

**ZESZYTY
NAUKOWE
POLITECHNIKI
ŚLĄSKIEJ**



P3361/80

MECHANIKA

**Z. 71
GLIWICE
1980**

P.3361/80

POLITECHNIKA ŚLĄSKA



ZESZYTY NAUKOWE

Nr 674

JERZY DZIUBIŃSKI

ROZWÓJ PĘKNIĘĆ
W SPOINACH
Z WARSTWAMI MIĘKKIMI

PL ISSN 0434-0817

GLIWICE

1980

OPINIODAWCY

Prof. dr inż. Jan Augustyn

Prof. dr hab. inż. Mieczysław Myśliwiec

REDAKTOR NACZELNY WYDAWNICTW UCZELNIANYCH
POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Jan Bandrowski

REDAKTOR DZIAŁU

Jan Darlewski

SEKRETARZ REDAKCJI

Wojciech Mikołajków

OPRACOWANIE REDAKCYJNE

Anna Błażkiewicz

Wydano za zgodą
Rektora Politechniki Śląskiej

Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej
Gliwice, ul. Kujawska 2

Nakł. 150+85 Ark. wyd. 5,23 Ark. druk. 5,75 Papier offsetowy kl. V 70x100, 80 g
Oddano do druku 14.06.80 Podpis. do druku 30.07.80 Druk ukończ. we wrześniu 1980
Zam. 885/80 Cena zł 13,-

Skład, fotokopie, druk i oprawę
wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach

SPIS TREŚCI

	Str.
WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ STOSOWANYCH W TEKŚCIE	5
1. WSTĘP	7
2. WPŁYW WARSTW MIĘKKICH NA WŁASNOŚCI MECHANICZNE ZŁĄCZY OBCIĄ- ZONYCH STATYCZNIE I DYNAMICZNIE	9
2.1. Teoria umocnienia kontaktowego	9
2.2. Teoria kompozytów	11
3. ROZWÓJ PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH W STALACH KONSTRUKCYJNYCH I ZŁĄ- CZACH SPAWANYCH	15
3.1. Wpływ własności mechanicznych stali na prędkość rozwoju pęknięć	17
3.2. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w złączach spawanych	19
3.3. Żywotność złączy spawanych oceniana na podstawie prędko- ści rozwoju pęknięć	26
4. CECHY CHARAKTERYSTYCZNE ZŁOMÓW ZMĘCZENIOWYCH STALI (I ZŁĄCZY SPAWANYCH	29
5. ZMIANY NA CZOLE PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH	30
5.1. Strefy plastyczne	30
5.2. Struktury dyslokacyjne	35
6. TEZA PRACY	37
7. CEL I ZAKRES BADAŃ	41
8. MATERIAŁY STOSOWANE DO BADAŃ	42
9. WYKONANIE ZŁĄCZY SPAWANYCH	43
10. WŁASNOŚCI MECHANICZNE SPOIN	45
11. ODPORNÓŚĆ NA KRUCHE PĘKANIE SPOIN	47
12. ROZWÓJ PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH W SPOINACH ZGINANYCH	48
12.1. Rejestracja krzywych $a - N$	48
12.2. Wyznaczenie prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK	54
13. ROZWÓJ PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH W SPOINACH ROZCIĄGANÝCH	55
13.1. Rejestracja krzywych $a - N$	55

	Str.
13.2. Wyznaczenie prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK	55
14. BADANIA METALOGRAFICZNE SPOIN	62
14.1. Badanie mikrostruktury	62
14.2. Badania mikrofraktograficzne	62
14.3. Gęstość dyslokacji na czole rozwijających się pęknięć zmęczeniowych	62
14.3.1. Badanie cienkich folii	62
14.3.2. Badania rentgenostrukturalne	69
14.4. Badanie stref plastycznych	69
15. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ	75
16. WNIOSKI	80
LITERATURA	81
STRESZCZENIA	89

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ STOSOWANYCH W TEKŚCIE

- a - długość pęknięcia,
- a_0, a_f - początkowa i końcowa długość pęknięcia,
- a_i, a_j - początkowa i końcowa długość pęknięcia w obrębie i-tej warstwy,
- A, B - uniwersalne stałe materiałowe lub stałe w równaniu aproksymującym,
- B - szerokość próbki,
- c - poprawka uwzględniająca wpływ szerokości próbki, sposobu obciążenia i drugiego materiału na prędkość pęknięcia kompozytu,
- C - stała materiałowa we wzorze Parisa lub stała w równaniu aproksymującym,
- C_i - stała materiałowa we wzorze Parisa dla i-tej warstwy,
- C_p - współczynnik opóźniający pęknięcie,
- $\frac{da}{dN}$ - prędkość pęknięcia,
- E - moduł sprężystości podłużnej,
- G - moduł sprężystości poprzecznej,
- G_c - krytyczny współczynnik intensywności wyzwalań energii,
- HV - twardość określona sposobem Vickersa,
- K - współczynnik intensywności naprężeń,
- K_{Ic} - krytyczny współczynnik intensywności naprężeń,
- K_{max}, K_{min} - maksymalny lub minimalny współczynnik intensywności naprężeń,
- K_r - współczynnik intensywności naprężeń uwzględniający naprężenia pozostające,
- KV, KM - udarność mierzona na próbkach Charpy V lub Messagere,
- n - stała materiałowa we wzorze Parisa,
- n_i - stała materiałowa we wzorze Parisa dla i-tej warstwy,
- n - wykładnik umocnienia,
- N - liczba cykli,
- p - stosunek nośności złącza z podłużną warstwą miękką i bez warstwy,

- R - współczynnik asymetrii cyklu,
- R_e - granica plastyczności,
- R_e^w - granica plastyczności warstwy miękkiej,
- R_o - wytrzymałość rozdzielcza,
- R_a - wytrzymałość na rozciąganie,
- R_a^T - wytrzymałość na rozciąganie warstwy twardej,
- r_p - promień strefy plastycznej,
- r_{pl}, r_{pp} - promień strefy plastycznej wywołanej widmem obciążeń lub przeciążeniem,
- r_y - promień strefy plastycznej w matrycy kompozytu,
- V_w, V_M - objętościowy udział włókna lub matrycy w kompozycie,
- X - względna grubość warstwy miękkiej,
- X_{kr} - krytyczna względna grubość warstwy miękkiej,
- Y - współczynnik korekcyjny do obliczania K ,
- α_k - współczynnik korelacji,
- δ_c - krytyczna wielkość rozwarcia dna karbu,
- Δa - skończony przyrost długości pęknięcia,
- ΔK - zakres współczynnika intensywności naprężeń,
- $\Delta K_{th}, \Delta K_{ef}$ - progowy lub efektywny zakres współczynnika intensywności naprężeń,
- $\varepsilon_w, \varepsilon_M$ - odkształcenie włókna lub matrycy,
- ρ - gęstość dyslokacji,
- $\tilde{\sigma}$ - naprężenie,
- $2G_a$ - amplituda naprężeń,
- G_k, G_M, G_w - naprężenie w kompozycie matrycy i włóknie przy jednakowym odkształceniu,
- G_v, G_H - naprężenia zastępcze w sąsiedztwie czoła pęknięcia,
- ω_L - długość strefy plastycznej.

1. WSTĘP

Prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych stanowi szczególnie poważny problem w konstrukcjach spawanych. Przyspieszona inicjacja pęknięć zmęczeniowych w konstrukcjach spawanych wymaga dokładniejszego poznania tego zjawiska i zebrania obszernych informacji na temat rozwijających się pęknięć. Informacje te znacznie ułatwią i zwiększą dokładność rozważań teoretycznych przy projektowaniu konstrukcji [1, 2]. Ze względu na łączne występowanie pęknięć zmęczeniowych i kruchych należałoby dobierać materiały na konstrukcje spawane w aspekcie trwałości N , wielkości naprężeń σ i wymiarów wady a . Wielkości te są w dużej zgodności z wynikami uzyskiwanymi z analizy takich danych materiałowych, jak: da/dN , R_e , K_{IC} i ΔK_{th} [3]. Analiza wymienionych wielkości przy doborze konstrukcyjnych materiałów stalowych staje się coraz powszechniejsza, ponieważ uwzględnia zjawiska pękania w sposób ilościowy.

Prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych informuje o zdolności przeciwstawiania się materiału tzw. ostatecznemu zmęczeniu w konkretnych warunkach obciążeń. Poszukiwania inżynierii materiałowej zmierzają w kierunku uzyskania materiałów odpornych na rozwój pęknięć. W wielu przypadkach własności te nie pokrywają się z wysokimi wartościami wytrzymałości statycznej [4]. Nieuwzględnianie zjawiska rozwoju pęknięć w projektowaniu może prowadzić do katastrofalnych następstw. Np. rozwój pęknięcia od niepełnego przetopu w spawanym elemencie mostu spowodował kruche pęknięcie dźwigara [5].

