrzymuje się:

$$C = \delta\ k^n\ (\sigma_n,\ \mu,\ d,\ C_e)\ L\ S + C_e \tag{4.46}$$

Jeżeli C x d stanowi wielkość zużytej płaskiej cząstki, to pomnożenie tego wyrażenia przez szerokość (przyjmuje się, że

szerokość zużytej cząstki jest rzędu C_e) pozwala uzyskać wyrażenie stanowiące objętość zużywanego tworzywa V:

$$V = [\delta\ k^n\ (\sigma_n,\ \mu,\ d,\ C_e)\ L\ S + C_e]\ d\ C_e \qquad (4.47)$$

Zakładając, że $\sigma_n = \gamma\ H$, tzn., że naprężenie styku jest proporcjonalne do twardości, otrzymuje się:

$$V = [\delta\ k^n\ (\gamma\ H,\ \mu,\ d,\ C_e)\ L\ S + C_e]\ d\ C_e \qquad (4.48)$$

Ponieważ jednostką k jest iloczyn naprężenia i pierwiastka długości, można wielkość k zastąpić wielkością znormalizowaną, bezwymiarową $\bar{k}$, dokonując przekształceń związanych z wprowadzeniem wielkości "a" stanowiącej połowę długości kontaktowej modelowej nierówności z powierzchnią. Wykorzystując, że $\bar{d} = d/a$, $\bar{C}_e = C_e/a$, $\bar{k} = k/a$, można napisać:

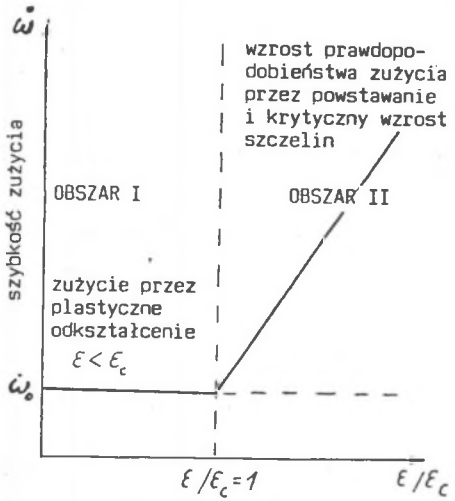
$$V = \left\{ \delta \left[\bar{k}\ (\mu,\ \bar{d},\ \bar{C}_e)\ \gamma\ H \sqrt{a} \right]^n L\ S + C_e \right\} d\ C_e \qquad (4.49)$$

Z analizy wyrażenia (4.49) wynika, że objętość zużytego materiału zależy wprost proporcjonalnie od obciążenia L oraz drogi tarcia S. Jednakże wpływ twardości jest odwrotny niż wynikałoby to z modelu Archarda dla zużycia adhezyjnego, jeżeli prędkość rozwoju pęknięcia (tj. β i n) i liczba kontaktów (tj. α) są niezależne od mechanizmów odpowiedzialnych za wzrost twardości. W tym przypadku wzrost twardości może spowodować wzrost zużycia objętościowego.

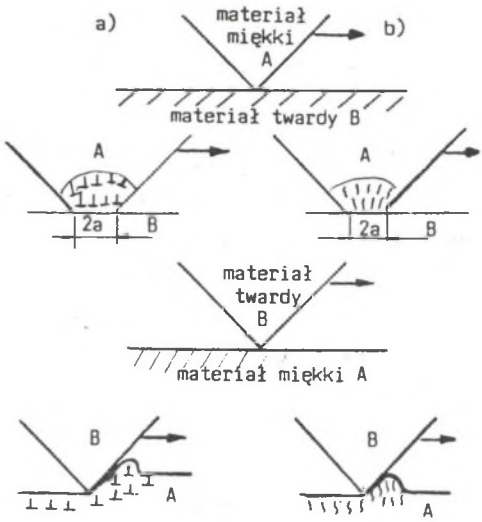
Przypadki odstępstwa od modelu Archarda opisuje Hornbogen w [24]. Przyjęty model wyjaśnia wzrost zużycia wraz ze spadkiem odporności na pękanie rozumianym jako wzrost twardości. Model bazuje na porównaniu odkształcenia towarzyszącego kontaktowi nierówności powierzchni z odkształceniem krytycznym materiału nierówności. Dla przypadków, kiedy odkształcenie rzeczywiste ε w miejscu kontaktu jest mniejsze niż odkształcenia krytyczne ε_c, słuszny jest model Archarda, kiedy zużycie nie zależy od ciągliwości (rys. 4.28). W przypadkach odwrotnych, kiedy $\varepsilon > \varepsilon_c$, rośnie gwałtownie prawdopodobieństwo powstania i wzrostu szczelin, a zarazem wzrostu szybkości zużycia (rys. 4.28 i 4.29). W obszarze II (rys. 4.27) odporność na zużycie może wyraźnie maleć ze wzrostem twardości [29].

Wszystkie przyjmowane modele wymagają oszacowania stałych. Na przykład w przypadku wzoru (4.49) wartość γ może być przyjęta jako 1. β i n może być przyjęte ze standardowych danych zmęczeniowych, μ musi być przyjęte jako parametr dla pary ślizgowej, d

i C_e mają być określone doświadczalnie. Największą trudność stanowi znalezienie wartości α.



Rys. 4.28. Schemat zależności szybkości zużycia od wielkości stosunku $\varepsilon/\varepsilon_c$: I - obszar ważności modelu Archarda, II - obszar, w którym o zużyciu decyduje ilość i wzrost krytyczny powstałych szczelin



Rys. 4.29. Schemat zużycia w przypadkach współpracy materiałów twardych z miękkimi: a) zużycie przez odkształcanie, b) zużycie przez powstawanie i wzrost szczelin, ⊥ - dyslokacje, ~ - mikropęknięcia

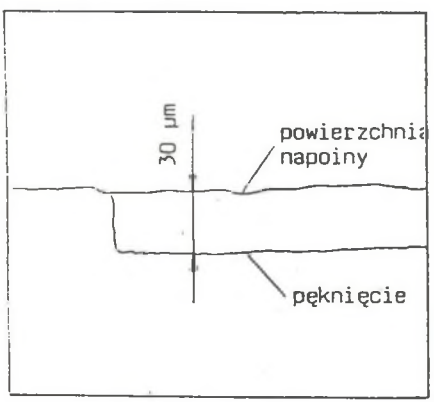
Z prac [22,23,25+28] wynika, że istnieje charakterystyczna głębokość poniżej powierzchni, na której propaguje pęknięcie, przy czym głębokość ta rośnie ze wzrostem współczynnika tarcia. W dodatku zmiana współczynnika intensywności naprężeń i stąd prędkości rozwoju pęknięcia rośnie ze wzrostem współczynnika tarcia, tzn. szybkość zużywania może być skorelowana z prędkością rozwoju pęknięć. Korelacje nie są jednak dokładnie ustalone [23]. Analizy Rosenfielda [28], związane z podpowierzchniowym pęknięciem, prowadzą do wniosku, że rozwój pęknięcia napędzany jest przez naprężenia ścinające, związane z kontaktem powierzchni chropowatych, ale jest hamowany przez siły tarcia między powierzchniami pęknięcia. Inna analiza Rosenfielda [26], dotycząca mechanizmu zużycia ślizgowego (ściernego), wskazała na podobieństwo tego procesu do mechanizmu sprężysto-plastycznego pękania. Analiza ta dała w wyniku zależność zużycia ślizgowego podobną do zależności Archarda:

$$\dot{\omega} = \frac{k_R \; F}{E \; \varepsilon_w} = \frac{k_R \; F}{\sigma_1} , \qquad (4.50)$$

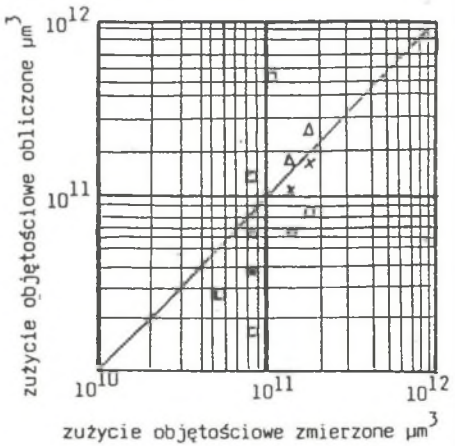
gdzie: $\dot{\omega}$ - szybkość zużywania (współczynnik zużycia),
F - siła wywierana przez punktowe obciążenie na powierzchnię,
E - moduł Younga,
ε_w - krytyczne odkształcenie zużycia,
σ_1 - granica plastyczności,
k_R - współczynnik zużycia.

Autorzy prac [22,29] próbowali wykazać poprawność swoich modeli opisujących zużycie w kategoriach mechaniki pękania poprzez wyznaczenie średniego wymiaru mikrozłączy, jakie tworzą się podczas tarcia.

Z pracy [22] wynika, że połowa długości kontaktu przy tarciu ślizgowym dla niskowęglowych stali wynosi dla $\mu = 0,85$ $3,8 \cdot 10^4 > a > 42$ µm, a dla $\mu = 0,5$ $1,9 \cdot 10^6 > a > 750$ µm. Otrzymane wartości są bardzo duże (przyjmuje się, że a = 10 µm), ale dolne wartości są nie większe niż rząd wielkości a = 10 µm.



Rys. 4.30. Pęknięcia pod powierzchnią napoiny



Rys. 4.31. Porównanie wyników obliczeniowych i eksperymentalnych zużycia napoin:
Δ - MMA, o - MAG, □ - TIG, x - stal 45

Z pracy [29] wynika, że średni wymiar mikrozłącza 2a dla materiałów kruchych wynosi $2a = 10^{-9}$ m (wymiar molekularny), co sugeruje, że ciepło generowane podczas tarcia musi powstawać wskutek bezpośredniej stymulacji atomów na powierzchni do loso-

wych termicznych drgań przez nagłe uwolnienie energii sprężystej, zmagazynowanej w złączu o molekularnych wymiarach. W przypadku materiałów ciągliwych wymiar 2a jest rzędu 10^{-4}+10^{-5} m, co jest w dobrej zgodności ze średnicą cząstek zużycia określonych eksperymentalnie.

Tablica 4.5

Wyniki obliczeń i pomiarów zużycia napoin

Materiał badany	Twardość HV	Zużycie napoiny na średnicy próbki mm	Droga tarcia m	Zużycie objętościowe obliczone μm^3	Zużycie objętościowe zmierzone μm^3
stal 45	185	0,21	12246	$3,7 \cdot 10^{10}$	$8,20 \cdot 10^{10}$
		0,35	36738	$1,1 \cdot 10^{11}$	$1,36 \cdot 10^{11}$
		0,42	36520	$1,7 \cdot 10^{11}$	$1,63 \cdot 10^{11}$
napoina MMA	190	0,21	18840	$6,3 \cdot 10^{10}$	$8,20 \cdot 10^{10}$
		0,35	48042	$1,6 \cdot 10^{11}$	$1,36 \cdot 10^{11}$
		0,42	70650	$2,4 \cdot 10^{11}$	$1,63 \cdot 10^{11}$
napoina MAG	170	0,21	7536	$1,6 \cdot 10^{10}$	$8,20 \cdot 10^{10}$
		0,35	26376	$5,7 \cdot 10^{10}$	$1,36 \cdot 10^{11}$
		0,42	39564	$8,5 \cdot 10^{10}$	$1,63 \cdot 10^{11}$
napoina TIG	233	0,14	3768	$2,9 \cdot 10^{10}$	$5,86 \cdot 10^{10}$
		0,21	22608	$1,7 \cdot 10^{11}$	$8,20 \cdot 10^{10}$
		0,28	56520	$4,3 \cdot 10^{11}$	$1,09 \cdot 10^{11}$

Uwagi: - początkowa średnica próbki ø 25 mm,
- grubość próbki 10 mm,
- przeciwpróbka ø 47 mm, grubość 14 mm, twardość 64HRC,
- naciski Hertza 135 MPa.

W obliczeniach zużycia napoin [30,31] wykorzystano wzór (4.49), zaproponowany przez Fleminga i Suha [22,23], wyprowadzony na podstawie mechaniki pękania. Przedstawione porównanie wyników obliczeniowych zużycia i wyników badań eksperymentalnych (tabl.4.5 i rys. 4.30, 4.31) wskazuje na zgodność wyników co do rzędu wielkości. Uzyskana z badań metalograficznych wielkość

głębokości pod powierzchnią "d", na której propaguje pęknięcie, wynosząca 30 μm (rys. 4.30), jest w dobrej zgodności z danymi literaturowymi [28], gdyż według tego źródła wielkość d = (0,76+0,75)a, gdzie "a" połowa długości kontaktu.

4.6.2. Zużycie kontaktowe napoin o strukturach niejednorodnych

W szeregu przypadkach napawania części maszyn, np. przy napawaniu utwardzającym, napawane ww posiadają strukturę niejednorodną (heterogeniczną), w której można wyróżnić węglikowe fazy twarde w miękkiej osnowie. Za strukturę heterogeniczną uważa się również strukturę martenzytu odpuszczonego, w której można wyróżnić dyskretne fragmenty mikrostruktury [32]. Struktura taka jest wynikiem procesów termodynamicznych w czasie krystalizacji napoiny względnie procesów przemiany struktury w stanie stałym, związanych z cyklem cieplnym napawania lub obróbki cieplnej po napawaniu.

Określenie niejednorodności struktury napoin wymaga:
- znajomości rodzaju struktury dwufazowej, np. struktury typu duplex, komórkowej, dendrytycznej, z siatką po granicach, itp.,
- ilościowej oceny zawartości fazy twardej i osnowy względnie zawartości składników strukturalnych,
- oceny własności granic faz,
- oceny stopnia anizotropowości mikrostruktury.

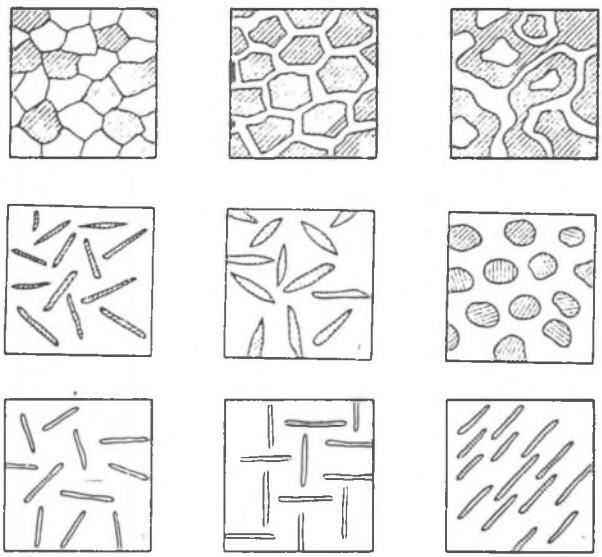
Przykłady niejednorodnych struktur przedstawiono na rys. 4.32.

Do analizy zużycia kontaktowego układów niejednorodnych można przyjąć założenia Archarda [20], że współczynnik zużycia k jako prawdopodobieństwo oderwania się cząsteczki nierówności od powierzchni definiowany jest w następujący sposób:

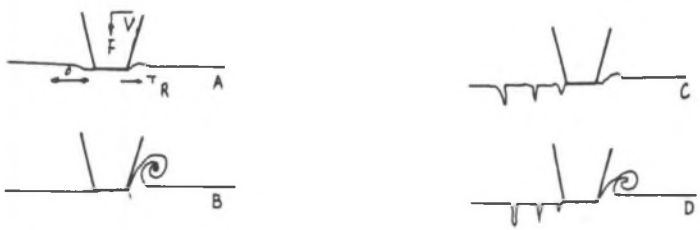
$$k \cong \frac{A_o}{A} \cong \frac{\sigma_z}{H}, \qquad (4.51)$$

gdzie: A_o - rzeczywista powierzchnia kontaktu,
A - powierzchnia nierówności,
σ_z - naprężenie normalne w styku,
H - twardość zużywanego materiału.

Zużycie może następować poprzez odrywanie się cząsteczek fazy twardej, osnowy lub występować na ich granicy. Zatem o zużyciu decyduje twardość poszczególnych faz oraz ogólna twardość napoiny. Również kruchość tych faz może mieć znaczenie przy ocenie odporności napoiny na zużycie kontaktowe.



Rys. 4.32. Przykłady struktur niejednorodnych



Rys. 4.33. Możliwości zużycia kontaktowego napoin: a) odkształcenie plastyczne, b) powstawanie wiórów, c) mikropęknięcia powierzchniowe, d) powstawanie wiórów i mikropęknięcia powierzchniowe

Zużycie kontaktowe napoin o strukturze niejednorodnej ww może prowadzić do:

- wzrostu naprężeń normalnych i stycznych w miejscu styku, które powodują odkształcenia sprężyste i plastyczne,
- ścierania i powstawania produktów tego ścierania, np. wiórów,
- powstawania mikropęknięć powierzchniowych oraz
- ścierania i mikropękania powierzchniowego.