W przypadku spoin konieczne więc byłoby zapewnienie przy minimalnej dopuszczalnej R_e odpowiednich własności K_{IC} lub σ_c a przede wszystkim da/dN . Badania takie podjęto właśnie w celu opracowania sposobu wykonania spoin mających z jednej strony dostateczną R_e a z drugiej dużą odporność na rozwój pęknięć zmęczeniowych i kruchych, zwłaszcza w konstrukcjach ze stali o dużej wytrzymałości.

Przesłanki do podjęcia tego tematu pracy są następujące:

- stosunkowo krótka żywotność zmęczeniowa złączy spawanych ze stali o dużej wytrzymałości [6+22] i stałe próby zwiększenia wytrzymałości zmęczeniowej [23+31] m.in. poprzez obniżenie prędkości rozwoju pęknięć,
- stosowanie konstrukcji z tzw. zatrzymywaczami pęknięć [3],
- wytwarzanie konstrukcji spawanych, do łączenia których stosuje się elektrody o niższych własnościach wytrzymałościowych niż materiał rodzimy [32].

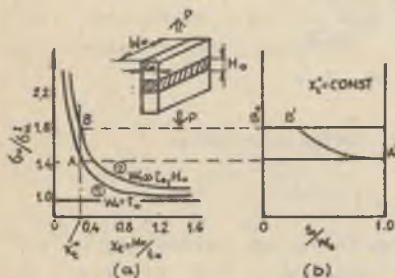
Wysunięto tezę, że pewien procent warstw o zmniejszonej wytrzymałości doraźnej, lecz o większej plastyczności (które dalej będą nazywane warstwami miękkimi) w spoinach złączy ze stali o dużej wytrzymałości zmniejszy prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych da/dN w tych warstwach, a przez to w całej spoinie.

Udowodnienie tej tezy wymaga określenia prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych, odporności na kruche pękanie, wielkości stref plastycznych na czole pęknięcia, gęstości dyslokacji w obszarze rozwijającego się pęknięcia oraz zbadania powierzchni przełomów pęknięć spoin zawierających, oprócz warstw o wytrzymałości równej wytrzymałości stali, również warstwy o mniejszej wytrzymałości i zwiększonej plastyczności.

2. WPŁYW WARSTW MIĘKKICH NA WŁASNOŚCI MECHANICZNE ZŁĄCZY OBCIĄŻONYCH STATYCZNIE I DYNAMICZNIE

2.1. Teoria umocnienia kontaktowego

Badacze radzieccy Bakszi, Szron i in. [33÷36] a także japońscy Satoh, Toyoda i in. [32, 37÷39], posługując się analizą naprężeń w warstwie miękkiej, uważają, że zachowanie się pod względem mechanicznym złączy spawanych, mających usytuowaną poprzecznie do kierunku obciążenia warstwę miękką o dostatecznie małej grubości, uwarunkowane jest zjawiskiem koncentracji odkształceń plastycznych w tej warstwie i wytworzeniem przestrzennego stanu naprężeń, powstającego wskutek wstrzymywania odkształceń na powierzchni styku z materiałem rodzimym.



Rys. 1. Spawane płyty z warstwą miękką, W_0 , t_0 szerokość i grubość płyty, H_0 - grubość warstwy miękkiej. Zależność wytrzymałości płyty G_u od względnej grubości warstwy x_t (a) i od t_0/W_0 przy $x_t = \text{const}$ (b); G_u^I - wytrzymałość warstwy miękkiej [37]

W związku z tym w warstwie miękkiej występuje zjawisko kontaktowego umocnienia, wyrażające się wzrostem wytrzymałości tej warstwy przy jednoczesnym spadku jej własności plastycznych. Występowanie tego zjawiska zależy od wymiarów warstwy miękkiej (tzw. względnej grubości warstwy miękkiej x) i od stosunku granicy plastyczności materiału rodzimego do granicy plastyczności warstwy miękkiej (rys. 1).

Autorzy japońscy [32, 37÷39] wiążą efekt umocnienia złącza również z szerokością spawanych blach: ze wzrostem szerokości blach do wartości 5-krotnej wytrzymałość złącza rośnie aż do wytrzymałości zbliżonej do wytrzymałości materiału rodzimego, przy stałej względnej grubości warstwy (rys. 1).

Opierając się na pracach [33÷36, 40], Ranatowski [41÷43] wyprowadził ogólny wzór na krytyczną grubość warstwy miękkiej x_{kr} , przy której osiąga ona wytrzymałość materiału rodzimego:

$$x_{kr} = \frac{R_0^w}{2\sqrt{3} R_m^T - R_0^w \sigma} \quad (1)$$

gdzie:

R_0^w - granica plastyczności warstwy,

R_m^T - wytrzymałość na rozciąganie materiału rodzimego.

Z prac [40, 44, 45] wynika, że ze zmniejszaniem względnej grubości warstwy x rośnie jej skłonność do kruchego pęknięcia, a krytyczna grubość warstwy x'_{kr} , poniżej której ulegnie ona zniszczeniu w sposób kruchy, wynosi [41÷43]:

$$x'_{kr} = \frac{R_0^w \sigma_V}{2\sqrt{3} G_H R_0 - 3R_0^w \sigma_V} \quad (2)$$

gdzie:

σ_V, G_H - naprężenia główne w sąsiedztwie czoła pęknięcia,

R_0 - wytrzymałość rozdzielcza.

Przy obciążeniach dynamicznych jako kryterium oceny skłonności do kruchego pęknięcia przyjmuje się wielkość pracy zniszczenia [46, 47], która dla próbek z warstwą miękką (prawie niezależnie od x) stanowi 60% pracy potrzebnej do zniszczenia próbek jednorodnych z materiału rodzimego, mimo że udarność materiału rodzimego stanowi np. przy 0°C zaledwie 30% udarności warstwy miękkiej. Szereg prac [48÷50] wskazuje na to, że przy obciążeniach zmiennych granica zmęczenia próbek bez karbu z warstwą miękką zwiększa się ze zmniejszeniem względnej grubości warstwy x . Natomiast próbki z karbem naciętym w warstwie miękkiej [48] wykazują większą wrażliwość na działanie karbu przy zmniejszonej względnej grubości warstwy.

W przypadku warstw miękkich usytuowanych podłużnie do kierunku obciążenia może mieć zastosowanie wzór podany przez Kolago [51]. Stosunek nośności p złącza z podłużną warstwą miękką i bez warstwy wynosi:

$$p = 1 - \frac{R_0 - R_0^w}{R_0} \cdot \sum_{i=1}^n F_n^w \quad (3)$$

gdzie:

R_0, R_0^w - granica plastyczności materiału i warstwy,

F - przekrój elementu,

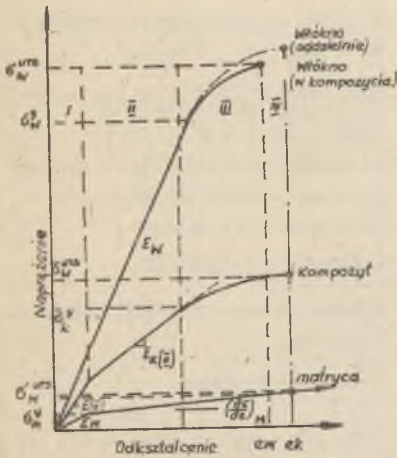
F_n^w - przekrój n-tej podłużnej warstwy miękkiej.

Brak jest informacji na temat rozwoju pęknięć zmęczeniowych w elementach z warstwami miękkimi.

2.2. Teoria kompozytów

Do spoin z warstwami miękkimi usytuowanymi równolegle do kierunku obciążeń wydaje się również możliwe zastosowanie rozwiązania stosowanego do materiałów kompozytowych z włóknami ciągłymi [52]. Wychodząc z addytywności własności oddzielnych składników, można wyróżnić następujące fazy przy rozciąganiu kompozytów (rys. 2):

- I - sprężyste odkształcenie włókna i matrycy,
- II - plastyczne odkształcenie matrycy i sprężyste włókna,
- III - plastyczne odkształcenie włókna i matrycy,
- IV - zniszczenie kompozytu.



Rys. 2. Schemat rozciągania kompozytu z metalową osnową, zbrojonego ciągłymi włóknami [52]

$\sigma_W^UTS, \sigma_M^UTS, \sigma_k^UTS$ - R_m włókna, matrycy i kompozytu, $\sigma_W^Y, \sigma_M^Y, \sigma_k^Y$ - R_e włókna, matrycy i kompozytu, E_W, E_M, E_k - moduł E włókna, matrycy i kompozytu, ϵ_W, ϵ_k - odkształcenie włókna i kompozytu

Na podstawie takiej analizy naprężenia niszczące w kompozycie są określone następująco:

$$\sigma_K = \sigma_w v_w + \sigma_M (1 - v_w) \quad (4)$$

gdzie:

σ_K, σ_M i σ_w - naprężenie w kompozycie, matrycy i włóknie przy jednako-
wym odkształceniu,

v_w - objętościowy udział włókna.