Wymienione formy przedstawiono na rys. 4.33.

W większości przypadków wielkość zużycia kontaktowego napoin jest odwrotnie proporcjonalna do ich ogólnej twardości. Ta prawidłowość jest ogólnie przyjmowana zgodnie z pracami Archarda [20]. W przypadku materiałów niejednorodnych prawidłowość ta jest ważna tylko do pewnej granicznej zawartości fazy twardej (rys. 4.34a,b) [32].

Prawidłowości te występują również przy zużyciu ściernym kompozytów (rys. 4.34c), a zmiana zależności zużycia od twardości wydaje się być związana z przejściem zachowania się materiału od kruchego do plastycznego.

W pracy [32] zużycie materiałów niejednorodnych (rys. 4.35, 4.36) opisane jest wyrażeniem:

$$V = V_\alpha f_\alpha + V_\beta f_\beta = \left(\frac{k_\alpha f_\alpha}{H_\alpha} + \frac{k_\beta f_\beta}{H_\beta} \right) \sigma , \qquad (4.52)$$

gdzie: V - zużycie materiału niejednorodnego,
V_α - zużycie fazy α,
f_α - udział fazy α,
V_β - zużycie fazy β,
f_β - udział fazy β,
H_α - twardość fazy α,
H_β - twardość fazy β,
k_α - współczynnik zużycia fazy α,
k_β - współczynnik zużycia fazy β.

Przy założeniu podobnych mechanizmów zużycia $k_\alpha = k_\beta = k$,

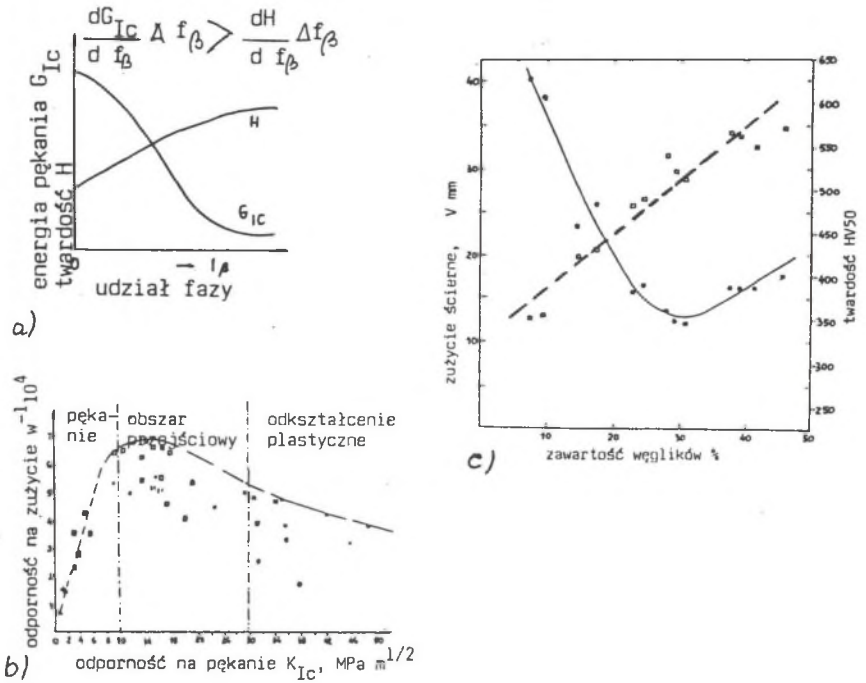
$$V = \sigma k \left(\frac{f_\alpha}{H_\alpha} + \frac{f_\beta}{H_\beta} \right) \qquad (4.53)$$

Przy założeniu, że dla układów niejednorodnych ważne są prawa dla mieszaniny, to twardość ogólna:

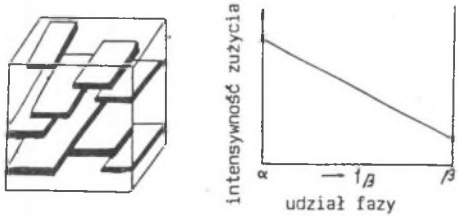
$$H = f_\alpha H_\alpha + F_\beta H_\beta , \qquad (4.54)$$

a po przekształceniach wyrażenia Archarda $V = k\sigma/H$ zużycie materiału niejednorodnego jest równe:

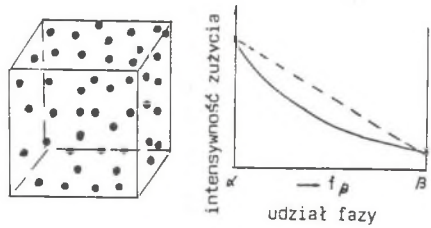
$$V = \frac{V_\alpha V_\beta}{f_\alpha V_\alpha + f_\beta V_\beta} \qquad (4.55)$$



Rys. 4.34. Wpływ twardości i odporności na pękanie napoin na zużycie ścierne: a) zależność odporności na pękanie G_{IC} od twardości, b) wpływ zawartości węglików M_7C_3 na twardość i zużycie ścierne staliwa austenitycznego, c) zależność odporności na ścieranie od odporności na pękanie K_{IC} dla szkieł ceramicznych

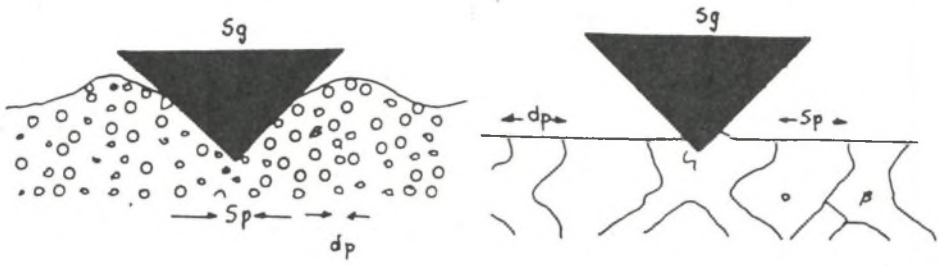


Rys. 4.35. Model zużycia materiału o strukturze lamelarnej z różną zawartością fazy twardej f_β



Rys. 4.36. Model zużycia materiału o strukturze dyspersyjnej z różną zawartością fazy twardej f_β

W przypadku struktury dyspersyjnej (rys. 4.37), kiedy faza twarda β występuje w miękkiej osnowie, tzn. $H_\beta > H_\alpha$, a powierzchnia kontaktu modelowej nierówności jest wyraźnie większa od wymiarów fazy twardej: $S_g \gg d_\beta$, wyrażenia (4.54) i (4.55) są ważne i mogą być wykorzystane do oceny zużycia kontaktowego.



Rys. 4.37. Wpływ obecności fazy twardej β na mechanizm zużycia: a) materiału ze strukturą dyspersyjną, b) materiału ze strukturą siatkową

W przypadku, kiedy faza twarda β występuje w postaci siatki po granicach ziarn fazy miękkiej α, dporność na zużycie kontaktowe jest tylko funkcją zawartości fazy twardej β.

$$V^{-1} \approx V_\beta^{-1} f_\beta = \frac{f_\beta H_\beta}{k_\beta \sigma_z}, \qquad (4.56)$$

gdzie V^{-1} - odporność na zużycie kontaktowe.

Analizując wpływ obciążenia (nacisku), które dla napoin o strukturze z różną dyspersją fazy twardej β stwarza możliwość kontaktu nierówności o wielkości d_p porównywalnej z odległościami SP między wydzielaniami fazy twardej β, można stwierdzić, że istnieje pewne krytyczne obciążenie σ_{zc}, przy którym o odporności na zużycie decyduje również tylko udział fazy twardej β

$$V^{-1} = \frac{f_\beta H_\beta}{k_\beta \ (\sigma_z < \sigma_{zc})} \qquad (4.57)$$

Kiedy wzrost udziału fazy twardej β powoduje wzrost kruchości napoiny, to o odporności na zużycie decydować będzie stosunek wielkości szczeliny krytycznej a_c do wielkości d_β fazy twardej [32]. Stosunek ten określa przejście od zużycia, któremu towarzyszy odkształcenie plastyczne (ścinanie nierówności, powstawanie wiórów), do mikropękania powierzchniowego.

Na wielkość zużycia napoin niejednorodnych mogą również wpływać parametry dekohezyjne na granicy faz α i β zmniejszając odporność na zużycie kontaktowe napoin.

Literatura

[1] Wnuk M.P.: Podstawy mechaniki zniszczenia. Materiały Semianrium "Mechanika pękania", Instytut Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa, Politechnika Gdańska, 1975.

[2] Maciejny A.: Kruchość metali. Śląsk, Katowice 1973.

[3] Butnicki S.: Spawalność i kruchość stali. WNT, Warszawa 1975.

[4] Kocańda S.: Zmęczeniowe pękanie metali. WNT, Warszawa 1985.

[5] Radaj D.: Grundlegende Beziehungen der linear elastischen Bruchmechanik. Schweissen und Scheneiden, nr 10, 1971.

[6] Knott J.F.: Fundamentals of fracture mechanics. London, Butterwarths, 1975.

[7] Finkel W.M.: Fizika razruszenija. Metałłurgija, Moskwa 1970.

[8] Rice J.M.: Elastic - plastic fracture mechanics. Materiały konferencji szkoleniowej "Współczesne problemy nieliniowej mechaniki zniszczenia", Jabłonna, czerwiec 1980.

[9] Klimpel A., Dziubiński J.: Podstawy konstrukcji spawanych i zgrzewanych. Podręcznik akademicki, Wydawnictwo Pol.Śl. Gliwice 1991.

[10] Proponowane metody oceny wad z punktu widzenia zniszczenia przez pękanie kruche, Doc IIW-X-749-74.

[11] Paris P., Erdogan F.: A critical analysis of crack propagation laws. Journal of Basic Engineering, Trans. ASME, December, 1963.

[12] Glinka G.: Badanie i analiza prędkości wzrostu szczelin zmęczeniowych. Narada "Ocena odporności materiałów na pekanie", Rydzyna, październik 1980.

[13] Kocańda S., Kocańda A.: Niskocyklowa wytrzymałość zmęczeniowa metali. PWN, Warszawa 1989.

[14] Beitz W., Küttner K.H.: Taschenbuch für den Maschinenbau. Springer-Verlag Berlin, 1987, s.E5.

[15] Uhlig H.: Korrozionnoje rastrieskiwanije pod naprjazenijem. Fracture. Ed. by H. Liebowitz, V.3, Mir, Moskwa 1976, s.692.

[16] Adamiec P. i in.: Optymalizacja procesów konstrukcji i eksploatacji maszyn transportowych. Praca NB GM-606/RT/90. Instytut Transportu Pol.Śląskiej, Katowice 1990.

[17] Gierek A.: Zużycie ścierne metalowych elementów roboczych. Skrypt Pol.Śląskiej nr 1752, Gliwice 1993.

[18] Wybrane zagadnienia zużywania się materiałów w ślizgowych węzłach maszyn. Praca pod red. W.Zwierzyckiego. PWN, Warszawa - Poznań 1990.

[19] Beitz W., Küttner K.H.: Taschenbuch für den Maschinenbau. Springer Verlag, 1987.

[20] Archard J.F.: Contact and rubbing of flat surfaces. Journal Appl. Phys. 24 (1953), pp. 981-988.

[21] Suh N.P.: The delamination theory of wear. Wear, 24, 1973, pp. 111-124.

[22] Fleming J.R., Suh N.P.: Mechanics of crack propagation in delamination wear. Wear, 44 (1977), pp. 39-56.

[23] Fleming J.R., Suh N.P.: The relationship between crack propagation rates and wear rates. Wear, 44 (1977), pp.57-64.

[24] Hornbogen E.: Der Einfluss der Bruchzähigkeit auf den Werschleiss metallischer Werkstoffe. Bruchzähigkeit und Verschleiss, 66 (1975) H.9, pp. 507-511.

[25] Rosenfield A.R.: A shear instability model of sliding wear. Wear, 116 (1987), pp. 319-328.

[26] Rosenfield A.R.: Elastic plastic fracture mechanics and wear. Wear, 72 (1981), pp. 245-254.

[27] Rosenfield A.R.: A fracture mechanics approach to wear. Wear, 61 (1980), pp. 125-132.

[28] Hills D.A., Ashelby D.W.: The initiation of wear cracks. Wear, 70 (1981), pp. 365-371.

[29] Benito de Celis: Theoretical analysis of dry friction in brittle and ductile materials. Wear, 116 (1987), pp. 287-298.

[30] Dziubiński J., Adamiec P.: Zastosowanie mechaniki pękania do oceny zużycia. Zeszyty Naukowe Pol. Świętokrzyskiej, s.Mechanika 50, Kielce 1993, s.121.

[31] Dziubiński J., Adamiec P.: Fatigue Strength of Hard-Faced Parts under Complex Loading, Proceedings of the Int.Conf. on the Joining of Materials, JOM-6, April 5-7, 1993, Helsinger, Denmark.

[32] Hornbogen E.: On microstructures of alloys. Acta Metall. 23 (1984), s.615.

5. PRZEGLĄD WYNIKÓW BADAŃ TRWAŁOSCI ZMĘCZENIOWEJ I KONTAKTOWEJ NAPAWANYCH CZĘSCI MASZYN

5.1. Trwałość zmęczeniowa

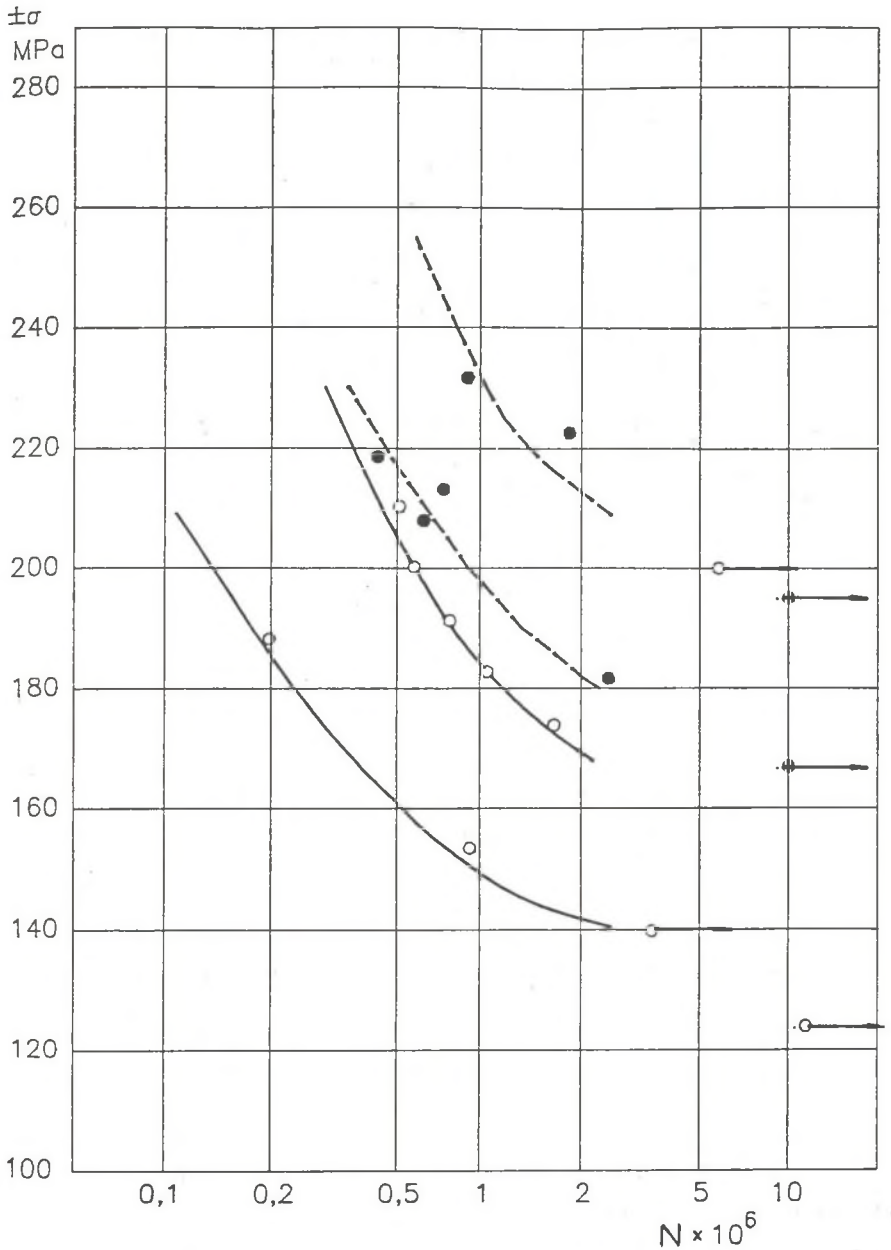
Podstawowymi czynnikami wpływającymi na wytrzymałość zmęczeniową napawanych części maszyn są: warunki napawania, wady w napoinie, naprężenia własne w elemencie i struktura napoiny. Warunki napawania, a więc metoda i technika napawania, jak również grubość warstwy napawanej często wpływają na liczbę i rodzaj wad, czyli obecność koncentratów naprężeń (karbów). Z kolei naprężenia własne w napawanych elementach są związane ze strukturą napoiny i obróbką powodującą zgniot powierzchniowy warstwy napawanej.

5.1.1. Wpływ warunków napawania

Z badań [1] dotyczących napawanych elektrodami zasadowymi po spirali i wzdłużnie wałków ø 50,8 mm (część robocza próbki ø 47,6 mm) ze stali węglowej konstrukcyjnej, obciążonych obrotowym momentem zginającym (f = 50 Hz), wynika że wytrzymałość zmęczeniowa wałków z napoinami wzdłużnymi na bazie $N = 2\ 10^6$ cykli waha się w granicach Z_{go} = 182 -213 MPa, a z napoinami spiralnymi jest niższa i wynosi 142 - 172 MPa (rys. 5.1). Przyczyn obniżonej wytrzymałości zmęczeniowej autorzy dopatrują się w obecności wad między poszczególnymi ściegami napoiny spiralnej.

Wpływ różnych metod napawania wałów korbowych na ich wytrzymałość zmęczeniową przy wahadłowym skręcaniu zestawiono w tablicy 5.1 [2]. Najwyższą wytrzymałość zmęczeniową czopów wałów korbowych, równą wytrzymałości nowych wałów, uzyskano stosując napawanie łukiem krytym i obróbkę cieplną (hartowanie i odpuszczanie).

Bardzo korzystną metodą regeneracji jest natryskiwanie plazmowe. Wyniki badań wytrzymałości zmęczeniowej na bazie $5\ 10^6$ cykli, przy obrotowym zginaniu wałków ø 70 mm ze stali konstrukcyjnej 0,37% C, natryskiwanych plazmowo warstwą Ni lub Ni+Cr, podano w tablicy 5.2 [3]. Z tablicy 5.2 wynika, że wytrzymałość zmęczeniowa wałków napawanych jest zbliżona do wytrzymałości materiału rodzimego.



Rys. 5.1. Wytrzymałość zmęczeniowa wałków napawanych: o - napawanie po spirali, ● - napawanie podłużne na długości l = 63,5 mm

Tablica 5.1

Wytrzymałość zmęczeniowa czopów wałów korbowych zregenerowanych przez napawanie

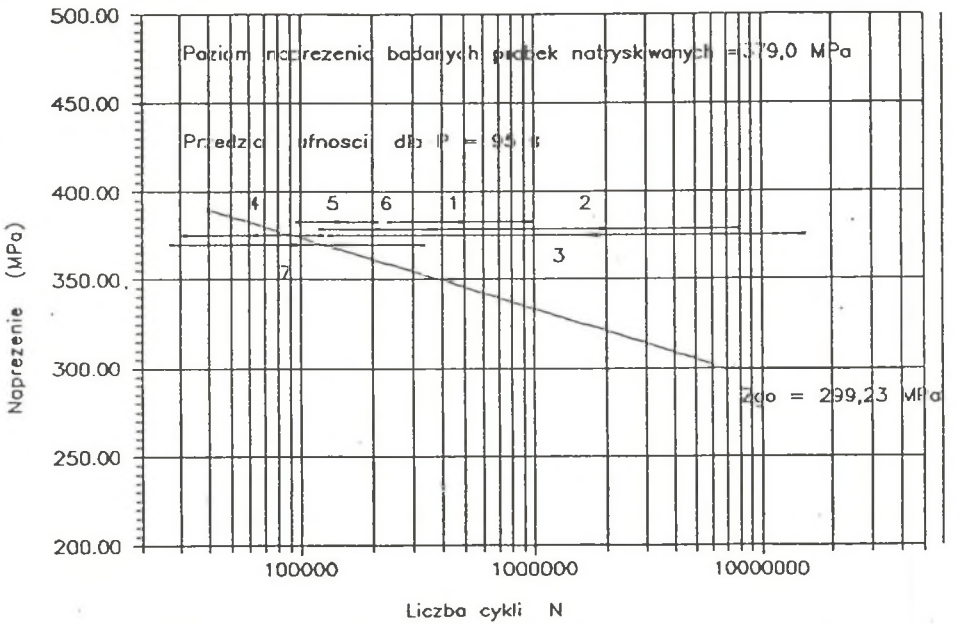
Nr serii	Wały korbowe poddane badaniom	Z_{so} MPa	Z_{so} %
1	Nowe	71,0	100,0
2	Napawane wibrostykowo od przejścia do przejścia. Strefy przejściowe nie napawane	32,5	45,8
3	Napawane wibrostykowo od środka czopów do przejść. Strefy przejściowe nie napawane	31,5	44,4
4	Napawane pod topnikiem z domieszką grafitu. Strefy przejściowe nie napawane	45,0	63,5
5	Napawane pod topnikiem, następnie wysoko odpuszczane i hartowane. Strefy przejściowe napawane i obrobione mechanicznie	71,0	100,0
6	Napawane w CO_2. Strefy przejściowe nie napawane	43,0	60,5
7	Napawane wibrostykowo od środka czopów do przejść. Przejścia napawane i obrobione mechanicznie	26,0	36,6
8	Napawane pod topnikiem z domieszką grafitu i żelazochromu. Strefy przejściowe nie napawane	44,0	61,8
9	Napawane pod topnikiem z domieszką grafitu i żelazochromu. Strefy przejściowe napawane i obrobione mechanicznie	50,0	70,4

Tablica 5.2

Wytrzymałość zmęczeniowa wałków natryskiwanych plazmowo

Lp.	Materiał rodzimy	Materiał do piaskowania	Materiał dodatkowy		Z_{go} MPa
			Warstwa podkładowa	Warstwa wierzchnia	
1	Stal konstr.	-	-	-	240
2	Stal konstr.	Korund 0,3 mm	-	100%Ni	230
3	Stal konstr.	Korund 1,0 mm	-	100%Ni	230
4	Stal konstr.	Korund 0,3 mm	96%Ni 4%Al	9,5%Cr 86% Ni 2,5%Si	220
5	Stal konstr.	Korund 1,0 mm	96%Ni 4%Al	9,5%Cr 85%Ni 2,5%Si	230

Porównanie wpływu natryskiwania gazowego i plazmowego na wytrzymałość zmęczeniową wałków ø 12 mm ze stali 20 (rys. 5.2) wskazuje na znacznie lepsze wyniki w przypadku natryskiwania plazmowego [4].



Rys. 5.2. Wykres zmęczeniowy Wöhlera dla próbek ze stali 20 oraz wartości przedziałów ufności próbek natryskiwanych z uwzględnieniem wartości przedziału ufności dla jednej serii próbek nie natryskiwanych. Naprężenia odniesiono do przekroju rdzenia próbki.
Odnośniki liczbowe:
1 - próbki natryskiwane plazmowo proszkiem Fe-Cr, 2 - próbki natryskiwane plazmowo proszkiem Fe-Cr z warstwą podkładową z molibdenu (Mo), 3 - próbki natryskiwane plazmowo proszkiem Fe-Cr z warstwą podkładową z aluminku niklu (NiAl), 4 - próbki natryskiwane gazowo proszkiem Ni-Cr, 5 - próbki natryskiwane gazowo proszkiem Ni-Cr z przetapianiem, 6 - próbki natryskiwane gazowo proszkiem Ni-Cr z warstwą podkładową z aluminku niklu (NiAl), 7 - seria próbek nie natryskiwanych

Porównanie wpływu napawania łukiem krytym taśmą i drutem na wytrzymałość zmęczeniową wałków ø 70 mm ze stali konstrukcyjnej 0,35% C (tabl. 5.3) wskazuje, że w jednym i drugim przypadku następuje obniżenie wytrzymałości w stosunku do materiału rodzimego. Przyczyną obniżenia wytrzymałości były wady w postaci por i wtrąceń niemetalicznych [5].

Tablica 5.3

Wyniki badań zmęczeniowych próbek ze stali 35

Lp.	Charakterystyka próbek	Z_{go} MPa
1	Próbki materiałowe	200
2	Próbki napawane elektrodą taśmową pod topnikiem	150
3	Próbki napawane drutem SW-08A pod topnikiem	145

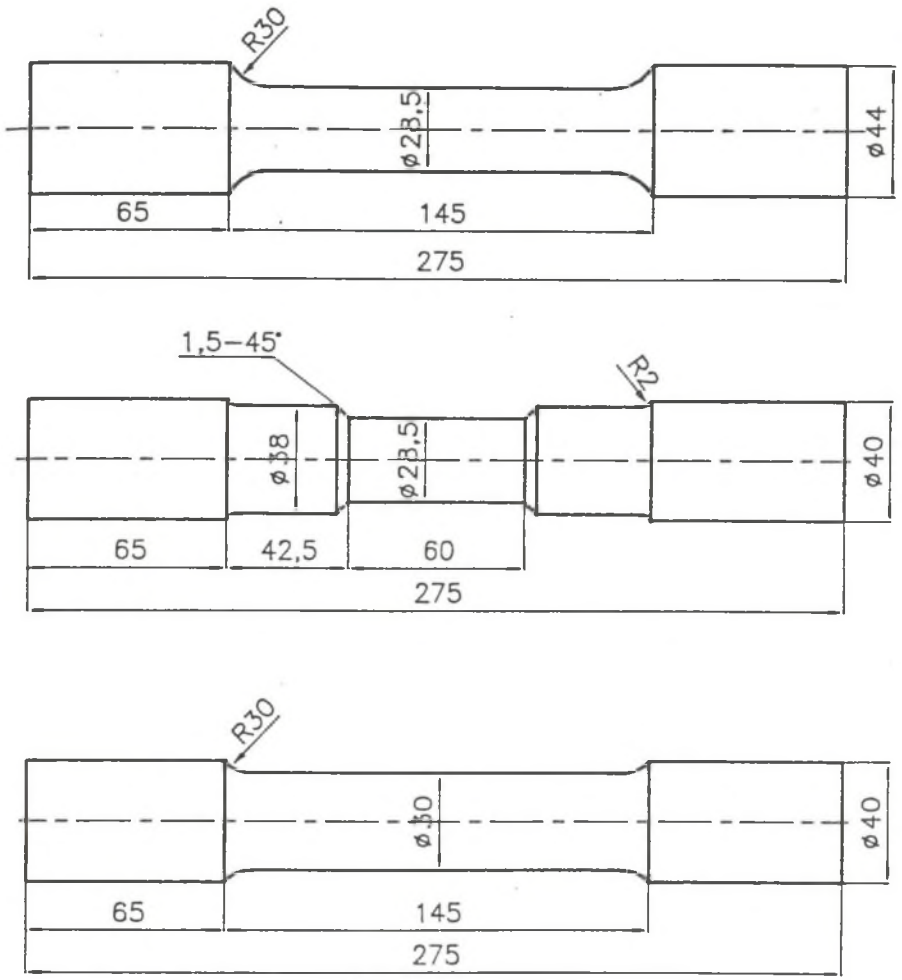
Wyniki badań zmęczeniowych przy obrotowym zginaniu wałków ø 30 mm (rys. 5.3) ze stali 45, napawanych elektrodami EA146, EN200B i EN450B, zestawiono w tablicy 5.4 [6-8]. Z tablicy tej wynika, że ze wzrostem twardości warstwy napawanej rośnie wytrzymałość zmęczeniowa Z_{go}. Wzrost wytrzymałości zmęczeniowej próbek wyżarzonych odprężająco wynosi 6+10%. Wyżarzanie normalizujące powoduje niewielki wzrost wytrzymałości zmęczeniowej. Wzrost wytrzymałości zmęczeniowej z twardością warstwy jest związany również zapewne ze strukturą napoin i związanymi z tym naprężeniami własnymi, o czym autor pracy jednak nie wspomina.

Tablica 5.4

Wytrzymałość zmęczeniowa napawanych elementów

Materiał elektrody	Twardość HB	Obróbka cieplna po napawaniu	Z_{go} MPa
Stal 45	180	Wyżarzanie normalizujące	253
		bez obróbki	141
EA146	140	Wyżarzanie odprężające	150
		Wyżarzanie normalizujące	157
		bez obróbki	162
EN200B	200	Wyżarzanie odprężające	173
		Wyżarzanie normalizujące	174
		bez obróbki	196
EN450B	450	Wyżarzanie odprężające	218
		Wyżarzanie normalizujące	203

Wpływ metod napawania elektrodami otulonymi, w osłonie CO_2, w osłonie mieszanki 80% Ar + 20% CO_2 i plazmowo na wytrzymałość zmęczeniową wałków ø 42 mm ze stali 45, poddanych jednostronnemu rozciąganiu, przedstawiono w tabl. 5.5 [9-11].



Rys. 5.3. Próbki do badań wytrzymałości zmęczeniowej:
a) do napawania całej powierzchni pomiarowej,
b) do napawania części powierzchni pomiarowej,
c) po obróbce mechanicznej

Tablica 5.5

Wytrzymałość zmęczeniowa elementów napawanych ze stali 45

Opis próbek	Z_{rj} MPa $N=10^5$	$P_p=50\%$ $N=2\ 10^6$
1	2	3
Materiał rodzimy w stanie normalizowanym	498,8	365,2
Napawane łukowo-ręcznie, po obwodzie, elektrodami EB150. Grubość warstwy napawanej g = 3,5 mm. Stan surowy	380,0	236,3
Napawane łukowo-ręcznie, po obwodzie, elektrodami EB150. Grubość warstwy napawanej g = 2,5 mm. Stan surowy	419,1	293,1
Napawane łukowo-ręcznie, po obwodzie, elektrodami EB150. Grubość warstwy napawanej g = 2,5 mm. Stan normalizowany	421,1	285,0
Napawane łukowo-ręcznie, po tworzącej, elektrodami EB150. Grubość warstwy napawanej g = 2,5 mm. Stan surowy	477,0	321,8
Napawane łukowo-ręcznie, po tworzącej, elektrodami EB150. Grubość warstwy napawanej g = 2,5 mm. Stan normalizowany	456,4	330,4
Napawane w osłonie CO_2, po obwodzie. Grubość warstwy napawanej g = 2,5 mm. Stan surowy	413,8	292,4
Próbki cylindryczne napawane w osłonie CO_2, po obowdzie. Grubość warstwy napawanej g = 1 mm. Stan surowy	347,8	220,9
Próbki cylindryczne napawane w osłonie CO_2, po obwodzie. Grubość warstwy napawanej g = 1 mm. Stan normalizowany	341,0	313,9
Napawane w osłonie mieszanki Ar + CO_2, po obwodzie. Grubość warstwy napawanej g = 2,5 mm. Stan surowy	415,1	286,8
Napawane w osłonie mieszanki Ar + CO_2, po obwodzie. Grubość warstwy napawanej g = 2,5 mm. Stan normalizowany	416,4	304,0
Próbki cylindryczne napawane plazmowo, po obwodzie. Grubość warstwy napawanej g = 1 mm. Stan surowy	359,7	217,1
Próbki cylindryczne napawane plazmowo, po obwodzie. Grubość warstwy napawanej g = 1 mm. Stan normalizowany	334,1	210,7

Z przedstawionych badań wynika, że w przypadku ręcznego napawania elektrodami otulonymi po tworzącej wytrzymałość zmęczeniowa Z_{rj} jest większa niż przy napawaniu po obwodzie. W tym

drugim przypadku występuje bowiem więcej wad. Wytrzymałość zmęczeniowa elementów napawanych elektrodami otulonymi zmniejsza się również ze zwiększeniem grubości warstwy, co również związane jest z większą wadliwością grubszej warstwy. Porównanie wytrzymałości zmęczeniowej wałków napawanych elektrodami otulonymi, w osłonie CO_2, w osłonie Ar + CO_2 w tych samych warunkach (grubość warstwy 2,5 mm, napawanie po obwodzie, bez obróbki cieplnej), wskazuje, że metoda napawania nie ma większego wpływu na wytrzymałość zmęczeniową Z_{rj}, która wynosi ok. 290 MPa. Niższą wytrzymałością zmęczeniową charakteryzują się elementy napawane plazmowo, Z_{rj} = 217 MPa. Autor prac [9-11] nie komentuje jednak tego faktu.