Stosując zasady addytywności i mechaniki pęknięcia do kompozytów z włóknami, w celu określenia ich odporności na pęknięcie (stosując wyrażenie na intensywność wyzwalałania energii sprężystej $G = K^2/E$) można otrzymać wyrażenie:

$$(G_c)_K = (G_c)_W + (G_c)_M \quad (5)$$

gdzie:

G_c - współczynnik krytyczny intensywności wyzwalałania energii dla kompozytu, włókna i matrycy.

Wartości $(G_c)_W$ i $(G_c)_M$ można wyznaczyć z zależności:

$$(G_c)_W = \frac{1}{2} v_w^2 r_y (G_w^2/E_w)_r \quad (6)$$

$$(G_c)_M = G_M \epsilon_M [d v_m^2 (1 - v_m)] \quad (7)$$

gdzie:

v_w, v_m - udział objętościowy włókna i matrycy,

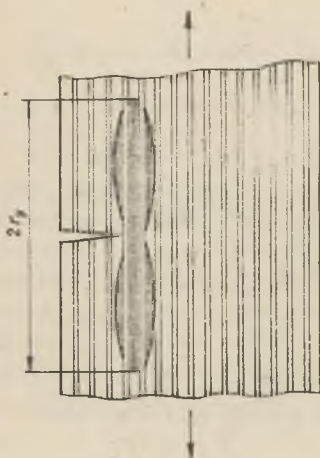
r_y - wielkość strefy plastycznej (rys. 3),

$(G_w/E_w)_r$ - stosunek wytrzymałości włókna do jego modułu sprężystości w momencie zniszczenia,

G_M - wytrzymałość matrycy,

ϵ_M - odkształcenie matrycy przy zniszczeniu,

d - średnica włókna.

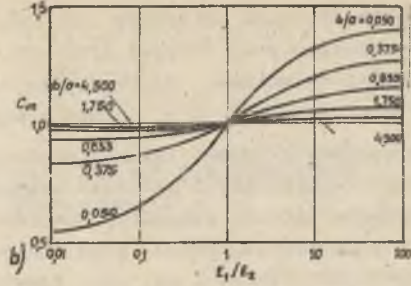
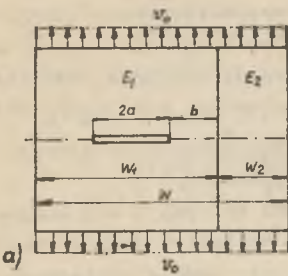


Rys. 3. Strefa plastyczna w matrycy kompozytu [52]

Oporność na kruche pęknięcie kompozytów zależy również od usytuowania szczeliny względem włókien. Stosowane są także inne rozwiązania w celu określenia odporności na kruche pęknięcie kompozytów oparte na wyznaczaniu energii potrzebnej do uzyskania nowej powierzchni rozdziału dA lub wykorzystaniu zespolonych potencjałów naprężeń [52].

Prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych da/dN kompozytów zależna jest od współczynnika intensywności naprężeń K [52] na końcu pęknięcia (rys. 4), przy czym:

$$K = c \sqrt{\pi a} \quad (8)$$



Rys. 4.

a) szczelina w pobliżu granicy rozdziału dwóch materiałów, b) zmiana C_m - wzór (8) w zależności od E_1/E_2 dla różnych wielkości b/a , V_0 - przemieszczenie [52]

gdzie:

$$c = \frac{c_\lambda c_m W}{W_1 + (E_2/E_1)W_2}$$

c_λ - poprawka uwzględniająca szerokość próbki,

$\frac{W}{W_1 + (E_2/E_1)W_2}$ - poprawka uwzględniająca sposób obciążenia,

c_m - poprawka uwzględniająca wpływ drugiego materiału na rozkład naprężeń na końcu szczeliny.

Tablica 1

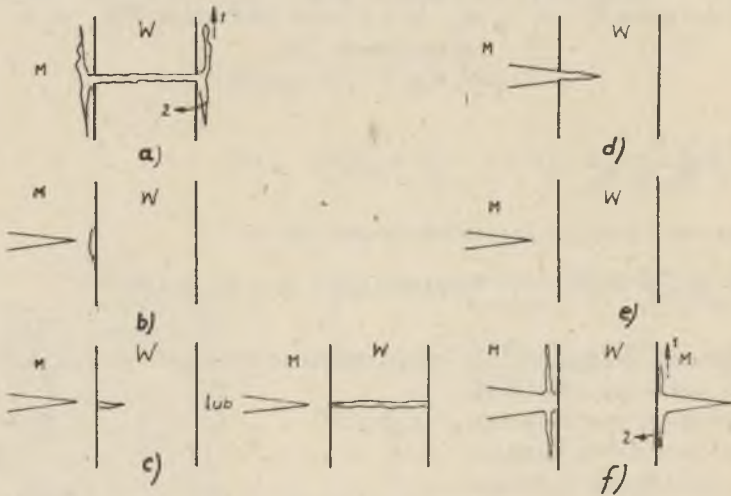
Wpływ pola sprężonych naprężeń na czole szczeliny przy powierzchni rozdziału na wzrost pęknięć w warunkach zmęczenia [52]

Umiejscowienie szczeliny	Pęknięcie zbliża się do powierzchni rozdziału		Pęknięcie dochodzi do powierzchni rozdziału	
	$G_1/G_2 > 1$	$G_1/G_2 < 1$	$G_1/G_2 > 1$	$G_1/G_2 < 1$
Matryca	-	da/dN małe	-	rozszczepienie przez oderwanie
Włókno	da/dN rośnie		rozwarstwianie, ścinanie w matrycy, rozerwanie włókna	

Wpływ drugiego materiału na pole naprężeń w pobliżu końca szczeliny jest znaczący przy $b/a < 3$ (rys. 4). Gdy szczelina przybliży się do powierzchni rozdziału, K zmniejsza się, gdy sztywność drugiego materiału jest większa $E_1/E_2 < 1$ i rośnie w przypadku odwrotnym, tzn. $E_1/E_2 > 1$.

W tabelicy 1 podano zmiany prędkości rozwoju szczeliny w zależności od położenia szczeliny i wartości stosunku modułów ścinania.

Sposoby wzrostu szczeliny zmęczeniowej pokazano na rys. 5 dla kompozytów z włóknami ciągłymi, skąd widać, że wzrost szczeliny zależy również od spójności włókna i matrycy. Zjawisko takie nie będzie występować w spoinach z warstwami miękkimi.



Rys. 5. Sposoby wzrostu zmęczeniowej szczeliny, w metalach zbrojonych włóknami. Umiejscowienie szczeliny w włóknie (W) rys. a) i d) oraz w matrycy (M) rys. b), c), e), f)

1 - szczelina powstająca wg sposobu zniszczenia II, 2 - szczelina powstająca wg sposobu zniszczenia III
rys. b) odpowiada przypadkowi rozszczepienia włókna od matrycy, na rys. d) szybkość wzrostu szczeliny rośnie, a na rys. e) maleje [52]

3. ROZWÓJ PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH W STALACH KONSTRUKCYJNYCH I ZŁĄCZACH SPAWANYCH

Prędkość rozwoju pęknięcia o wymiarach podkrytycznych informuje o szybkości procesu zmęczenia i może być wykorzystana do określenia żywotności elementu. Opisuje się ją następującym wzorem:

$$\frac{da}{dN} = f(\sigma, a, C) \quad (9)$$

gdzie:

a - długość pęknięcia,

σ - naprężenia,

C - stała materiałowa,

N - liczba cykli.

Oprócz czynników ujętych we wzorze (9), na prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych wpływają: częstość obciążenia, temperatura, ośrodek, cechy materiału (K_{IC} , R_m , zdolność do odkształceń w strefie pęknięcia i związane z tymi odkształceniami umocnienie lub osłabienie materiału) oraz geometria elementu.

Obszerny przegląd wzorów na prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych, oparty na różnych hipotezach zmęczeniowych, został przedstawiony w pracy [4]. Szereg autorów [53, 54] wiązało prędkość rozwoju pęknięć przede wszystkim z wielkością naprężeń i długością pęknięcia. Wzory oparte na tych rozważaniach cechuje duża liczba stałych, co zmusza do każdorazowego ich wyznaczania w sposób doświadczalny dla różnych materiałów i dla różnych warunków obciążeń.

Paris i Erdogan [55] a także Pearson [56] wykorzystali prace swych poprzedników i uzależnili da/dN od zakresu współczynnika intensywności naprężeń na czole pęknięcia.

Najczęściej stosowany obecnie wzór, pod nazwą wzoru Parisa, ma postać:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (10)$$

gdzie:

C, m - stałe materiałowe, wyznaczone doświadczalnie,

ΔK - zakres współczynnika intensywności naprężeń.

Raju [57] a także Wołkow [58] opracowali zależności na da/dN , posługując się matematycznym opisem funkcji $G = f(\xi)$ i przybliżoną analizą energii odkształcenia plastycznego na czole pęknięcia.