Podobne wyniki wpływu metod napawania na wytrzymałość zmęczeniową wałków uzyskał autor prac [12-14]. Badania te dotyczyły wałków ø 70 mm ze stali 34 HNM, napawanych elektrodami otulonymi wzdłużnie i po spirali, w osłonie CO_2 po spirali oraz plazmowo - obwodowo i poddanych jednostronnemu zginaniu (rys. 5.4, tabl. 5.6). Niską wytrzymałość wałków napawanych plazmowo autor tłumaczy przyklejeniami w miejscu przejścia napoiny do materiału rodzimego.

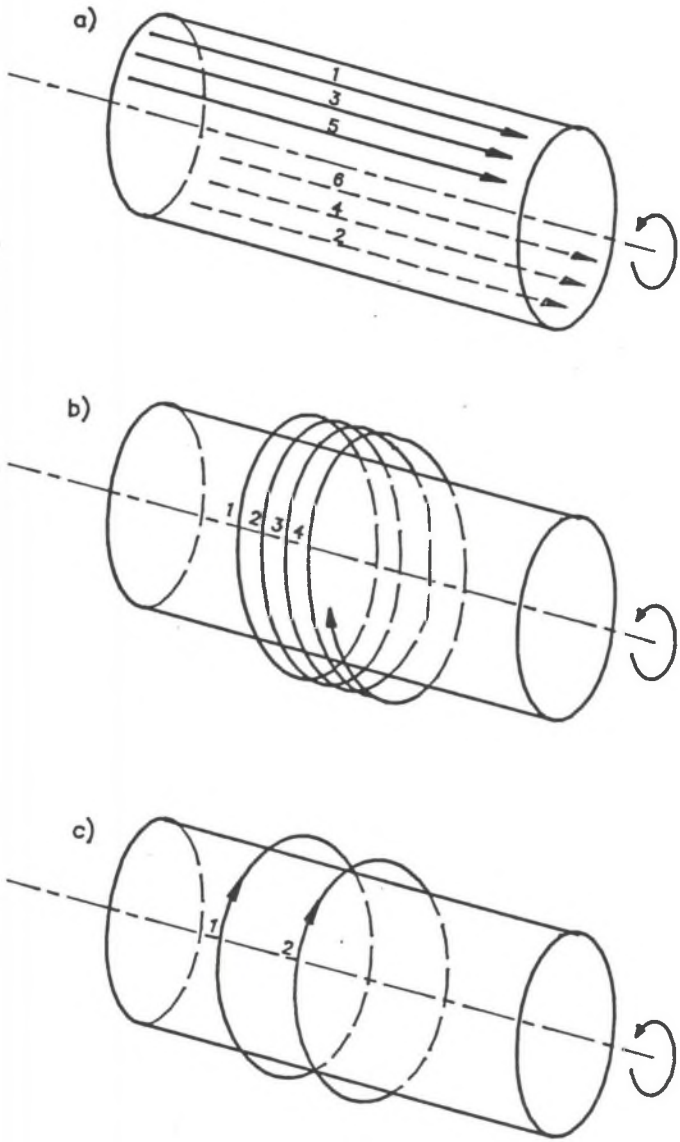
Tablica 5.6

Średnie wartości cykli niszczących próbek ze stali 34 HNM napawanych różnymi metodami

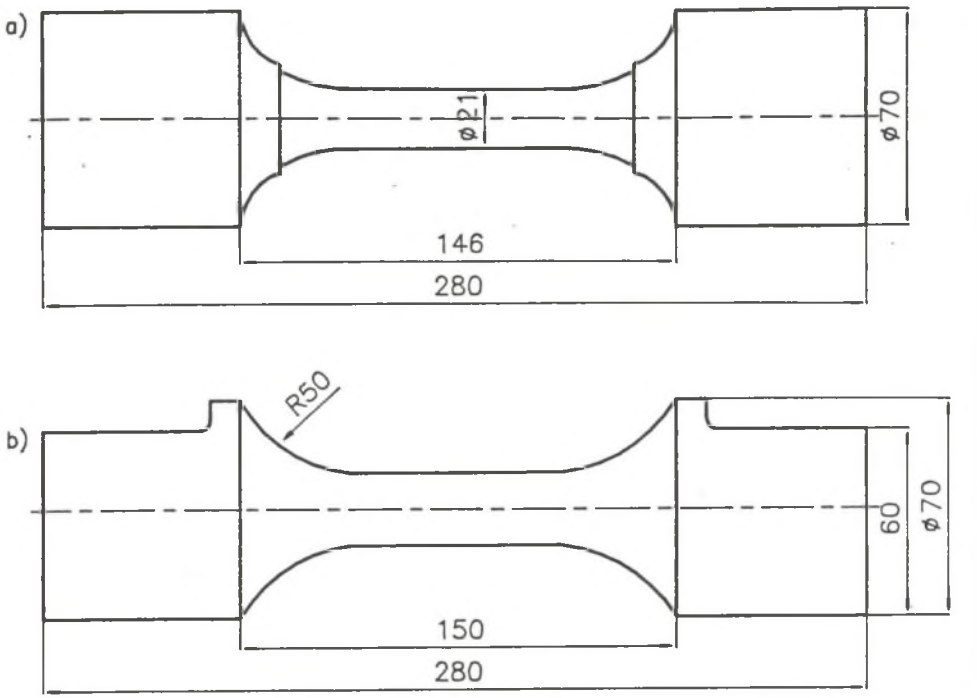
Seria	Metoda napawania	Średnia liczba przeniesionych cykli N
1	Łukowo ręcznie, równolegle do osi próbki (po tworzącej)	159 680
2	Łukowo ręcznie, po spirali	105 140
3	W osłonie CO_2, po spirali	142 140
4	Łukiem plazmowym, obwodowo	68 020
5	Materiał rodzimy	2 329 480

W pracy [15] podano wyniki badań trwałości zmęczeniowej wałów korbowych silnika "Ursus", napawanych drutem stalowym DUR-650 i napylanych plazmowo proszkiem chromu. Z pracy tej wynika, że w zakresie ograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej trwałość próbek wałów regenerowanych jest porównywalna z trwałością próbek wałów nieregenerowanych. Podobne wyniki otrzymano w dalszych pracach tych autorów [16].

Wpływ napawania wzdłużnego różnymi metodami: elektrodami otulonymi EB150, drutem SpG3S w osłonie CO_2 i drutem Sp40G2S1H1 metodą TIG na trwałość zmęczeniową wałków ø 25 mm (rys. 5.5) ze



Rys. 5.4. Schematy napawania różnymi sposobami próbek do badań: a - równolegle do podłużnej osi próbki, b - po spirali, c - obwodowo

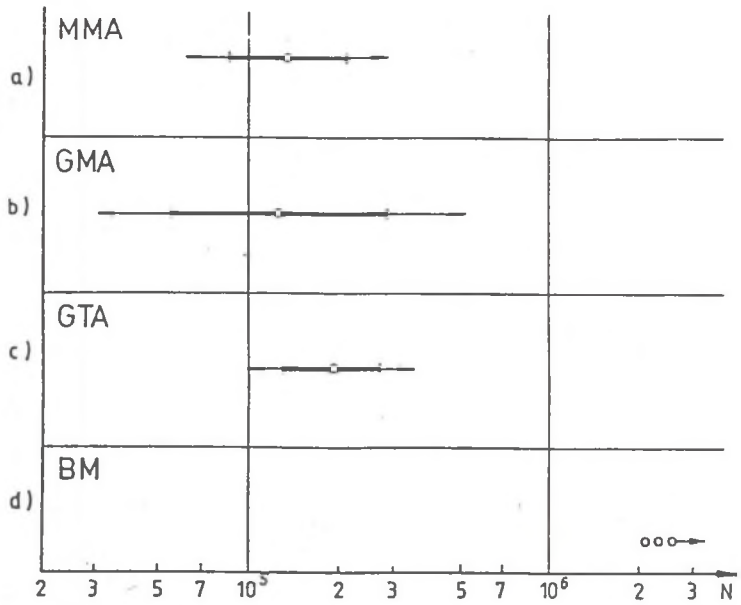


Rys. 5.5. Kształt i wymiary próbek do badań trwałościowych przy złożonym stanie naprężenia: a - przygotowanych do napawania, b - po napawaniu i obróbce mechanicznej

stali 45 zestawiono na rys. 5.6 [17,18]. Badania trwałościowe przeprowadzono na jednym poziomie naprężeń przy równoczesnym zginaniu i skręcaniu ($\sigma_{gmax}/\tau_{smax}$ = 0,5). Po przeprowadzeniu analizy statystycznej wyników stwierdzono, że trwałość zmęczeniowa wałków napawanych ww. metodami w warunkach złożonego stanu naprężeń jest taka sama.

Szersze badania nad wpływem napawania wzdłużnego elektrodami otulonymi EB150 oraz drutem SpG4S w osłonie 80% Ar + 20% CO_2 wałków ø 25 mm ze stali 45 na ich trwałość zmęczeniową w złożonym stanie obciążenia (skręcanie + zginanie $\sigma_{gmax}/\tau_{smax}$ = 3,46) [19] wykazały, że taki wpływ nie istnieje (rys. 5.7).

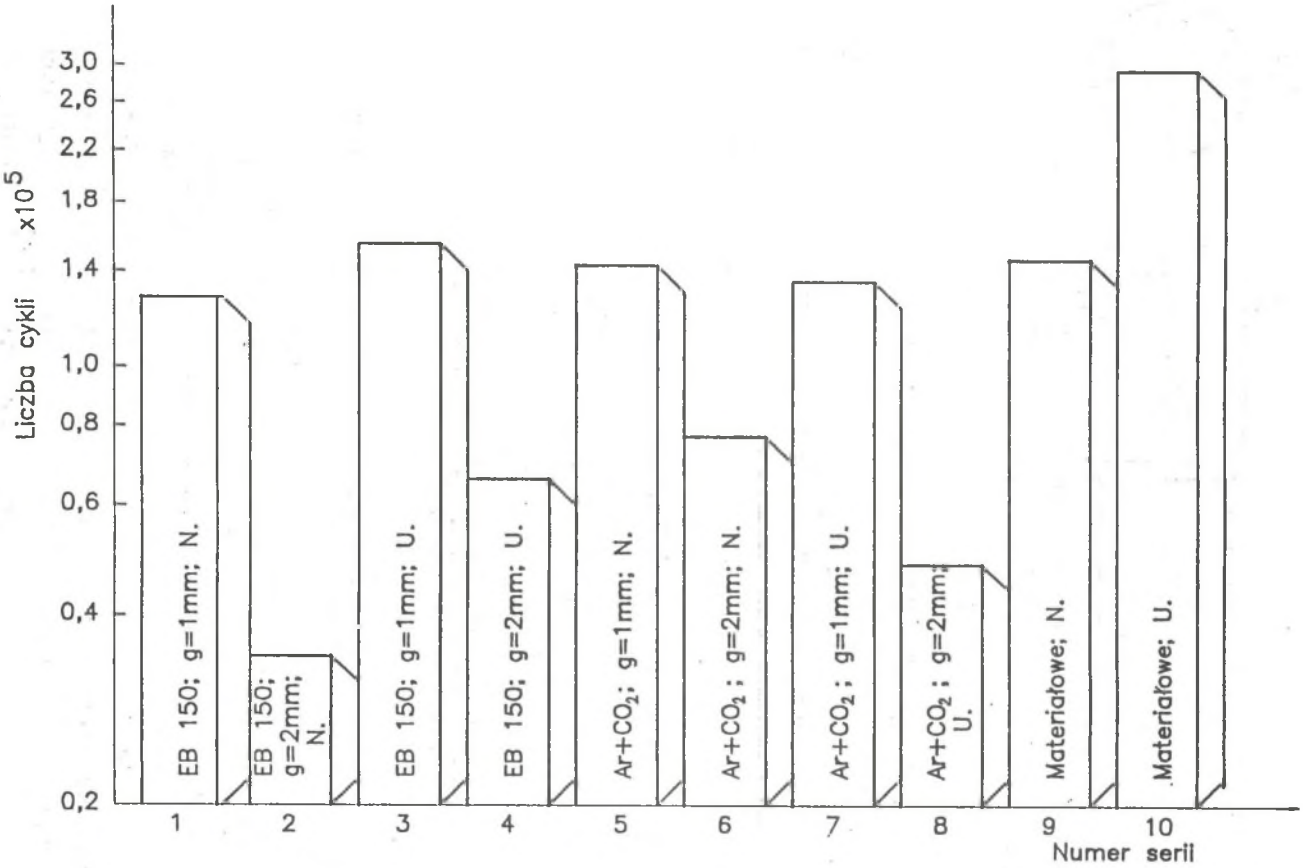
Wpływ warunków technologicznych napawania łukiem krytym na wytrzymałość zmęczeniową wałów ø 115 mm (rys. 5.8) ze stali 40 przedstawiono w tablicy 5.7 [20-22]. Na każdej próbce napawano 3 warstwy obwodowo, a napawane wały wyżarzono normalizująco w temperaturze 850°C z chłodzeniem na powietrzu. Zróżnicowanie trwałości zmęczeniowej zostało powiązane z wadliwością w warstwie napawanej, a wadliwość z techniką napawania i kombinacją



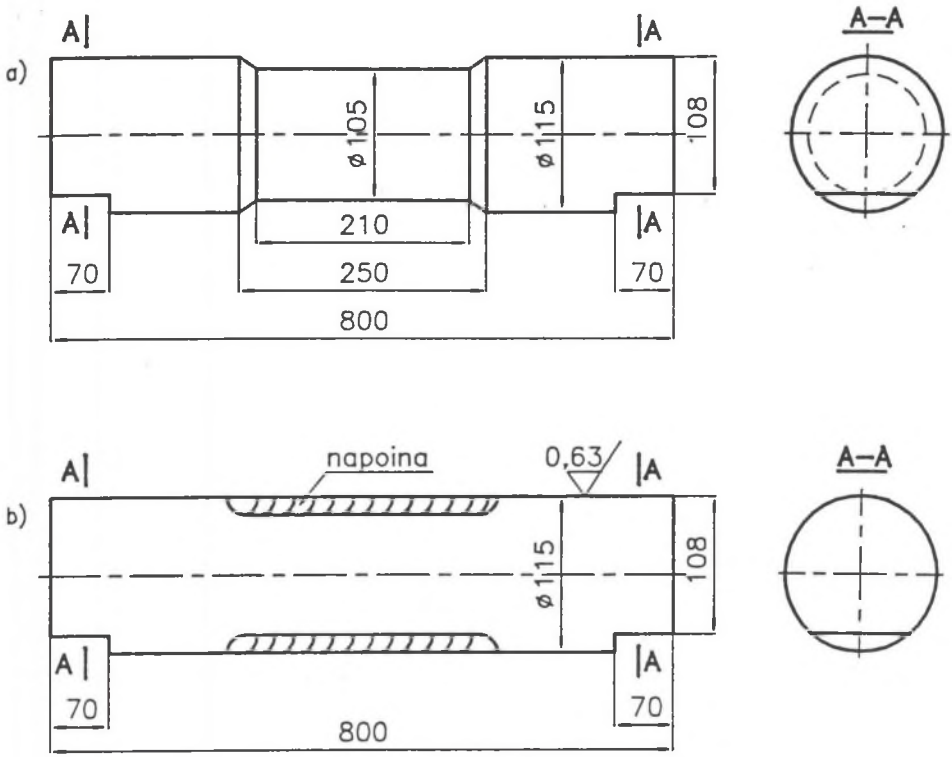
Rys. 5.6. Przedziały ufności dla wartości średniej żywotności próbek napawanych: a) elektrodami otulonymi (MMA), b) w osłonie CO_2 (GMA), c) elektrodą nietopliwą w osłonie argonu (GTA) oraz d) dla materiału rodzimego (BM)

drut-topnik. Technika napawania obwodowego nie dawała możliwości dokładnego usuwania żużla i na złomach próbek były widoczne wady w postaci żużli, od których inicjowane były pęknięcia zmęczeniowe. Na złomach obserwowano także wady w postaci pęcherzy, których ilość związana była z odgazowaniem stopiwa. Ze względu na skład chemiczny drutu i topnika najlepsze odgazowanie następowało przy kombinacjach SpG4N + TA.St.6 oraz Sp40G2S1H1 + TA.St.6 i w tych przypadkach zanotowano największą trwałość wałków napawanych wynoszącą ok. 50% trwałości wałów nie napawanych. W pozostałych przypadkach trwałość ta wynosiła zaledwie ok. 30% trwałości wałów nie napawanych. Należy jednak zaznaczyć, że kombinacje drut-topnik zostały błędnie dobrane.

Badania napawanych wałków ze stali 45 [19] w złożonym stanie obciążenia również wykazały, że ze wzrostem grubości warstwy napawanej zmniejsza się ich trwałość zmęczniowa (rys. 5.7). Związane to jest ze wzrostem wadliwości grubszych warstw.



Rys. 5.7. Średnie wartości trwałości próbek badanych przy równoczesnym zginaniu i skręcaniu. Próbki napawane elektrodami otulonymi EB150, w osłonie mieszanki Ar + CO_2. Grubość napawanych warstw g = 1 mm i g = 2 mm. Po napawaniu próbki wyżarzone normalizująco (N) lub ulepszane cieplnie (U)



Rys. 5.8. Kształt i wymiary wałów do badań: a) przygotowanych do napawania, b) po napawaniu i obróbce mechanicznej

Tablica 5.7

Średnie wartości cykli niszczących wały ze stali 40 napawane łukiem krytym z zastosowaniem różnych kombinacji spoiw i topników

Rodzaj materiałów dodatkowych	σ_{gmax} MPa	σ_{gmin} MPa	Średnia liczba przeniesionych cykli $\bar{N}$
wały nie napawane	380	76	> 2 000 000
SpG1 + TA.St.6	380	76	702 780
SpG4N + TA.St.6	380	76	1 104 360
Sp40G2S1H1 + TA.St.6	380	76	922 000
SpG4N + TNA.St.1	380	76	767 780
Sp40G2SH1 + TNA.St.1	380	76	551 460

5.1.2. Wpływ wad

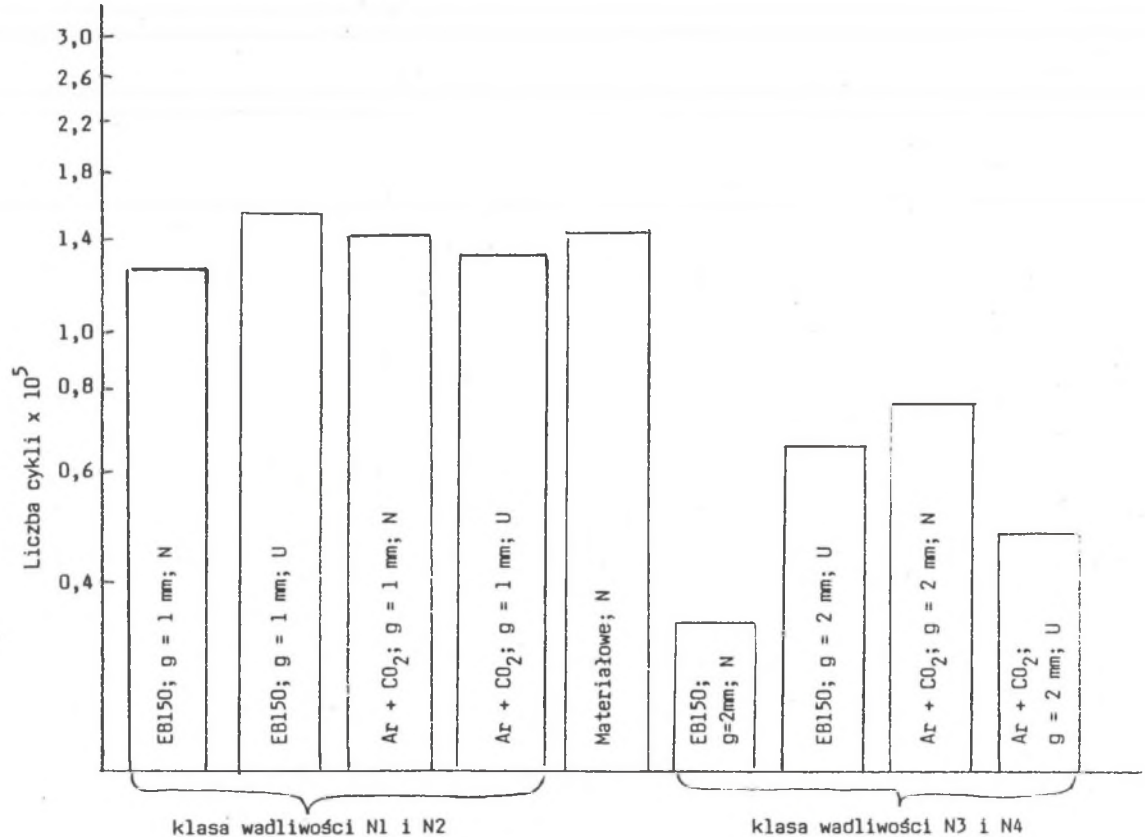
Duży wpływ wad na wytrzymałość zmęczeniową wałków napawanych stwierdzono w pracach [1,23,24]. Wady te to z reguły pęcherze, żużle i miejscowe nieciągłości powstające podczas rozpoczynania napawania poszczególnych ściegów.

Zwłaszcza w przypadku napawania wałków obwodowo lub po spirali (rys. 5.4) elektrodami otulonymi lub łukiem krytym wady w postaci żużli między poszczególnymi ściegami (trudne do usunięcia) są przyczyną obniżonej wytrzymałości napawanych elementów [1, 9-11, 12-14, 20-22].

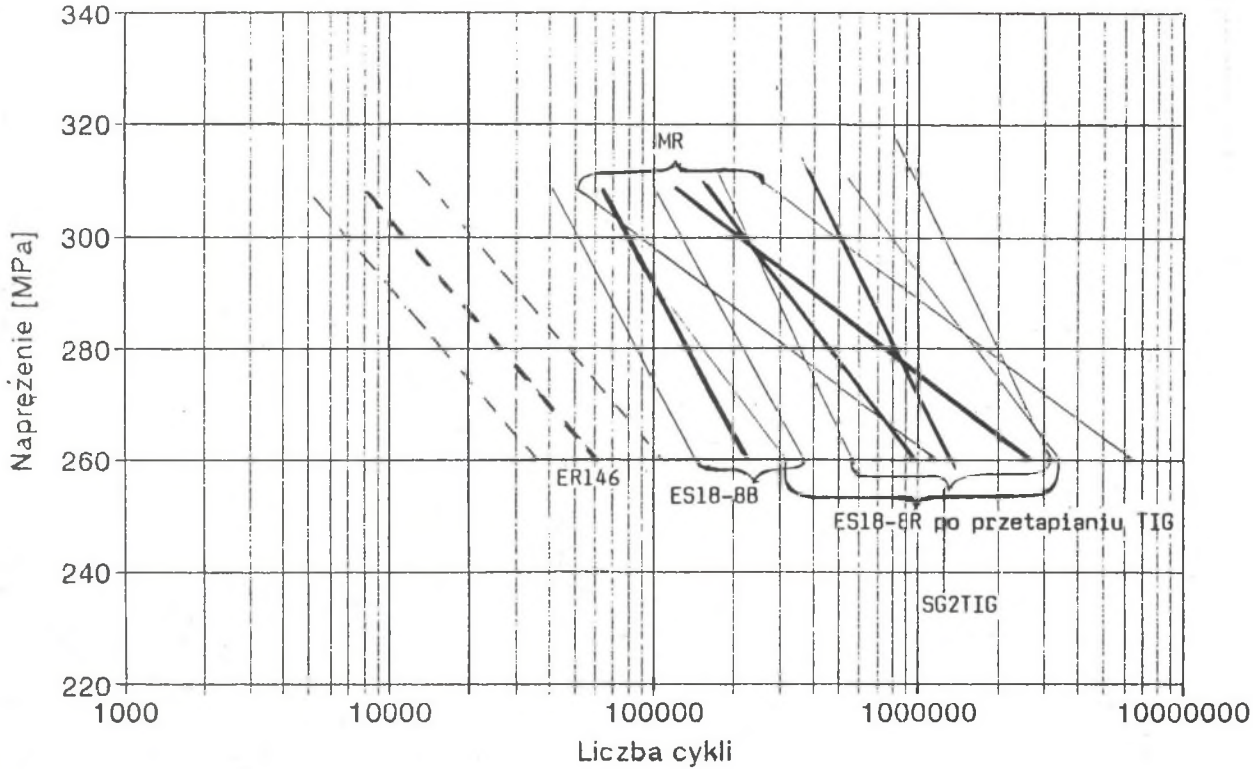
O wadach typu pęcherze i pory, występujących w napoinach, wykonanych w osłonie gazów ochronnych i łukiem krytym, a obniżających wytrzymałość zmęczeniową, są wzmianki w pracach [17,18,19, 20-22].

Próbę oceny ilościowego wpływu wadliwości na trwałość zmęczeniową w złożonym stanie obciążenia wałków ø 25 ze stali 45 napawanych elektrodami otulonymi i w osłonie mieszanki Ar + CO_2 przedstawiono w pracy [25]. Do oceny jakości napoiny przyjęto stosunek powierzchni wad napoiny ujawnionych na zgładzie podłużnym do powierzchni napoiny, zwany parametrem "a" i wyrażony w procentach. Na podstawie wartości tego parametru ustalono pięć klas wadliwości napoin N1 - N5 (tabl. 5.8). Trwałość napawanych elementów w zależności od klas wadliwości zestawiono na rys. 5.9, z którego wynika, że trwałość napawanych wałków zależy głównie od stopnia wadliwości, a nie od metody napawania czy też grubości warstwy ani od obróbki cieplnej po napawaniu. Trwałość napawanych warstw w klasie wadliwości N1 i N2 jest zbliżona do trwałości materiału rodzimego (rys. 5.9).

Badania przyczyn obniżonej trwałości (zginanie obrotowe) wałków ze stali 50 napawanych elektrodami otulonymi ER146 i ES18-8B w stosunku do materiału rodzimego wykazały, że dodatkowe przetopienie warstwy napawanej metodą TIG (elektrodą wolframową w osłonie Ar) lub ułożenie warstwy o tym samym składzie chemicznym w osłonie Ar podwyższa trwałość zmęczeniową napawanych elementów (rys. 5.10) [26] i jest ona zbliżona do wytrzymałości materiału rodzimego. Dzieje się tak dlatego, że podczas wyżej wymienionych zabiegów usuwa się wady w postaci pęcherzy.



Rys. 5.9. Średnie trwałości próbek napawanych poddanych równoczesnemu zginaniu i skręcaniu w zależności od ich klasy wadliwości. Próbki napawane elektrodami otulonymi EB150, w osłonie mieszanki Ar + CO_2. Grubość napawanych warstw g = 1 mm i g = 2 mm. Po napawaniu próbki wyżarzano normalizująco (N) lub ulepszono cieplnie (U)



Rys. 5.10.

Trwałość zmęczeniowa (zginanie obrotowe) wałków ø ze stali 50 (MR), napawanych elektrodami otulonymi (ER146 lub ES18-8B), napawanych elektrodą otuloną i przetopionych (ES18-8R po przetopieniu TIG), napawanych drutem w osłonie argonu (SG2 TIG)

Tablica 5.8

Klasy wadliwości napoin w zależności od parametru "a"

Klasa wadliwości napoiny				
N1	N2	N3	N4	N5
Wartość parametru "a"; %				
a<0,10	0,10<a<0,10	0,20<a<0,30	0,30<a<0,50	a>0,50

5.1.3. Wpływ naprężeń własnych

Obszerne wyniki badań nad wpływem naprężeń własnych na wytrzymałość zmęczeniową podczas zginania obrotowego przedstawiono w pracach [1,23]. Badano napawane wałki ø 60 mm ze stali konstrukcyjnej węglowej (0,5% C) napawane podłużnie, obwodowo i po spirali (rys. 5.4). Po obróbce mechanicznej dwie serie próbek rolkowano powierzchniowo w celu wytworzenia ściskających naprężeń własnych. Wyniki zestawione w tabl. 5.9 wskazują, że zarówno rolkowanie, jak i wyżarzanie odprężające są zabiegami korzystnymi, poprawiającymi wytrzymałość zmęczeniową.

Tablica 5.9

Wytrzymałość zmęczeniowa napawanych wałków wyznaczona na bazie $N=10^7$ cykli

Opis próbek	Z_{go} MPa	%
Materiał rodzimy	217	100
Napawane ściegami podłużnymi	79	36,4
Napawane obwodowo i rolkowane przy nacisku 826 N. Promień rolki r = 5 mm	117,8	54,5
Napawane ściegami podłużnymi i rolkowane przy nacisku 1237 N. Promień rolki r = 5 mm	138	64
Napawane po spirali. Po napawaniu wyżarzone odprężająco	97,6	45,5

O korzystnym wpływie wyżarzania odprężającego (usuwającego naprężenia własne rozciągające) wałków ø 50 mm ze stali węglowej 0,3% C, napawanych wzdłużnie elektrodami otulonymi i po spirali w osłonie CO_2, informuje autor pracy [27]. Wyniki zestawione w tabl. 5.10 wskazują na o ok. 30% wzrost wytrzymałości zmęczeniowej wałków napawanych wzdłużnie i wzrost o 9% wytrzymałości zmęczeniowej wałków napawanych po spirali w stosunku do wałków surowych. Ten drugi, gorszy wynik autor tłumaczy obecnością wad w napoinach.

Badania zmęczeniowe [28] przy obrotowym zginaniu próbek ze stali 45, ø 11 mm napawanych elektrodami OZN, dającymi stopiwo, w którym występują na powierzchni naprężenia ściskające (tabl. 5.11), wskazują na wzrost wytrzymałości zmęczeniowej o 30÷40% w stosunku do próbek napawanych zwykłymi elektrodami E-42. Wyżarzanie odprężające obniża poziom naprężeń własnych w badanych próbkach obniżając ich wytrzymałość zmęczeniową. Usunięcie naprężeń własnych przez wywiercenie otworu w badanych próbkach nie obniżyło wytrzymałości zmęczeniowej próbek napawanych elektrodami E-42, lecz obniżyło wytrzymałość próbek napawanych elektrodami OZN.

Tablica 5.10

Wytrzymałość zmęczeniowa napawanych wałków

Metoda regeneracji i obróbka cieplna	R_e MPa	R_m MPa	Z_{go} MPa $N=10^7$ cykli
Napawane ściegami podłużnymi. Podgrzewane przed napawaniem do temperatury 150°C	310	561	124 - 155
Ściegi podłużne. Po napawaniu wyżarzane w tempepaturze 650°C w czasie 2 godz.			170,5 - 193,7
Napawane po spirali			162,7 - 178,2
Napawane po spirali. Po napawaniu wyżarzane w temperaturze 650°C w czasie 2 godzin	310	561	162,7 - 193,7

Wyniki badań rozkładu naprężeń własnych w próbkach napawanych różnymi elektrodami [28] wskazują, że w przypadku stygnięcia niskowęglowej napoiny chłodny rdzeń przeciwstawia się objętościowemu skurczowi napoiny, w wyniku czego powstają w niej naprężenia rozciągające (krzywa 1, rys. 5.11). Natomiast w przypadku napoin stopowych procesy powstawania struktur bainityczno-

martenzytycznych zwiększają objętość warstwy napawanej. Chłodny rdzeń przeszkadza w tym przypadku nie skurczowi, ale objętościowemu rozszerzeniu się napoiny, co powoduje w niej powstanie naprężeń ściskających (krzywe 2 i 3, rys. 5.11). Podobne wnioski i spostrzeżenia na temat powstania naprężeń własnych w napawanych elementach przedstawiono w pracach [2,29].

Badania przedstawione w pracy [30] wykazały również korzystny wpływ naprężeń własnych ściskających w warstwie napawanej na wytrzymałość zmęczeniową napawanych wałków. Naprężenia ściskające uzyskano przez kulkowanie, a wzrost wytrzymałości w zależności od stopnia zgniotu wynosił 36÷87%.