Czerepanow [59, 60] oparł się na założeniu, że dysypacja energii na skutek powiększania się pęknięcia, odniesiona do jednostki nowo powstałej powierzchni, jest stałą materiałową, a z kolei Wnuk [61] wyprowadził podobną zależność, opierając się na teorii ciał lepkosprężystych. Zależności te stosowane są często łącznie, np. [21] pod nazwą wzoru Wnuka-Czerepanowa:

$$\frac{da}{dN} = -C \left[\frac{K_{\max}^2 - K_{\min}^2}{K_c^2} + \ln \frac{K_c^2 - K_{\max}^2}{K_c^2 - K_{\min}^2} \right] \quad (11)$$

gdzie:

C - stała,

K_{\min}, K_{\max}, K_c - minimalna, maksymalna i krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń.

Yokobori [62] opracował wzór na podstawie kinetycznej teorii pęknięć opisującej liczbę dyslokacji na czole pęknięcia. We wzorze tym występuje jednak szereg stałych i współczynników, których dokładne wyznaczenie jest bardzo problematyczne, przez co zastosowanie wzoru budzi pewne zastrzeżenia.

Opracowano również szereg wzorów opartych na wielkości odkształceń plastycznych: łączących prędkość pęknięcia z wielkością stref plastycznych [63, 64], wykorzystujących kryterium Mansona i Coffina uzupełnione hipotezą Minera o akumulacji uszkodzeń na czole pęknięcia [65], uwzględniających krytyczne odkształcenie na czole pęknięcia [66].

Należy tu jeszcze przytoczyć wzory oparte na koncepcji Parisa: wzór Formana [67] uwzględniający działanie współczynnika asymetrii cyklu R :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R) K_c - \Delta K} \quad (12)$$

oraz wzór uwzględniający efekt Elbera [68]: zamykania się pęknięcia wskutek powstających naprężeń ściskających w strefie plastycznej podczas odciążenia. Znajduje to wyraz w przyjęciu efektywnego współczynnika intensywności naprężeń ΔK_{ef} do wzoru Parisa:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{ef})^m = C(U\Delta K)^m \quad (13)$$

gdzie:

$$U = 0,5 + 0,4 R.$$

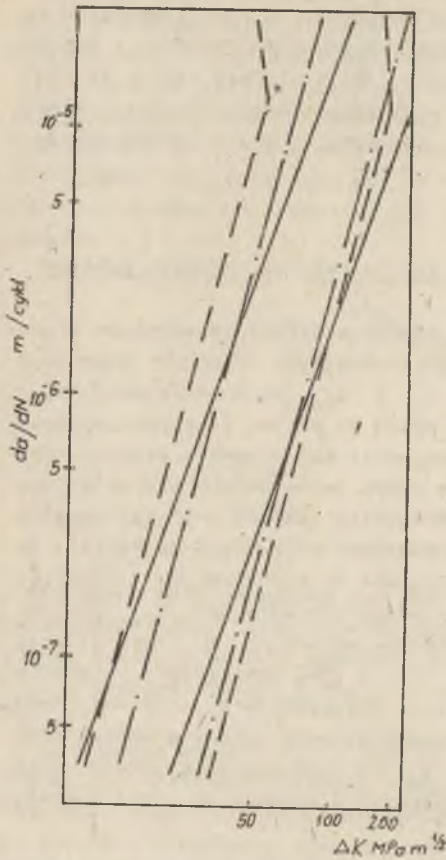
Wzór Parisa (10) znalazł najszersze zastosowanie do badań rozwoju pęknięć zmęczeniowych w elementach spawanych [69÷123]. Należy stwierdzić, że stałe C i m w tym wzorze nie są ściśle stałymi materiałowymi i zależą od wielu czynników, jak σ_m i R . Równanie (10) traci ważność przy niskich $\Delta K \rightarrow \Delta K_{th}$ i wysokich $\Delta K \rightarrow K_C$ wartościach współczynnika intensywności naprężeń. W mniejszym zakresie stosowane są wzory Wnuka-Czerepanowa i Formana [21].

3.1. Wpływ własności mechanicznych stali na prędkość rozwoju pęknięć

Cracker i Lange [69] stwierdzają, że charakterystyki zmęczeniowe propagacji pęknięć zmęczeniowych w stalach konstrukcyjnych niewiele zmieniają się ze zmianami R_e i K_{IC} , natomiast R_e i K_{IC} tych stali, zmieniając się w szerokim zakresie, wywierają duży wpływ na proces zniszczenia. Pasma rozrzutu dla 3 grup stali (rys. 6) wzajemnie się w pewnym stopniu pokrywają, przy czym należy stwierdzić, że pasma te są bardzo szerokie i dla określonych ΔK sięgają powyżej rzędu wielkości da/dN . W innych pracach stwierdzono jednak wyraźny wzrost współczynnika m (we wzorze Parisa) ze wzrostem R_e [70], a w niektórych zmniejszenie ze wzrostem R_e [71÷74]. Stwierdzono także, że m jest odwrotnie proporcjonalne do K_{IC} [2, 75] (rys. 7), a temperatura odpuszczania istotnie wpływa na m (rys. 8), przy czym istnieje optymalna wartość m [76, 77]. W [78] stwierdzono istotne zmiany m ze zmianą odporności na pękanie. Przytoczone tu informacje wskazują na to, że chociaż nie zawsze występują wyraźne zmiany w charakterystyce propagacji pęknięcia ze zmianami R_e , to mogą wystąpić istotne zmiany w rozwoju pęknięć w wyniku obróbki cieplnej i zmian w składzie chemicznym stali.

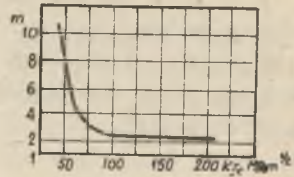
Przy projektowaniu konstrukcji z uwzględnieniem ich wytrzymałości zmęczeniowej autorzy pracy [69] proponują trzy koncepcje w zależności od wartości K_{IC}/R_e (rys. 9), a więc od sposobu zniszczenia. W przypadku $K_{IC}/R_e > 0,24$ mogą występować duże wady (pęknięcia) bez niebezpieczeństwa rozprzestrzeniania. Prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych w tej grupie stali niskowęglowych i ciągliwych jest istotnie niższa niż w stalach wysokowytrzymałych. Konstrukcje z tych stali wymagają dużych przekrojów dla utrzymania niskich naprężeń i stanowią najmniejsze problemy zmęczeniowe. Przy spawaniu tych stali nie pojawiają się większe problemy. Do określenia żywotności konstrukcji można stosować mechanikę pękania.

W przypadku $0,24 > K_{IC}/R_e > 0,08$ sposób zniszczenia będzie pękaniem sprężystym. Problemy zmęczeniowe w tej grupie stali są bardzo ważne. Naprężenia robocze są wyższe i przez to prędkość wzrostu pęknięć także. Do analizy żywotności konstrukcji można stosować mechanikę pękania. Występują też pewne problemy spawalnicze przy wytwarzaniu konstrukcji z tych stali.

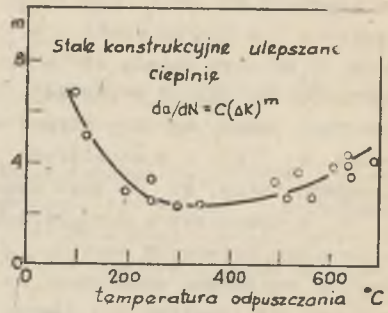


Rys. 6. Pasma rozrzutu prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych dla stali

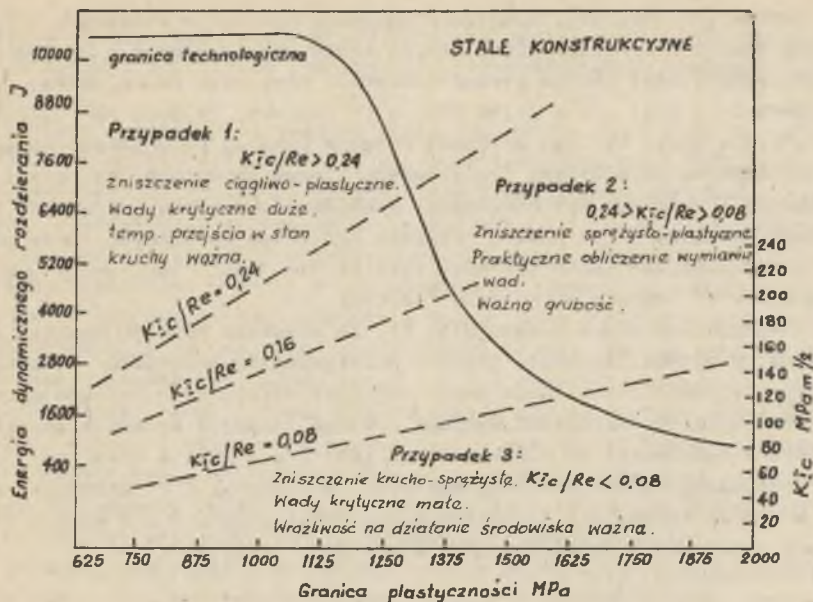
- · - · - · niskowęglowych i niskostopowych $R_e = 238 \pm 890$ MPa
- wysokowytrzymałych $R_e = 560 \pm 1330$ MPa
- - - - - ultrawysokowytrzymałych $R_e = 1450 \pm 2160$ MPa [69]



Rys. 7. Zmiana wykładnika m we wzorze Parisa w zależności od odporności materiału na pęknięcie [2]



Rys. 8. Zmiany wykładnika m , we wzorze Parisa, w zależności od temperatury odpuszczania dla stali ulepszonych cieplnie [76]



Rys. 9. Podział stali konstrukcyjnych w zależności od stosunku K_{1C}/R_0 [69]

W przypadku $K_{1C}/Re < 0,08$ sposób zniszczenia będzie krucho-sprężyste z niestabilnym pękaniem. Dopuszczalne wady są bardzo małe. Występują poważne trudności spawalnicze. Zjawisko propagacji pęknięć jest bardzo skomplikowane z uwagi na to, że stale tej grupy są bardzo wrażliwe na działanie środowiska, zwłaszcza pary wodnej. Do analizy żywotności konstrukcji można stosować mechanikę liniowo-sprężystą.