Tablica 5.11

Wytrzymałość zmęczeniowa próbek napawanych różnymi elektrodami

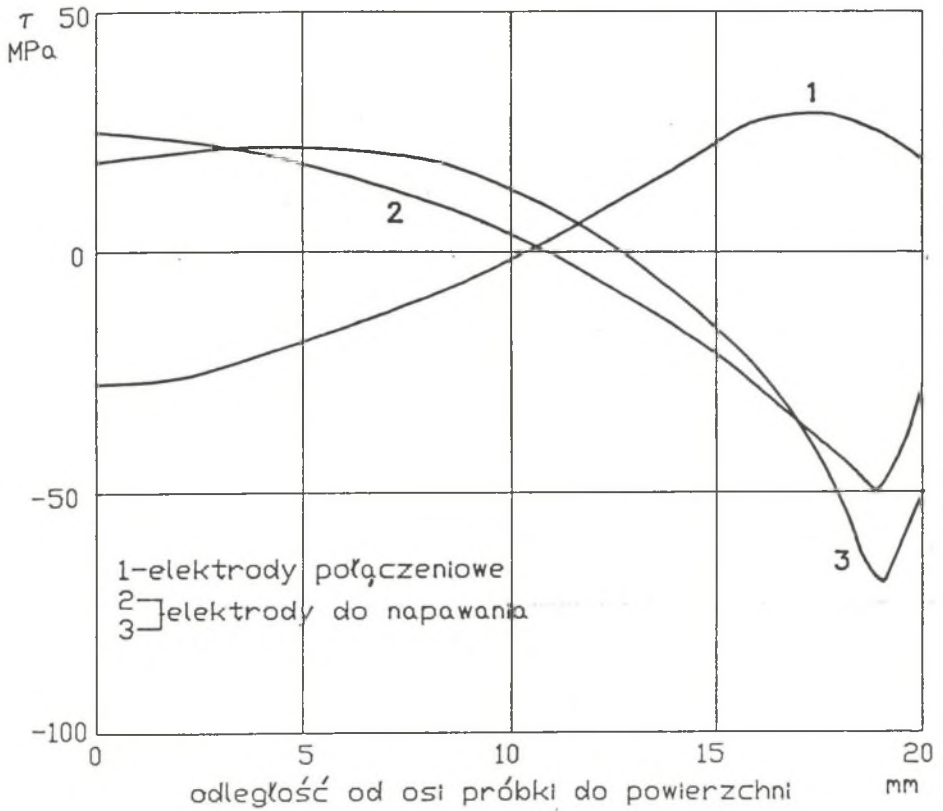
Opis próbek	Z_{go} MPa		N = 5 10^6
	Próbki		
	surowe	wyżarzone odprężająco	z osiowym otworem
Materiał rodzimy - stal 45	265	-	270
Napawane elektrodami E-42 skł.chem stopiwa 0,12% C; 0,56% Mn; 0,3% Si; 0,023% S; 0,025% P	120	106	122
Napawane elektrodami OZN-300 skł.chem.stopiwa 0,16% C; 2,53% Mn; 0,08% Si; 0,024% S; 0,042% P	155	103	131
Napawane elektrodami OZN-400 skł.chem.stopiwa 0,20% C; 3,38% Mn; 0,07% Si; 0,027% S; 0,032% P	172	124	146

Korzystny wpływ rolkowania (wprowadzenie naprężeń ściskających i zgniot powierzchniowy) na wytrzymałość napawanych wałków ze stali 45, wykazano w pracach [6-8]. Z danych zestawionych w tablicy 5.12 wynika, że większy przyrost wytrzymałości zmęczeniowej uzyskuje się dla warstw o mniejszej twardości, gdyż występuje wtedy większy zgniot powierzchniowy i większe naprężenie ściskające.

Tablica 5.12

Wytrzymałość zmęczeniowa napawanych elementów po rolkowaniu (P = 1000 N)

Materiał rodzimy, elektrody	Obróbka cieplna po rolkowaniu	Z_{go} MPa	
		bez rolkowania	po rolkowaniu
Stal 45	wyżarzanie normalizujące	252,5	325
EA146	wyżarzanie normalizujące	156,5	252
EN200B	wyżarzanie normalizujące	174	260
EN450B	wyżarzanie normalizujące	203	262



Rys. 5.11. Rozkład stycznych naprężeń własnych w próbkach ze stali 45, napawanych różnymi elektrodami

5.2. Ocena trwałości kontaktowej napawanych części maszyn

Pękanie napoin jako proces, który może mieć miejsce w czasie napawania lub eksploatacji, jest podstawowym kryterium przydatności metody i technologii do napawania części maszyn. Napawanie stosowane jest jako metoda:

- odtwarzania wymiarów geometrycznych zużytych części maszyn, tzn. jako metoda regeneracji,
- kształtowania własności fizykochemicznych warstwy wierzchniej w procesie technologicznym wytwarzania części maszyn, np. jako metoda utwardzania warstwy wierzchniej.

Napawane części maszyn są obiektami technicznymi, w których z upływem czasu obserwuje się zmniejszenie ich wytrzymałości i trwałości. Zmniejszenie wytrzymałości napawanej warstwy wierzchniej posiada charakter wykładniczy i jest opisane wyrażeniem (5.1), [31]:

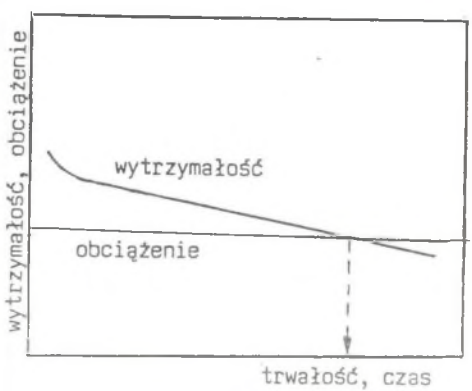
$$\ln = \frac{\sigma_o}{\sigma} = K\, t \exp - \frac{Q}{E}, \qquad (5.1)$$

natomiast jej trwałość wyrażeniem:

$$t = K' \ln \frac{\sigma_o}{\sigma}, \qquad (5.2)$$

gdzie: σ - obciążenie,
σ_o - wytrzymałość doraźna,
t - czas, trwałość,
K, K' - stałe,
Q - energia aktywacji,
E - energia środowiska otaczającego.

Graficznie wyrażenie powyższe przedstawia rys. 5.12.



Rys 5.12. Schemat zależności trwałości od obciążenia

Trwałość zależy od naprężeń σ wynikających z obciążenia i energii otoczenia zwykle reprezentowanej przez temperaturę T. Zwiększenie trwałości może nastąpić poprzez:
- zwiększenie wytrzymałości obiektu σ_o,
- zmniejszenie obciążenia,
- zmianę energii środowiska otaczającego (np. przez zmianę temperatury eksploatacji obiektu).

Podczas eksploatacji części maszyn ich obciążenie może mieć postać:
- obciążenia stałego,
- obciążenia przeważającego stałego,
- obciążenia o cyklicznej zmienności,
- obciążenia losowo zmiennego.

Wymuszenia w postaci obciążenia prowadzą do zużycia napawanej warstwy wierzchniej, która może mieć między innymi postać zużycia zmęczeniowego, ściernego, adhezyjnego względnie zmęczeniowo-stykowego, np. pittingowego.

Rodzaj występującego zużycia zależy od wielkości obciążenia, jego warunków i rodzaju napawanej warstwy wierzchniej i czasu.

Typowy proces zużycia jest opisany przebiegiem Lorentza, rys. 5.13, w którym można wyróżnić trzy okresy, a mianowicie:
- okres docierania o przebiegu degresywnym, w którym obserwuje się dopasowanie mikrogeometrii powierzchni;
- okres normalnej eksploatacji o przebiegu liniowym, w którym obserwuje się stabilne zużycie;
- okres zużycia katastroficznego o przebiegu progresywnym, w którym występuje gwałtowny wzrost uszkodzeń a zarazem bardzo szybki wzrost zużycia.

Wymienione zależności można opisać modelami [32]:
- okresu docierania funkcją wykładniczą, zakładając zużycie początkowe $h_{ve} = 0$:

$$h_v(D) = h_v t^{\alpha} , \tag{5.3}$$

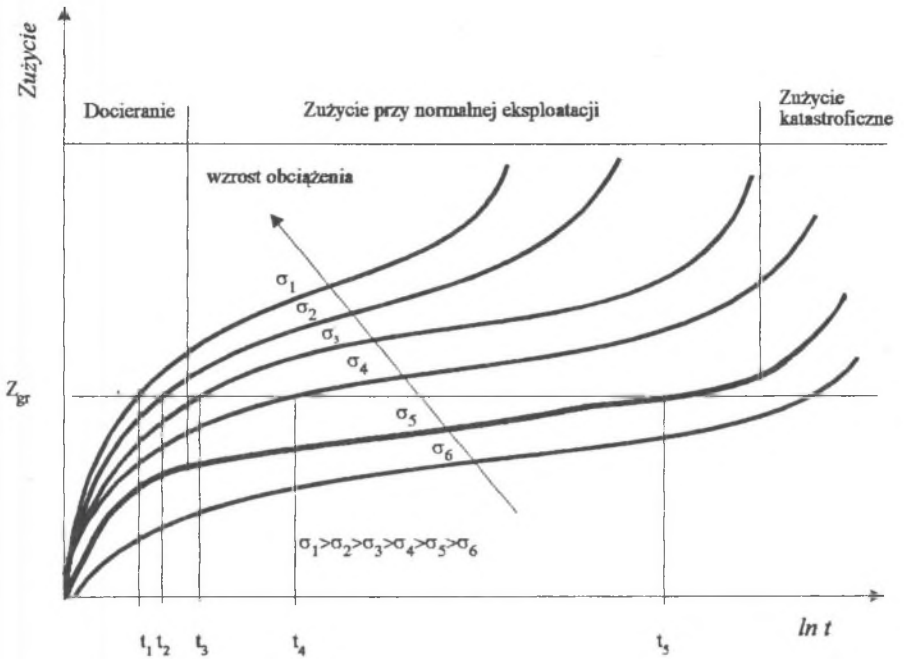
- okresu normalnej eksploatacji funkcją liniową

$$h_v(E) = h_{ve} + h_v t , \tag{5.4}$$

gdzie: wielkość h_{ve} można określić z wyrażenia opisującego okres docierania i wyników pomiarów, h_v - wielkość stała;
- okresu zużycia katastroficznego funkcją wykładniczą, zwaną procesem Wienera

$$h_v(K) = h_{ve} \exp W(t) , \tag{5.5}$$

gdzie: wielkość h_{ve} należy określić z wyników przebiegu dla normalnej eksploatacji.

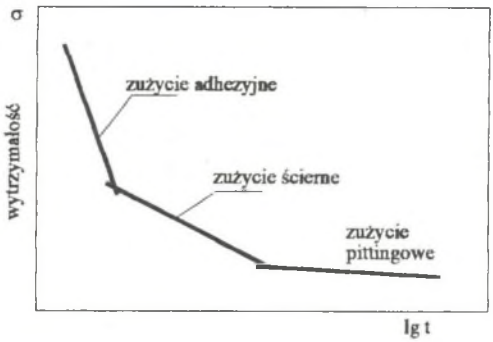


Rys. 5.13. Typowa zależność wielkości zużycia od czasu pracy

Określenie tych funkcji ma ustalenie zależności odporności na zużycie od wielkości obciążenia kontaktowego σ. Dla dużych obciążeń zużycie będzie posiadało charakter zużycia adhezyjnego, dla mniejszych ściernego, natomiast przy względnie długotrwałej eksploatacji przy małych obciążeniach będą występować zjawiska zużycia poprzez zmęczenie kontaktowe, np. zjawisko pittingu (rys. 5.14).

Rys. 5.14. Zależności czasowe wytrzymałości dla różnych przypadków zużycia

Na podstawie wymienionych uwag i danych literaturowych [34,35] można stwierdzić, że obszary zależności $\ln \sigma_o/\sigma = f(t)$ dla poszczególnych przypadków zużycia wzajemnie się nakładają i mogą one być schematycznie przedstawione na jednym wykresie (rys. 5.15), tworząc charakterystykę odporności napawanej warstwy wierzchniej na zużycie.



Rys. 5.15. Schemat określenia charakterystyki odporności warstwy napawanej na zużycie kontaktowe

Z przedstawionych uwag wynika pewna koncepcja określenia trwałości napawanych części maszyn [34]. Zgodnie z tą koncepcją należy przeprowadzić badania trwałościowe na modelach fizycznych części maszyn przy obciążeniach zmęczeniowych i kontaktowych oraz przedstawić wyniki w postaci wykresów σ - t (rys. 5.15), co pozwoli wyznaczyć obszar bezpiecznej i niezawodnej pracy elementu przy założonych różnych obciążeniach eksploatacyjnych. Wykresy te umożliwiają wyznaczenie trwałości w zależności od obciążenia, przy założonym kryterium wytrzymałości kontaktowej.

Uzyskane prawidłowości jako charakterystyki odporności napoin na zużycie mogą stanowić wytyczne do projektowania procesów technologicznych napawania regeneracyjnego względnie technologicznego części maszyn.

Dla weryfikacji tej koncepcji wykorzystano wyniki badań zużycia kontaktowego podane w pracach [35÷38].

W badaniach zużycia napawanych warstw mających na celu odtworzenie wymiarów geometrycznych [34,35], zastosowano napawane pręty ze stali 45 o średnicy ø 75. Skład chemiczny stali był następujący: 0,45% C; 0,65% Mn; 0,28% Si; 0,044% P; 0,033% S; 0,1% Cr; 0,1% Ni; 0,15% Cu, a podstawowe własności mechaniczne miały wartości: R_e = 404 MPa i R_m = 657 MPa.

Próbki do napawania przygotowano na wymiar 25 mm i napawano ręcznie elektrodami otulonymi, półautomatycznie w osłonie CO_2 oraz w osłonie argonu. Próbki napawano wzdłuż osi podłużnej naprzemianlegle. Warunki napawania zestawiono w tablicy 5.13.

Tablica 5.13

Warunki napawania próbek

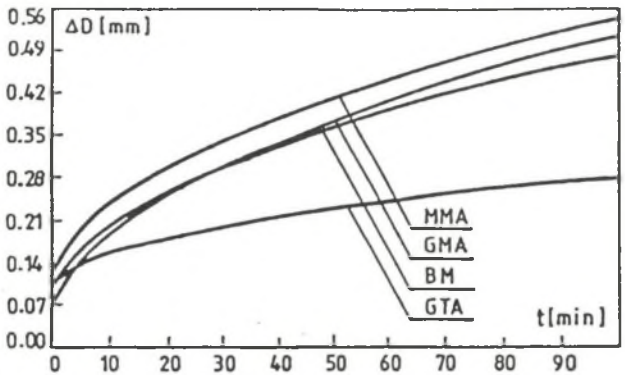
Metoda napawania	Materiał dodatkowy	Natężenie prądu A / napięcie V / prędkość napawania m/min	Twardość HV_{10}	Grubość napawanej warstwy mm	Wadliwość [1]
Ręcznie elektrodami otulonymi MMA	elektroda otulona niskostopowa C-Mn ø3,25 mm skład chem. stopiwa 0,11%C, 1,6% Mn	120 / 26 / 0,12	185-205 / 190	2	< 3%
Półautomatycznie w osłonie CO_2 GMA	drut manganowo-krzemowy ø 1,2 mm, skład chem. drutu 0,08% C, 0,8% Si, 1,4% Mn	110 / 20 / 2,6	165-180 / 173	2	< 3%
Półautomatycznie w osłonie Ar GTA	drut niskostopowy ø 3 mm skład chem. drutu 0,4% C, 1% Mn, 1% Si 1,2% Cr	120 / 22 / 0,12	225-240 / 238	2	< 3%

[1] Wady określono za pomocą penetrantów na powierzchni próbki. Stwierdzono występowanie nielicznych pęcherzy, co odpowiadało poziomowi W wg [39].

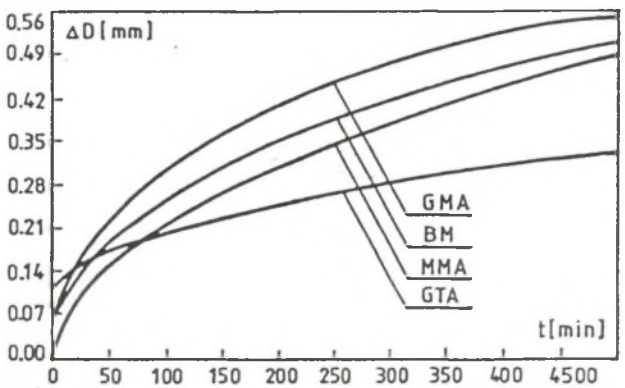
Do badania trwałości kontaktowej wykorzystano urządzenie Timken, umożliwiające badanie zużycia próbek rolkowych. Jako próbkę mocowano napawaną rolkę o średnicy d = 25 mm i grubości g = 10 mm, natomiast jako przeciwpróbkę wykorzystano łożysko kulkowe 63032 o średnicy d = 47 mm i grubości 14 mm. Przeciwpróbka mocowana była na ruchomej dźwigni umożliwiającej zmianę obciążenia. Badania przeprowadzono przy obciążeniu $p_1 = 191$ N/mm^2, $p_2 = 135$ N/mm^2 i $p_3 = 95$ N/mm^2. Pomiarów zużycia dokonywano przez pomiar ubytków na średnicy, a wyniki pomiarów przedstawiono na rysunkach 5.16÷5.19.