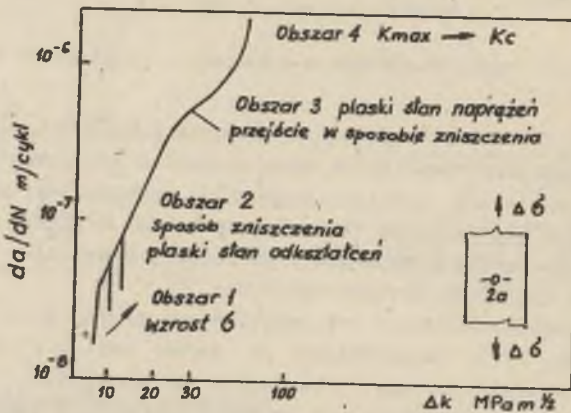
Na jeden z istotnych czynników wpływających na da/dN zwracają uwagę Kobayashi i współpr. [79], stwierdzając, że da/dN rośnie ze wzrostem zawartości siarki w stali, co jest spowodowane zarodkowaniem dekohezyjnych pęknięć od wtrąceń siarczkowych w kształcie płytek. Z tego powodu zawartość siarki powinna być niższa od 0,01%, zwłaszcza dla stali o dużej wytrzymałości.

3.2. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w złączach spawanych

Prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych w złączach spawanych ze stali konstrukcyjnych, określana w oparciu o mechanikę pęknięcia (wzór Paris), była przedmiotem wielu prac. W wielu z nich [80+87] stwierdzono duże pasmo rozrzutu wynikające z próby udowodnienia, że prędkość rozwoju pęknięć jest taka sama w materiale rodzimym, spoinie i strefie wpływu ciepła, a także z nieprzypięzowania wagi do wpływu naprężeń średnich i naprężeń pozostałych oraz granicy plastyczności materiału rodzimego i spoiny.

Np. Maddox [80, 81, 87], badając propagację pęknięć w stopiwach o $R_{\sigma} = 386 \pm 636$ MPa i w strefie wpływu ciepła stali niskowęglowej o $R_{\sigma} = 259$ MPa, wszystkie wyniki ujął jednym pasmem rozrzutu, przy czym pasmo da/dN jest dosyć szerokie i przy $\Delta K = 31,62$ MPa $m^{1/2}$ wynosi $(1,5 \pm 6) \cdot 10^{-7}$ m/cykl. Również Matoba [82], badając prędkość rozwoju pęknięć na próbkach modelowych i porównując je z danymi dla typowych złączy spawanych ze stali o podwyższonej i wysokiej wytrzymałości, dochodzi do wniosku, że wyniki badań złączy mieszczą się w paśmie rozrzutu dla badań modelowych, przy czym należy stwierdzić, że pasmo rozrzutu jest bardzo duże, np. przy $\Delta K = 31,62$ MPa $m^{1/2}$ wynosi aż $10^{-8} \pm 10^{-5}$ m/cykl.

Wyżej wymienione prace wskazują na to, że prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych, w dużych zakresach granicy plastyczności materiału rodzimego i spoiny, nie zmienia się. Duże pasma rozrzutu otrzymanych wyników są przypisywane normalnemu rozrzutowi wyników lub też zmianą w sposobie zniszczenia próbki w zależności od wielkości ΔK [80] (rys. 10). W obszarze 1 na wyniki oddziałuje karb i wielkość naprężeń, w obszarze 2 zniszczenie zachodzi w sposób typowy dla płaskiego stanu odkształceń, w 3 w sposób odpowiadający płaskiemu stanowi naprężeń i w 4 K_{max} dąży do K_c .



Rys. 10. Zależność między krzywą propagacji pęknięcia i charakterem zniszczenia płyty z centralnym karbem [80]

Istnieje jednak szereg prac [72±74, 88±96] uwzględniających wpływ różnych czynników na rozwój pęknięć zmęczeniowych.

Iida i Fujii [89], badając prędkość rozwoju pęknięć od wad spawalniczych w złączach o grubości $g = 100$ mm ze stali A-533 (0,17% C; 1,31% Mn; 0,55% Ni; 0,5% Mo; $R_{\sigma} = 483$ MPa) przeznaczonej na zbiorniki ciśnieniowe, stwierdzili nieco niższą prędkość w spoinie $da/dN = 1,50 \cdot 10^{-9} \cdot \Delta K^{3,4}$ niż w materiale rodzimym $da/dN = 1,62 \cdot 10^{-9} \cdot \Delta K^{3,3}$ (ΔK w MPa $m^{1/2}$, da/dN w m/cykl). Również Parry i współpr. [90] podają podobne stwierdzenia odnośnie do złączy spawanych z niskostopowej stali konstrukcyjnej A 514, tłumacząc to naprężeniami powstającymi podczas spawania. Trudno się zgodzić

z takim tłumaczeniem, gdyż w obszarze spoiny i strefy wpływu ciepła powstają wysokie naprężenia rozciągające przyspieszające prędkość rozwoju pęknięć.

Mathers i Jubb [91], badając stale nierdzewne typu 18/8 304L i 304HP i złącza z tych stali, stwierdzili, że w temperaturze -196°C prędkość rozwoju pęknięć jest znacznie niższa niż w temperaturze pokojowej. Fakt ten został wytłumaczony przemianą martenzytyczną w niskiej temperaturze, blokującą ruch dyslokacji i ograniczającą odkształcenia na czole pęknięcia, a także obniżeniem energii odkształcenia potrzebnej do propagacji. Tłumaczenie to nie wydaje się całkowicie jasne, gdyż obniżenie energii odkształcenia spowoduje wzrost pęknięcia w sposób kruchy, a więc powinno się obserwować zwiększenie da/dN . Ponadto w tak niskiej temperaturze zwiększy się R_{σ} i R_m stali. James [92], badając złącza spawane z tej samej stali 304, niższą prędkość rozwoju pęknięć w spoinie tłumaczy strukturą delta-ferrytyczno-austenityczną i rozwojem pęknięcia głównego z rozgałęzieniami. Formowanie dodatkowej powierzchni pęknięć wymaga dodatkowej energii i to jest przyczyną niższej prędkości rozwoju pęknięć.

Bardziej szczegółowe zależności między prędkością rozwoju pęknięć a granicą plastyczności stali i stopiwa R_{σ} , w zakresie 250 ± 550 MPa, podaje Gurney [73]:

$$m = 3,94 - 0,00379 R_{\sigma} \quad (14)$$

$$\log C = 0,0048 R_{\sigma} - 12$$

gdzie:

C, m - stałe we wzorze Parisa,

R_{σ} w MPa, ΔK w $\text{MPa m}^{1/2}$, da/dN w m/cykl ,

co oznacza, że da/dN rośnie ze wzrostem R_{σ} . Maddox [87] nie potwierdził tych zależności (rys. 11), a Kobayashi i współpr. [72] podali nieco inną zależność m od R_{σ} , otrzymaną dla niskostopowych stali i stopiw o podwyższonej i wysokiej wytrzymałości ($R_{\sigma} = 232\pm 924$ MPa):

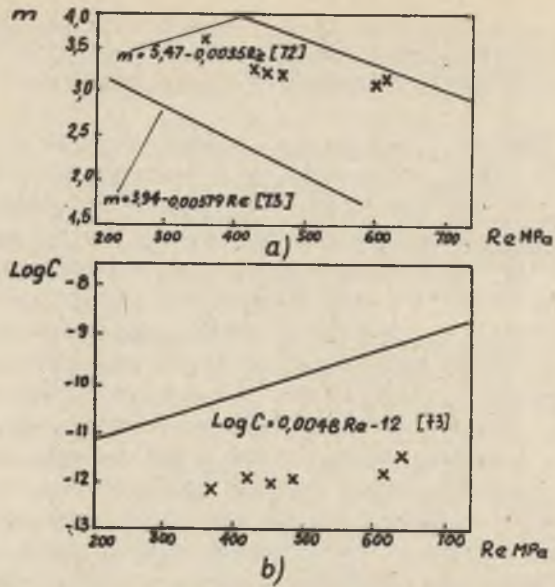
$$m = 5,47 - 0,0035 R_{\sigma} \quad (15)$$

gdzie:

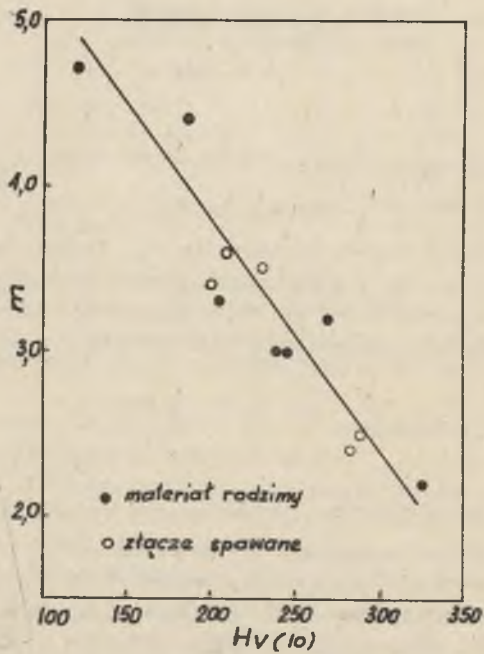
m - stałe we wzorze Parisa, jednostki jak we wzorze (14).

Na zależność zmniejszania się m ze wzrostem R_{σ} zwrócili uwagę również Ekstrom i Munse [74], a Tanaka i współpr. [96] stwierdzili zmianę m ze zmianami twardości spoiny, strefy wpływu ciepła i materiału rodzimego (rys. 12).

Stwierdza się często duży rozrzut wyników dla stałych C i m [94] wynikający z różnych warunków badawczych, jak: grubość i kształt próbek,



Rys. 11. Zależność m (a) i C (b) od granicy plastyczności stali konstrukcyjnych. Linie ciągłe wg [73] i [72]. Punkty wg [87]



Rys. 12. Zależność ślędy m a twardości dla materiału rodzimego i złączy ze stali niskostopowych [96]

własności mechanicznych stali i stopiw, różnych sposobów obciążenia oraz naprężeń średnich i współczynników asymetrii cyklu.

Natomiast Koshiga i Kawahara [93] proponują korelację między C i m niezależnie od zmian własności mechanicznych, struktury, naprężeń średnich i zastosowania systemu obciążeń. W wyniku badań niskostopowych stali o $R_m = 333 \pm 814$ MPa i złączy spawanych z tych stali potwierdzona została bardzo dobrze zależność:

$$C = A/B^m \quad (16)$$

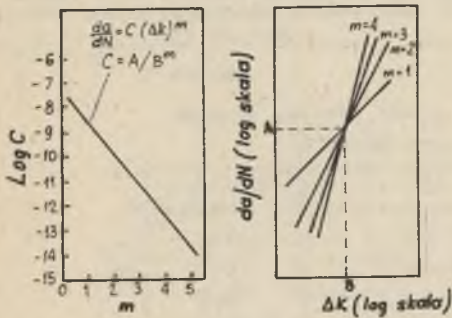
gdzie:

C, m - stałe we wzorze Parisa ΔK w MPa $m^{1/2}$ da/dN w m/cykl,

$$A = 5 \cdot 10^{-8}$$

- uniwersalne stałe materiałowe.

$$B = 17,08$$



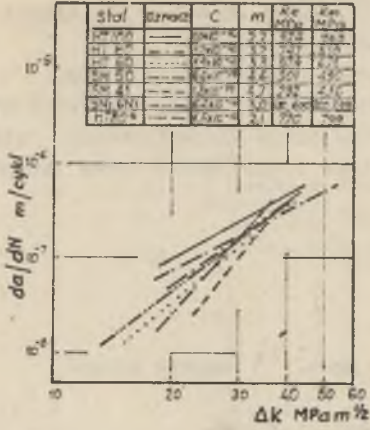
Rys. 13. Zależność między C i m i wykres $da/dN - \Delta K$ dla różnych wartości m [93]

Zależność tę pokazano na rysunku 13, skąd wynika, że prędkość rozwoju pęknięcia przy $\Delta K = B$ jest równa A bez względu na m , czyli $(da/dN)_{\Delta K=B} = A$. Oznacza to, że przy $\Delta K < B$ wzrost R_m materiału będzie powodował zwiększenie prędkości rozwoju pęknięć, natomiast przy $\Delta K > B$ wzrost R_m będzie zmniejszał da/dN . Zostało to potwierdzone w pracy [72] (rys. 14, 15). Wartości stałych A i B , wyznaczone przez innych autorów, podano w tabelicy 2. Znaczne różnice między wartościami A i B wy-

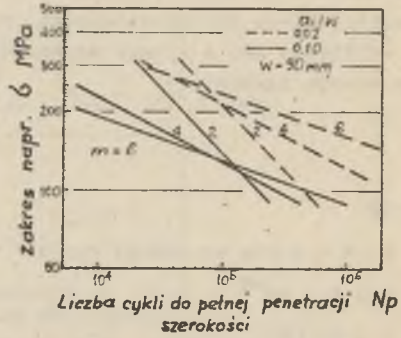
znaczonymi przez różnych autorów świadczą o tym, że nie są to uniwersalne stałe materiałowe, lecz stałe zależne od różnych czynników. Wartości stałych C i m dla stopiw o różnej granicy plastyczności podano w tabelicy 3.

Zmiany i duże rozrzuty prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych mogą wynikać również z nie zawsze uwzględnianego wpływu naprężeń własnych. Serensen i współpr. [98] badali wpływ naprężeń własnych w niskowęglowej stali o $R_m = 240$ MPa i stwierdzili jednoznaczny wpływ tych naprężeń na da/dN .

Naprężenie własne rozciągające zwiększają, a ściskające zmniejszają da/dN . Dolne pasmo rozrzutu na rys. 16 dotyczy próbek, które miały naprężenia pozostające rozciągające, a górne pasmo dotyczy próbek z naprężeniami ściskającymi.



Rys.14. Szybkość propagacji w płytach z centralnym karbem w stalach konstrukcyjnych [72]



Rys. 15. Zależność naprężeń niszczących i żywotności propagacji od wielkości początkowej wady i wartości wykładnika m we wzorze Parisa [72]

Tablica 2

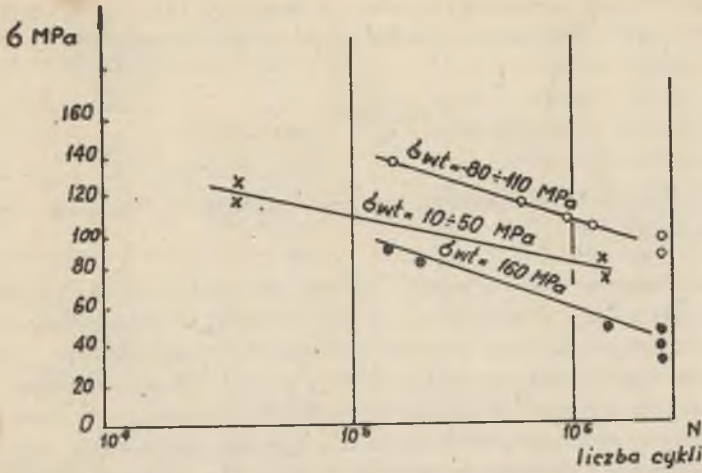
Stałe A i B wyznaczone przez różnych autorów
(da/dN w m/c , ΔK w $MPa m^{1/2}$)

A	B	Źródło
$5 \cdot 10^{-8}$	17,08	[93]
$5,5 \cdot 10^{-8}$	21,13	[95]
$1,315 \cdot 10^{-7}$	28,3	[94]
$2 \cdot 10^{-7} \div 10^{-6}$	31,6 ÷ 47,3	[97]
$2,16 \cdot 10^{-7}$	30,9	[72]
$5,53 \cdot 10^{-8}$	18,7	[109]

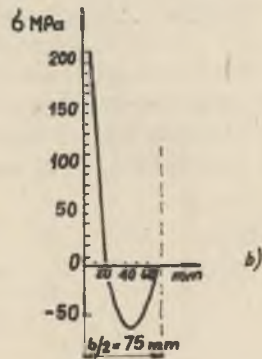
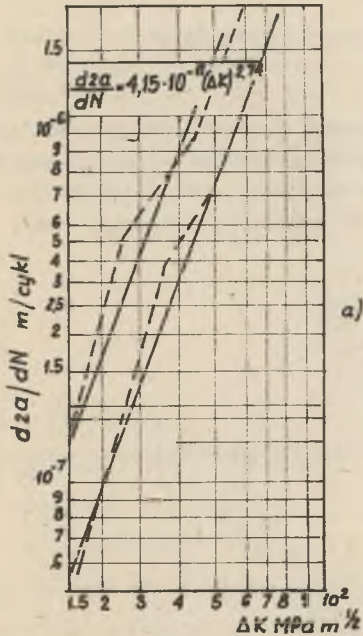
Tablica 3