Wyniki te wskazują, że zużycie kontaktowe warstw napawanych odtworzeniowych może mieć postać zużycia ściernego, adhezyjnego i pittingowego. Postać zużycia zależy przede wszystkimod wielkości obciążenia oraz od czasu próby. Przy dużych obciążeniach

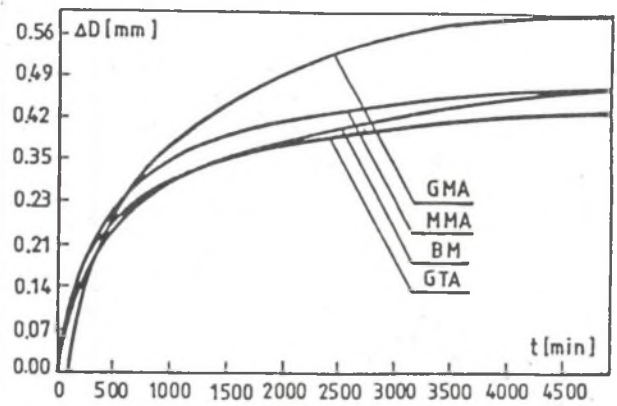
N > 80N (rys. 5.17 i 5.18) w etapie początkowym zużycia obserwuje się ścieranie w postaci np. bruzd, któremu towarzyszy odkształcenie plastyczne, a w dalszym etapie fragmentaryzacja bruzd, wyrywanie mikrocząsteczek i przejście do zużycia adhezyjnego. Zmniejszenie obciążenia przesuwa moment przejścia zużycia ściernego w adhezyjne w stronę dłuższych czasów.



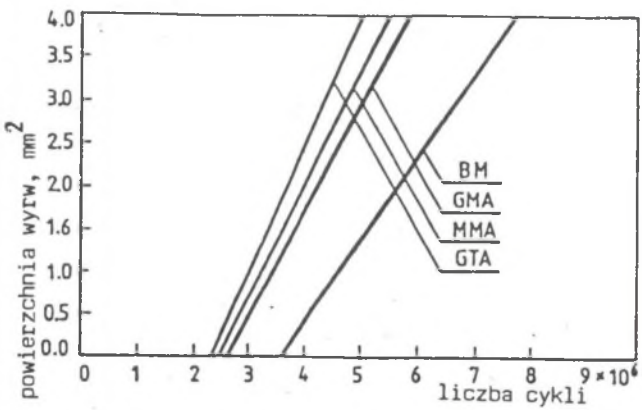
Rys. 5.16. Zużycie ścierne napawanych próbek rolkowych przy obciążeniu 80N, p_H = 191 N/mm^2 (oznaczenia jak na rys. 5.6)



Rys. 5.17. Zużycie ścierne napawanych próbek rolkowych przy obciążeniu 40N, p_H = 135 N/mm^2 (oznaczenia jak na rys. 5.6)



Rys. 5.18. Zużycie ścierne napawanych próbek rolkowych przy obciążeniu 20N, p_H = 95 N/mm^2 (oznaczenia jak na rys. 5.6)



Rys. 5.19. Zużycie pittingowe napawanych próbek rolkowych przy obciążeniu 20N, p_H = 95 N/mm^2 (oznaczenia jak na rys. 5.6)

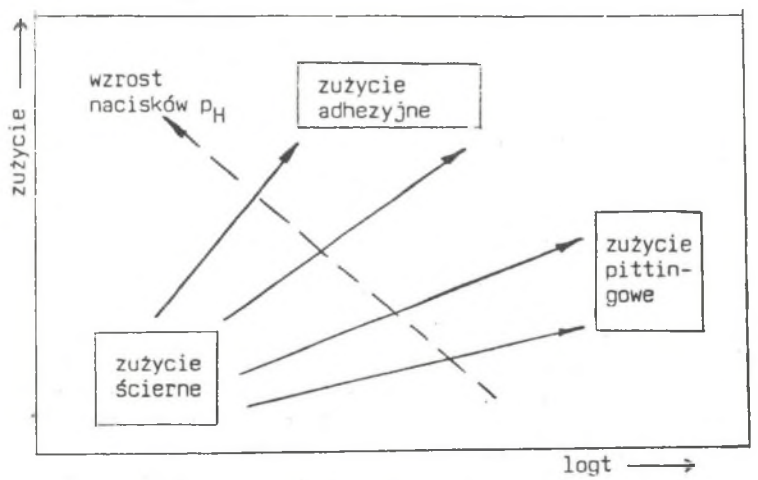
W małym stopniu na zużycie wpływa metoda napawania. W przypadkach napawania podanych w tabl. 5.13 uzyskiwane napoiny posiadają struktury bainityczne i one decydują o zbliżonej trwałości dla różnych obciążeń. Natomiast w sposób wyraźny obciążenie decyduje o zużyciu i jego dwukrotny wzrost obniża od 5 do 10 razy trwałość napoin. Przebiegi krzywych na rys. 5.16÷5.18 pozwalają również na stwierdzenie, że trwałość napoin rośnie ze wzrostem ich twardości.

Przy małych obciążeniach (p_H = 95 N/mm^2), w miarę wydłużania czasu próby, obserwowano występowanie pęknięć na powierzchni próbek i wykruszanie się cząstek, co składa się na zużycie pit-

tingowe. Jako miarę zużycia pittingowego przyjmuje się czas do momentu pierwszych wykruszeń na powierzchni próbki [40]. Kryterium to zastosowano przy ocenie zużycia pittingowego warstw napawanych (rys. 5.19) stwierdzając, że napawanie zmniejsza odporność warstwy wierzchniej na zjawiska pittingu w stosunku do materiału rodzimego. Wydaje się, że decydującą rolę odgrywa tu wadliwość napoin, której nie można wyeliminować. Stwierdzono również, że wzrost twardości napoin powoduje wzrost intensywności procesu niszczenia pittingowego powierzchni.

W przypadku napawania części maszyn, które ma na celu odtworzenie wymiarów geometrycznych, zagadnienia zużycia adhezyjnego i pittingowego posiadają charakter poznawczy, gdyż przypadki takie należą do grupy zużycia katastroficznego (krzywa Lorantza, rys. 5.13), które nie jest dopuszczalne przy normalnej eksploatacji części maszyn.

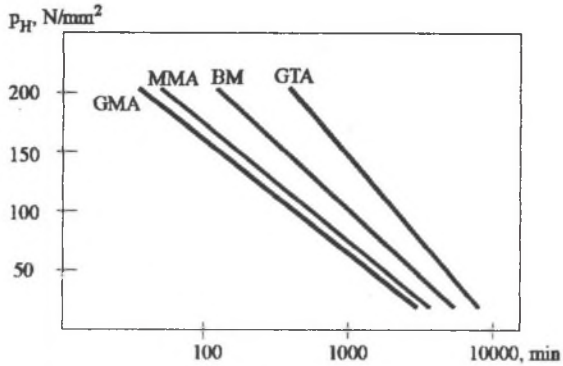
Analiza powierzchni próbek po zużyciu kontaktowym, jak również analiza wyników wpływu obciążenia i czasu zużycia na występowanie różnych form zużycia wskazują na prawidłowości schematycznie przedstawione na rys. 5.20. Obserwuje się przy dużych obciążeniach przejścia od zużycia ściernego do zużycia adhezyjnego. Zmniejszenie nacisków wyraźnie wydłuża czas ścierania, a małe naciski prowadzą w efekcie do kontaktowego zużycia zmęczeniowego i powstania wyrw pittingowych.



Rys. 5.20. Schemat występujących form zużycia próbek napawanych przy różnych obciążeniach

Korzystając z wykresów zużycia warstw napawanych odtworzeniowo, można w przybliżeniu określić charakterystykę odporności na zużycie dla napoin wykonanych różnymi metodami. Korzystając z

metodyki podanej w pracy [34] przedstawiono na rys. 5.21 trwałość próbek napawanych w zależności od obciążenia przy kryterium $\Delta D = 0,40$ mm.



Rys. 5.21. Trwałość napawanych próbek w zależności od obciążenia przy kryterium $\Delta D = 0,40$ mm (oznaczenia jak na rys. 5.6)

Badania zużycia napoin w przypadku napawania utwardzającego przeprowadzono na próbkach napawanych ręcznie elektrodami otulonymi EN200B, EN450B oraz EN600B [5]. Próby modelowego zużycia wykonano na zmodyfikowanym urządzeniu Timkena, która służy do badań procesu zużycia w systemie trybologicznym typu rolka-klocek. W badanym układzie klocek stanowiła napawana próbka, natomiast rolkę przeciwpróbka wykonana jako pierścień ze stali łożyskowej ŁH15, ulepszony cieplnie o twardości 61 HRC. Badanie zużycia przeprowadzono przy tarciu suchym oraz z dodatkiem oleju przekładniowego Hipol 15, wykorzystując obciążenie od 117 do 640 N. Pomiaru wielkości zużycia dokonano na podstawie pomiaru ubytków powierzchniowych próbek.

Do badań wykorzystywano napawane próbki w postaci klocków o wymiarach 19x10x12 mm, które wycinano mechanicznie z napawanych płyt o wymiarach 200x500x15 mm. Płyty próbne wykonano przez napawanie blachy ze stali St3S o grubości 10 mm. W tablicy 5.14 zestawiono składy chemiczne i twardości warstwy napawanej.

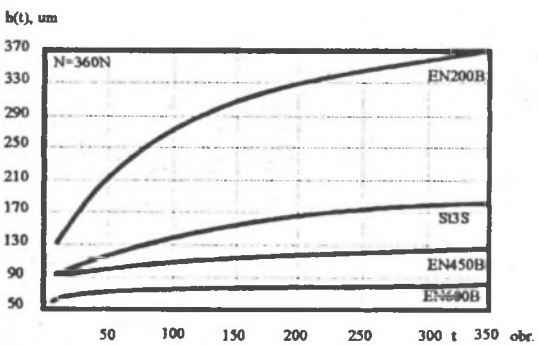
Wyniki pomiarów przedstawiono na rys. 5.22, 5.23 i 5.24.

Próbki po badaniach zużycia wykorzystano do oceny elementarnych mechanizmów zużycia warstw napawanych różnymi metodami. Przeprowadzone były badania makro- i mikroskopowe przy wykorzystaniu mikroskopu skaningowego oraz mikroskopu optycznego. Analizowano częściowo zgłady metalograficzne wykonane przez szlifowanie, polerowanie oraz trawienie w 2% nitalu. Wyniki obserwacji zostały przedstawione na rys. 5.25, 5.26 i 5.27.

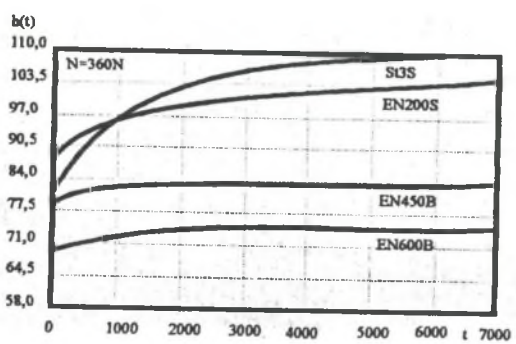
Tablica 5.14

Skład chemiczny i twardość napoin

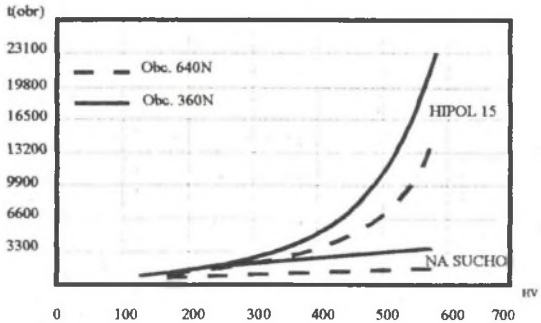
Rodzaj elektrody	Skład chemiczny						Twardość	
	C	Mn	Si	P	S	Cr	HRB, HRC	HV
EN200B	0,12	1,18	0,23	0,03	0,026	>0,3	88 - 91 HRB	179 - 187
EN450B	0,28	1,91	0,81	0,027	0,022	1,10	39 - 42 HRC	382 - 412
EN600B	0,68	2,1	0,67	0,031	0,028	1,94	52 - 60 HRC	544 - 697
FOX DUR350	0,21	1,38	0,97	0,018	0,021	1,84	29 - 34 HRC	294 - 336



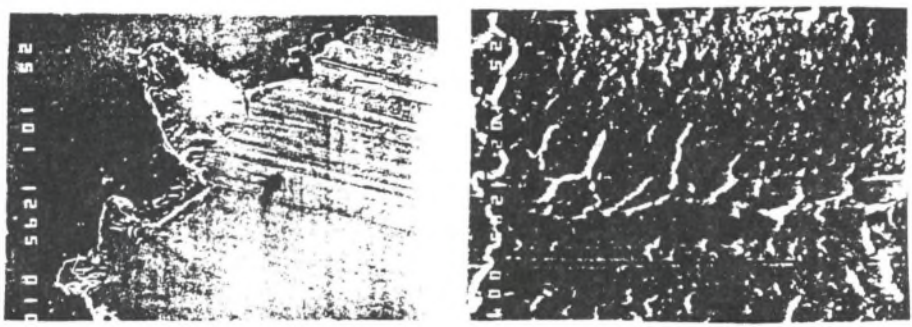
Rys. 5.22. Zużycie jako ubytki powierzchniowe h(t) próbek napawanych ścieranych na sucho



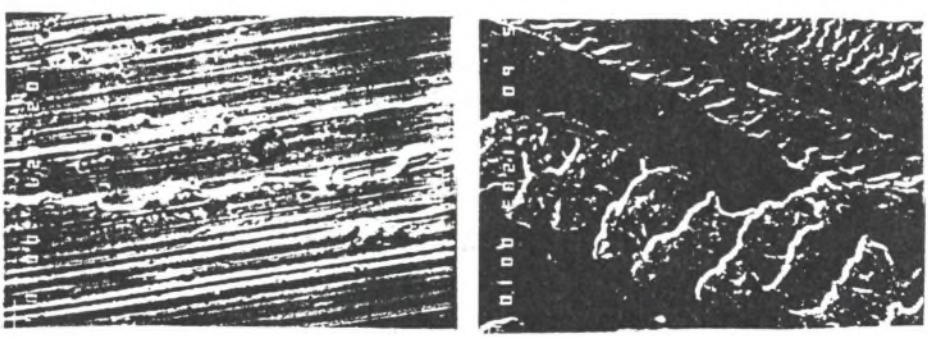
Rys. 5.23. Zużycie jako ubytki powierzchniowe h(t) próbek napawanych ścieranych w obecności oleju Hipol 15



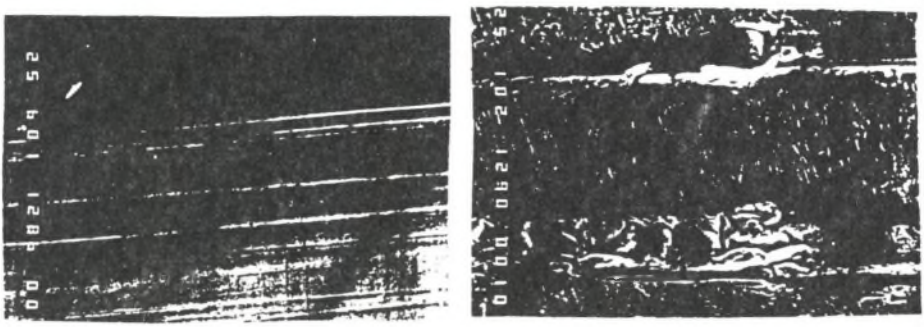
Rys. 5.24. Wpływ twardości i obciążenia na zużycie próbek napawanych utwardzająco



Rys. 5.25. Obraz skaningowy powierzchni zużycia napoiny EN200B
a) po 1000 obr., Hipol 15, pow. 200x
b) po 5000 obr., Hipol 15, pow. 200x



Rys. 5.26. Obraz skaningowy powierzchni zużycia napoiny EN450B
a) po 1000 obr., Hipol 15, pow. 200x
b) po 5000 obr., Hipol 15, pow. 200x



Rys. 5.27. Obraz skaningowy powierzchni zużycia napawanej próbki
a) po 1000 obr., Hipol 15, pow. 200x
b) po 5000 obr., Hipol 15, pow. 200x

Makroskopowa ocena zużycia napoin utwardzających wskazuje na prawidłowości dla wszystkich badanych napoin ścieranych na sucho, jak również w obecności filmu olejowego. Obserwuje się w początkowym etapie ścieranie w postaci bruzdowania i rysowania, przy czym wielkość zużycia jest odwrotnie proporcjonalna do twardości napoin. Zużycie napoin wzrasta przy wzroście obciążenia. Obecność filmu olejowego prowadzi do tych samych efektów zużycia, przy czym niezbędna ilość obrotów do uzyskania podobnego zużycia wzrasta około 100x. Obserwacje na mikroskopie skaningowym wskazują, że badane zużycie ścierne związane jest z dużym odkształceniem plastycznym. Nierówności powierzchniowe przeciwpróbki powodują bruzdowanie poprzez wgniatanie ich w powierzchnię napoin rys. 5.26a i 5.27a.

Przy dużym zużyciu obserwuje się wyraźne efekty zużycia adhezyjnego, tzn. występuje wyraźna fragmentaryzacja bruzd i obszary po wyrwanych cząsteczkach (rys. 5.26b i 5.27b). Przy miękkich napoinach może występować zużycie przez rozwalcowanie rys. 5.25.

Okres zużycia katastroficznego wymagałby jeszcze dodatkowego czasu badania. Pierwszy okres zużycia może być opisany modelem wykładniczym degresywnym, okres drugi modelem liniowym, a okres trzeci modelem progresywnym. Do wyznaczania trwałości prognozowanej wykorzystano okres drugi, normalnej eksploatacji, zakładając zużycie graniczne h_{gr} = 0,8 mm. Z wyników przedstawionych na rys.16 wynika, że prognozowana trwałość napoiny wyraźnie rośnie wraz ze wzrostem jej twardości i maleje przy wzroście obciążenia. Również obecność filmu olejowego wyraźnie poprawia trwałość napoin.

Ogólnie stwierdza się, że zużycie napoin we wszystkich badanych przypadkach zarówno na sucho, jak i w obecności filmu

olejowego przebiega w dwóch etapach. W początkowym etapie dominuje ścieranie, któremu towarzyszą bruzdowanie oraz odkształcenia plastyczne. Następnie obserwuje się pękanie i fragmentaryzację bruzd oraz wyrywanie cząstek, prawdopodobnie w efekcie lokalnego zgrzewania powierzchni. W tym okresie zużycie posiada charakter typowo adhezyjny. Porównania cech zużywania się napoin z czasowym przebiegiem zużycia wskazuje, że w okresach docierania i normalnej eksploatacji dominuje ścieranie, natomiast w trzecim okresie zużycia katastroficznego przeważa mechanizm adhezyjny.

Literatura

[1] Neuman R.P., Gurney T.R.: The Fatigue Strength on Reclaimed Ferritie Steel Shafts. BWRA Confidential Report. March 1960.

[2] Kakujewickij W.A., Raguckij J.W.: Wlijanie ostatocznych napriażenij na ustałostnuju procznost' kolienczastych wałow, wostanowliennych napławkoj. Swarocznoje proizwodstvo nr 2, 1967, ss.24-27.

[3] Ruge J.: Tiechnika swarki. Tłumaczenie z języka niemieckiego. Metałłurgia. Moskwa 1984, s.550.

[4] Dziubiński J.: Wytrzymałość zmęczeniowa elementów natryskiwanych cieplnie. Materiały z Sympozjum Spawalniczego, Kat.Spaw. M-T, Gliwice 1993.

[5] Krawcow T.G., Kopietman Ł.N., Wołkow G.S.: Issliedowanije soprotiwlienija ustałosti modieliej wałow napławliennych lientocznym elektrodom. Awtomaticzeskaja Swarka nr 2, 1977.

[6] Solski P.: O wytrzymałości zmęczeniowej napawanych stali. Przegląd Spawalnictwa nr 10, 1961.

[7] Solski P.: O wytrzymałości zmęczeniowej napawanych stali. Przegląd Spawalnictwa nr 11, 1961.

[8] Solski P.: Wpływ karbu strukturalnego w napawanych elementach cylindrycznych na ich wytrzymałość zmęczeniową. Przegląd Spawalnictwa nr 8, 1962.

[9] Robakowski T., Czuchryj J.: Określenie wytrzymałości zmęczeniowej części maszyn zregenerowanych przez napawanie. Praca badawcza Instytutu Spawalnictwa Nr Ha-16, 1985, s.92.

[10] Robakowski T.: Wpływ napawania regeneracyjnego na wytrzymałość zmęczeniową elementów ze stali 45. Eksploatacja Maszyn nr 2-3, 1986, ss.12-14.

[11] Robakowski T.: Wpływ napawania regeneracyjnego na wytrzymałość zmęczeniową elementów ze stali 45. Prace Instytutu Spawalnictwa nr 1-2, 1986, ss.39-45.

[12] Chuchryj J.: Wpływ napawania regeneracyjnego na trwałość zmęczeniową elementów ze stali 34HNM przy jednostronnym zginaniu. Prace Instytutu Spawalnictwa nr 1-2, 1986, ss.46-53.

[13] Czuchryj J.: Trwałość zmęczeniowa elementów ze stali 34HNM zregenerowanych przez napawanie. Eksploatacja Maszyn nr 2-3, 1988, ss.7-9.

[14] Czuchryj J.: Soprotiwlenije ustałosti obrazcow iz stali 34HNM napławliennych razlicznymi sposobami. Awtomaticzeskaja swarka nr 9, 1988, ss.66-67.

[15] Joniak S., Grzybowski H.: Wpływ napawania na wytrzymałość zmęczeniową wałów korbowych. Przegląd Spawalnictwa nr 9-11, 1990, ss.8-10 i 19.

[16] Grzybowski H., Majchrzak B.: Badania i ocena możliwości regeneracji metodami spawalniczymi wałów korbowych ciągnika URSUS C-360. Materiały z Sympozjum Spawalniczego, Gliwice 1993.

[17] Czuchryj J.: Badania trwałości zmęczniowej elementów napawanych przy złożonym stanie naprężeń. Praca badawcza Instytutu Spawalnictwa nr St-3, 1991, s.42.

[18] Adamiec P., Dziubiński J.: Ocena trwałości części maszyn regenerowanych przy pomocy napawania. Konf. N-T "Trwałość elementów i węzłów konstrukcyjnych maszyn górniczych", Ustroń, 9-10.XI.1994.

[19] Dziubiński J., Czuchryj J.: Fatigue life in the conditions of composite stress state of the elements reclaimed by build-up welding. Proceedings of the fourth Int.Conf. on Biaxial/Multiaxial Fatigue. St.Germain en Laye, May 31 - June 3, 1994, France.

[20] Czuchryj J.: Badania wpływu warunków technologicznych napawania łukiem krytym na wytrzymałość zmęczniową. Praca badawcza Instytutu Spawalnictwa nr C-21/6, Gliwice 1989, s.61.

[21] Czuchryj J.: Wpływ napawania łukiem krytym na wytrzymałość zmęczeniową wałów. Prace Instytutu Spawalnictwa nr 1, 1990, ss. 61-68.

[22] Robakowski T., Czuchryj J.: Dauerfestigkeitsuntersuchungen an auftraggeschweissten Wellen. Schweissen und Schneiden nr 44, 1992, ss.328-330.

[23] Daves M.G.A.: Review of Research on the Fatigue Strength of Steel Shafts Built - up by Welding and Metal Report. September 1962.

[24] Gurney T.R.: Zmęczenie konstrukcji spawanych. WNT, Warszawa 1973.

[25] Czuchryj J.: Określenie trwałości zmęczeniowej przy złożonym stanie naprężeń elementów cylindrycznych napawanych różnymi metodami. Praca badawcza Instytutu Spawalnictwa nr St 17.7, Gliwice 1992.

[26] Dziubiński J., Adamiec P.: Wpływ struktury warstw napawanych na trwałość zmęczeniową elementów spawanych. XV Semianrium Międzysekcyjnego Zespołu Zmęczenia i Mechaniki Pękania Materiałów i Konstrukcji, Bydgoszcz, Maj, 1994.

[27] Daves M.G.: Fatigue Strength of Ferritie Steel Shafts Reclaimed by Welding and Metal Spraying. Br.Weld.J.Vol. 10, nr 8, 1963.

[28] Korbin M.M., Diechtiar Ł.J.: Zawisimost' ustałostnoj procznosti stali ot jejo swojstw i ostatocznych napriażenij i w napławlienom metalle. Awtomaticzeskaja swarka nr 9, 1963, ss.19-25.

[29] Szandriczew W.A., Smirnow M.A., Sidorkin W.J.: Issliedowanije wnutriennych ostatocznych napriażenij w obrazcach iz stali 45, napławlennych w ogliekisłom gazie prowołokoj 2H13. Swarocznoje Proizwodstvo nr 5, 1973, ss.32-33.

[30] Diechtiar L.J.: Wlijanije tołszczziny napławki i nakatki na ustałostnuju procznost' napławliennych wałow sielchozmaszin. Swarocznoje Proizwodstwo nr 1, 1963, ss.20-22.

[31] Haviland R.: Niezawodność urządzeń technicznych. PWN, Warszawa 1968.

[32] Pieper V., Thum H.: Schmierungstechnik 10, 1979, s.5.

[33] Czichos H.: Tribology - a systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear. Vol.1, Elsevier, Amsterdam 1977.

[34] Adamiec P., Dziubiński J.: Koncepcja oceny trwałości napawanych części maszyn. Mat. Sem. Nauk. "Nowe technologie i materiały w metalurgii i inżynierii materiałowej". Katowice, 20.05.1994, WIMMTiZ Pol.Sl., s.27.

[35] Adamiec P. i in: Ocena trwałości napawanych części maszyn w oparciu o analizę mechanizmów ich zużycia. Praca N-B G-641/RT/91. Instytut Transportu Pol.Sl., 1992 (nie publikowana).

[36] Dziubiński J., Adamiec P.: Fatigue strength of hard-faced parts under complex loading. Proc.of the Int.Conf. JOM-6, Helsinger, Denmark 1993.

[37] Dziubiński J., Adamiec P.: Trwałość zmęczeniowa napawanych elementów maszyn w złożonym stanie obciążenia. Inżynieria Materiałowa nr 3-4, 1994, ss.87-90.

[38] Adamiec P., Olejek G.: Ocena eksploatacyjnej przydatności warstw napawanych za pomocą matematycznego modelowania zużycia. Mat. Konf. "Badania symulacyjne w techn. sam. PAN, Oddz. Kraków, Lublin, 1991, s.7.

[39] Ishii Y., Jida K.: A rational approach to weld defect acceptance level and quality control. Doc IIW, 1972, Toronto Public Sesion.

[40] Środa P.: Badania wpływu struktury stali na zmęczeniową wytrzymałość stykową oraz umocnienie warstwy wierzchniej. [w:] S.Pytko (red.): Wybrane problemy trybologii. PWN, Warszawa 1990.

PĘKANIE I TRWAŁOSC NAPAWANYCH CZĘSCI MASZYN

Streszczenie

Scharakteryzowano maszynę jako obiekt techniczny o złożonej strukturze elementów, które w czasie eksploatacji ulegają uszkodzeniu poprzez zużycie warstwy wierzchniej (ww). Zużycie to prowadzi' do niewielkich ubytków masy i wymiarów geometrycznych części, co przy praktycznie nie zmienionych własnościach rdzenia stwarza warunki techniczne i ekonomiczne regeneracji przez napawanie ww.

Podjęto próbę określenia trwałości napawanych części maszyn na podstawie analizy pękania napoin w czasie napawania i eksploatacji warstw napawanych. W pracy podano klasyfikację stopów do napawania oraz analizę pęknięć występujących w procesie napawania zarówno w napoinie, jak i w strefie wpływu ciepła. Przedstawiono również własności użytkowe napawanych ww oraz charakterystykę spawalności stali.

Przy ocenie pękania eksploatacyjnego napawanych elementów dokonano analizy pękania zmęczeniowego i korozyjnego oraz przedstawiono problematykę wykorzystania mechaniki pękania do oceny odporności na zużycie kontaktowe napawanych ww.

Charakterystykę pękania w procesie napawania i eksploatacji uzupełniono wynikami badań trwałości kontaktowej i zmęczeniowej warstw napawanych. Wyniki te umożliwiają dokonanie pewnych uogólnień, tzn.: w przebiegach czasowych zużycie napawanych ww obserwuje się docieranie o degresyjnej intensywności zużycia, które przechodzi w stabilne zużycie eksploatacyjne o stałej intensywności i następnie zużycie katastroficzne, charakteryzujące się wyraźnym wzrostem intensywności zużycia. Przy niewielkich obciążeniach obserwuje się duże trwałości, a zniszczenie następuje przez zużycie pittingowe ww. Wzrost nacisków powoduje przejście kolejno od zużycia ściernego do zużycia adhezyjnego warstw napawanych. Wzrost twardości napoin prowadzi do wzrostu ich trwałości eksploatacyjnej.

Zastosowanie napawania obniża trwałość zmęczeniową, przy czym decydujące znaczenie posiada obecność wad napawanej warstwy, które, stanowiąc zarodki pękania, obniżają wytrzymałość zmęczeniową napawanych części maszyn.

CRACKING AND DURABILITY OF HARD-FACED MACHINE PARTS

Summary

A machine has been defined as a technical object with complex structure of elements that are subjects of damage as a result of surface layer wear. This wear leads to minor reduction of mass and geometric dimensions which, if only the core remains practically unchanged, creates convenient technological/economical conditions to regeneration by hard facing of the surface layers.

An attempt has been made to determine the durability of the hard-faced machine parts, based upon the analysis of cracking of hard faced welds in the course of hard-facing and in the service of regenerated parts. The work gives the classification of alloys suitable to hard-facing and the analysis of cracks that occur at hard-facing in both the weld and HAZ. Functional qualities of hard faced surface layers and steel weldability characteristics have been presented.

While assessing the service cracking of the hard-faced elements the analysis of fatigue and corrosion fracture have been performed, and the issues of application of fracture mechanics in the evaluation of the resistance of hard-faced layers to contact wear have been considered.

General description of cracking in the process of hard-facing and in service have been complemented with the results of contact and fatigue durability of the hard-faced layers. These results allow some generalization to be proposed, i.e. in the use the wear of hard-faced surface layers begins from running-in with decreasing wear intensity, then the stable service wear period goes on with constant intensity and, finally, the catastrophic failure occurs, with significant increase of wear intensity. Under small loads high durability is observed and damage is due to pitting wear of the surface layer. An increase of pressure makes the friction wear and then adhesive wear of surface layers to begin. The higher the hardness of the surface layers the better their service durability.

The use hard-facing reduces the fatigue durability, and the presence of defects in the hard-faced layer is the factor of fundamental importance. These defects act as the fracture nuclei and reduce the fatigue strength of the hard-faced machine parts.

РАСТРЕСКИВАНИЕ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ НАПЛАВЛЕННЫХ ЧАСТЕЙ МАШИН

Резюме

Описывается машина как технический объект со сложной структурой деталей, которые во время эксплуатации подвергаются повреждению из-за износа поверхностного слоя (пс). Данный износ ведёт к неболъшим убыткам массы и геометрических размеров детали, · что при неизменных свойствах сердечника создаёт технические и экономические условия для восстановления наплавкой поверхностного слоя.

Была предпринята попытка определения долговечности наплавленных деталей машин опираясь на анализ растрескивания наплавок во время хода наплавки и во время эксплуатации наплавленных слоев.

В работе даётся классификация сплавов для наплавки и анализ трещин выступающих в процессе наплавки, как в наплавленном металле, так и в зоне термического влияния. Описываются также эксплуатационные свойства наплавленных пс и характеристика свариваемости стали.

При оценке эксплуатационного растрескивания наплавленных деталей был произведен анализ усталостного и коррозионного растрескивания и представлены проблемы использования механики растрескивания для оценки противостояния контактному износу напдавляемых пс.

Характеристику растрескивания в процессе наплавки и эксплуатации пополнена результатами исследования контактной и усталостной прочности наплавленого слоя. Эти результаты позволяют произвести некоторые обобщения, то есть: в ходе времени износ наплавляемых пс наблюдается эксплуатационная притирка с постоянной интенсивностью и затем аварийный износ характеризующийся чётким ростом интенсивности износа. При небольших нагрызках наблюдается высокая живучесть детали, а разрушение наступает в результате питтингового износа пс. Рост давления вызывает постепенный переход от абразивного износа по адгезионный износ пс. Рост твёрдости наплавки ведёт к росту её эксплуатационной прочности.

Применение наплавки ведёт к падехию усталостной прочности, причём решающее значение имеет наличие пороков в наплавленном слое, которые являясь зародышами растрескивания, ведут к падению усталостной прочности наплавляемых частей машин.