Stałe C i m dla stopiów o zmiennej granicy plastyczności (da/dN w m/c , ΔK w $MPa m^{1/2}$)

R _e MPa	R _m MPa	C	m	Źródło
636	741	$6,22 \cdot 10^{-12}$	3,06	[87]
605	757	$3,86 \cdot 10^{-12}$	3,08	[87]
470	612	$2,96 \cdot 10^{-12}$	3,20	[87]
448	633	$2,10 \cdot 10^{-12}$	3,25	[87]
432	568	$2,23 \cdot 10^{-12}$	3,30	[87]
386	463	$1,02 \cdot 10^{-12}$	3,58	[87]
-	~700	$3,96 \cdot 10^{-16}$	5,8	[97]



Rys.16. Wytrzymałość zmęczeniowa złączy doczołowych z brakiem przetopu wykonanych ze stali o $R_e = 240$ MPa, określona na podstawie badań prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Zaznaczono wpływ naprężeń własnych [98]



Rys.17. Pasmo rozrzutu dla prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w próbkach ze spoiną wzdłużną (a) i rozkład naprężeń własnych w próbce (b) [99]

--- linie obejmujące rzeczywiste wyniki pomiarów,
 ————— aproksymacja wg wzoru Parisa

Podobne spostrzeżenia wysuwają Tanaka i współpr. [96], proponując do obliczeń stosować efektywny współczynnik intensywności naprężeń:

$$\Delta K_e = K_{max} - K_r \quad (17)$$

gdzie:

K_r - współczynnik intensywności naprężeń zależny od rozkładu naprężeń pozostających.

Wpływ naprężeń własnych na da/dN został również szeroko przebadany przez Glinkę [99, 100]. Stwierdzono, że najszybciej rozwijają się szczeliny zmęczeniowe leżące w SWC i rosnące równoległe do osi spoiny. Jest to spowodowane oddziaływaniem szerokiej strefy pozostających naprężeń rozciągających. Natomiast szczeliny w płaszczyźnie prostopadłej do osi spoiny wykazują stosunkowo dużą prędkość wzrostu, gdy ich wierzchołki znajdują się w pobliżu osi spoiny. Po wejściu szczeliny w strefę naprężeń ściskających da/dN maleje (rys. 17).

Na wpływ naprężeń pozostających na da/dN zwraca uwagę także szereg badaczy [101÷108].

3.3. Żywotność złączy spawanych oceniana na podstawie prędkości rozwoju pęknięć

Wzór Parisa znajduje szerokie zastosowanie do oceny żywotności złączy spawanych obliczanej przez jego całkowanie w granicach od początkowej do końcowej długości wady i podstawienie odpowiedniej zależności na ΔK . Lawrence i Radziminski [110] uzyskali dla wady w kształcie dysku wzór:

$$N = \frac{(1 - \frac{m}{f}) - a_0 (1 - \frac{m}{2})}{(1 - \frac{m}{2}) C (\frac{2G}{\sigma_f})^m} \quad (18)$$

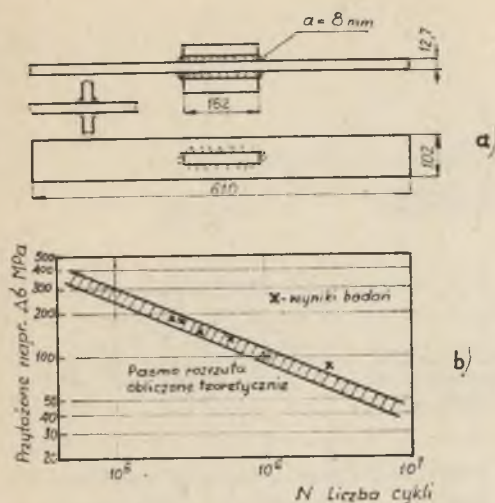
a dla wady rozłożonej wzdłuż całego elementu wzór wynikający z numerycznego obliczenia całki:

$$N = \sum_{a_0}^{a_f} \left[\frac{\cos \frac{\pi a}{2b}}{a C \frac{2}{m} G \frac{2}{\sigma_f}} \right]^{m/2} \Delta a \quad (19)$$

gdzie:

a_0, a_f - początkowy i końcowy wymiar wady,
 $2b$ - szerokość próbki,

przy czym stwierdzono dużą zgodność wyników doświadczalnych z teoretycznymi obliczeniami dla złączy (stal HY130 ulepszana cieplnie $R_e = 1000$ MPa) z wadami podobnymi do modelowych. Szereg innych prac [72, 80, 97, 111 ÷ 123] zawiera podobne informacje (rys. 18). Autorzy pracy [72] stwierdzili ponadto, że wpływ wykładnika m na żywotność złączy zmienia się zależnie od poziomu naprężeń i wielkości początkowej wady (rys. 15). Przy dużych wadach początkowych i przy naprężeniach niższych od 130 MPa korzystne ze względu na żywotność są niskowytrzymałe stале o dużej wartości m . Przy obciążeniu konstrukcji naprężeniami powyżej 130 MPa korzystniejszej



Rys. 18. Pasmo rozrzutu linii $\Delta\sigma - N$ obliczone teoretycznie i wyniki badań (b) dla złączy ze spoinami pachwinowymi (a) [121]

sze są stале wysokowytrzymałe. W przypadku małych wad początkowych graniczny poziom naprężeń wynosi 250 MPa.

Watanabe i współpr. [124] doszli do dużej zgodności wyników z przewidywaniami dla złączy krzyżowych ze stali SM41 i HT60 ($R_e = 277 \div 522$ MPa), stosując mechanikę sprężysto-plastyczną i wykorzystując wzór (20), z którego następnie wyliczono N :

$$\frac{\Delta\sigma}{\Delta N} = C'' \omega_L^2 \quad (20)$$

gdzie:

$$\omega_L = a \left[\sec\left(\frac{\sigma}{2 R_e}\right) - 1 \right],$$

a - połowa długości pęknięcia,

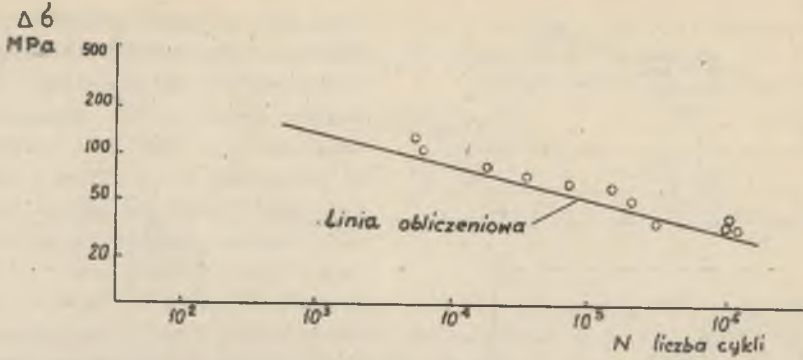
σ - przyłożone naprężenie,

R_e - granica plastyczności,

ω_L - długość strefy plastycznej na czole pęknięcia zmęczeniowego,

C'' - stała określona przez stan naprężeń.

Wyniki tej pracy pokazano na rysunku 19.



Rys. 19. Naprężenia niszczące w funkcji liczby cykli do zniszczenia dla złączy krzyżowych ze stali niskostopowych. Linia ciągła - obliczeniowa, punkty - pomiarowe [124]

Opracowano także metodę określania prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych i wyznaczenia stąd żywotności na podstawie ciągłego pomiaru COD w czasie zmęczenia [125] oraz metodę opartą na sprężysto-plastycznej analizie [126].

4. CECHY CHARAKTERYSTYCZNE ZŁOMÓW ZMĘCZENIOWYCH STALI I ZŁĄCZY SPAWANYCH

Złomy zmęczeniowe informują o mechanizmie inicjacji i rozwoju pęknięcia zmęczeniowego, jego prędkości i blokadzie oraz o charakterze i skutkach oddziaływania różnych czynników wewnętrznych i zewnętrznych. Ogólny podział złomów wraz z ich charakterystyką przedstawiono w pracach Maciejnego [127] i Kocańdy [4], wg których ze względu na obraz powierzchni złomy dzielą się na kruche i plastyczne (ciągliwe) oraz ze względu na mechanizm rozwoju pęknięć na łupliwe, quasi-łupliwe, ciągliwe, międzykrystaliczne i zmęczeniowe.

W obserwacjach mikrobudowy złomów zmęczeniowych szczególną uwagę zwraca się na prążki zmęczeniowe i ślady wgniecen. Prążki są śladem przemieszczającego się w każdym cyklu frontu pęknięcia. Są one prostopadłe do kierunku propagacji pęknięcia; w stalach są przeważnie nieciągłe i nieregularne. Rozróżnia się prążki plastyczne i kruche. Prążki pojawiają się prawie natychmiast wraz z inicjacją pęknięcia i nie pokrywają całej powierzchni złomu, lecz przeplatają się z odcinkami złomu kruchego i plastycznego. Wzrost odległości między prążkami zachodzi w miarę powiększania się długości pęknięcia i prędkości jego rozwoju. Interesujące jest, że prążki powstają tylko w powietrzu - w próżni nie powstają.

Istnieje szereg modeli mechanizmów powstawania prążków:

- przez nukleację mikropor; model Forsytha [wg 4],
- model umocnieniowy Jacoby'ego [128],
- model generacji i absorpcji dyslokacji na czole pęknięcia Shijve'ego [129],
- model powstawania prążków przez utlenianie [130],
- model poślizgowy Bowlesa i Brocka [131],
- model plastycznego stępienia Lairda i Smitha [132].

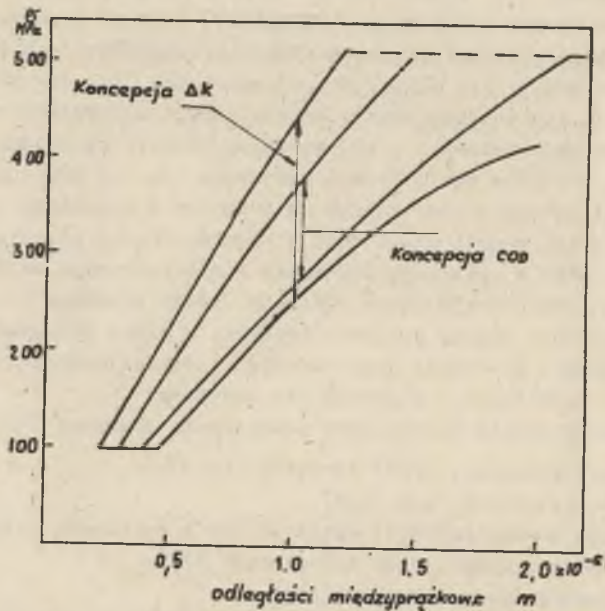
Powiązanie liczby prążków z prędkością rozwoju pęknięć zmęczeniowych umożliwia praktyczne wykorzystanie obrazu prążków do rekonstruowania historii obciążenia zmęczeniowego zniszczonych elementów. Szereg prac dotyczących tego problemu [125, 133-139] potwierdziło w mniejszym lub większym stopniu zgodność odległości między prążkami z prędkością rozwoju pęknięć zmęczeniowych dokonaną na powierzchni próbki w przypadku stali węglowych, niskostopowych i stopowych.

Są jednak prace stwierdzające różne prędkości rozwoju pęknięcia oceniane na podstawie pomiarów na powierzchni próbki i odległości międzyprążkowych. Np. w pracy [140] zasygnalizowano 10-krotnie większą wartość da/dN

w stali 304 (18/8) odpornej na korozję, określona na podstawie obrazu prążków, niż z obserwacji powierzchniowej. Pracy tej przeczą wyniki badaczy japońskich z tego samego roku i dla tej samej stali [137], gdzie stwierdzono dużą zgodność wyników pomiarów odległości między prążkami z pomiarami powierzchniowymi. Świadczy to o wpływie technik badawczych na wyniki. W [140] stosowano mikroskop skaningowy, w [137] repliki.

Są również koncepcje powiązania gęstości i wielkości pęknięć wtórnych w badanej stali z prędkością rozwoju pęknięcia głównego [141].

Badania powierzchni przełomów złączy spawanych ze stali SM50 ($C-Mn, R_m = 395 \text{ MPa}$) przeprowadzili Japończycy [125] i stwierdzili dużą zgodność wyników z pomiarów odległości międzyprążkowych i konwencjonalnych. Badacze ci jednak zastosowali do wyznaczania da/dN koncepcję COD, a nie ΔK (rys. 20).



Rys. 20. Zakres przyłożonych naprężeń oszacowany z odległości międzyprążkowych [125]

Ślady wgniecia (ślady opon, ślady tarcia) wykazują dużą regularność i tworzą równoległe do siebie ścieżki o kierunku zgodnym z kierunkiem rozwoju pęknięcia [4, 142]. Mechanizmy powstawania wgniecia są następujące:

- wgniatawanie twardych kryształitów wystających z powierzchni pęknięć podczas otwierania i zamykania się pęknięcia oraz, jego przemieszczania [143, 144],
- ciąg mikropor utworzony przez wodór w obciążeniu silnie obciążonego czoła pęknięcia [145].

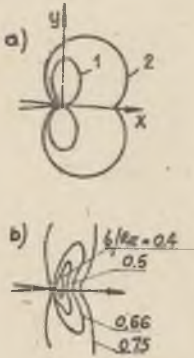
- turbulentny ześlizg, w czasie którego twardy krystalit odbija swój kształt na ściankach pęknięcia [4].
- łączne oddziaływanie lokalnych naprężeń stycznych i cyklicznych naprężeń ściskających [146].

5. ZMIANY NA CZOLE PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH

5.1. Strefy plastyczne

Rozwój pęknięć zmęczeniowych łączy się ze strefą plastycznego odkształcenia przed czołem szczeliny. Wielkość tej strefy w kierunku pęknięcia można wyznaczyć ze wzorów podanych w pracach [2, 4, 69, 124, 147÷150]. Stosunek wielkości stref plastycznych (na powierzchni elementu (płyty) - płaski stan naprężeń i w jej środku - płaski stan odkształceń) wynosi 9:1.

Szereg prac [147, 149] wskazuje na różnice w kształcie stref i ich wielkości w zależności od przyjętych kryteriów plastyczności (rys. 21).



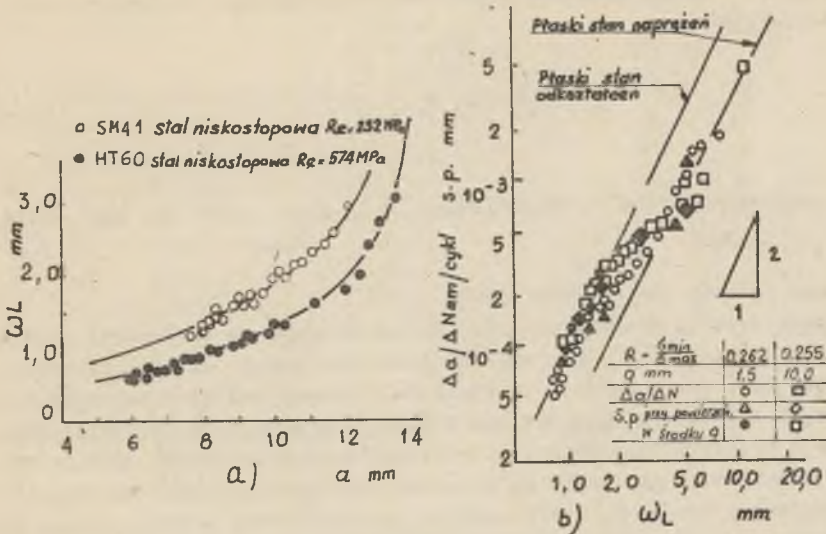
Rys. 21. Kształty strefy plastycznej: 1 - płaski stan naprężeń, 2 - płaski stan odkształceń G - naprężenie nominalne, R_g - granica plastyczności

Zmiana wielkości strefy plastycznej wraz z długością pęknięcia wiąże się ze zmianą kierunku płaszczyzny pęknięcia względem kierunku działania obciążeń, co jest równoznaczne z przejściem z płaskiego stanu odkształceń do płaskiego stanu naprężeń [80]. Zmiana wielkości strefy plastycznej przed czołem pęknięcia odpowiada zmianom długości pęknięcia a także zmianom prędkości pęknięcia [124] (rys. 22). Stwierdzono to w stalach niskowęglowych i niskostopowych.

Często wykorzystuje się równania sprężysto-plastycznej mechaniki pęknięcia [124, 126, 150] do oceny żywotności złączy z wykorzystaniem wymiarów strefy plastycznej.

Spiętrzenie naprężeń na czole szczeliny prowadzi we wszystkich materiałach już przy małych naprężeniach nominalnych do przekroczenia R_g i utworzenia się strefy plastycznej, którą najczęściej uwzględnia się przy wyznaczaniu współczynnika intensywności naprężeń przez wprowadzenie efektywnej długości szczeliny $a_{ef} = a + r_{pl}$ [151] i można wyznaczyć tzw. COS rozwarcia wierzchołka szczeliny jako punkty przecięcia strefy plastyczności z krawędziami szczeliny.

Do określenia kształtu i wielkości strefy plastycznej stosuje się techniki mikroskopowe [149, 152], siatkowe [151], filmowe [149, 151], mikrowiązki promieniowania Roentgena [4, 63, 64], trawienie przed i po wygrzewaniu [152, 153], pomiary mikrotwardości [154].



Rys. 22. Zależność długości strefy plastycznej ω_L od długości pęknięcia a (a) i zależność prędkości pęknięcia $\Delta a / \Delta N$ i odległości międzyprążkowych s.p. od długości strefy plastycznej (b) [124]

Na uwagę zasługuje praca Ishikawy i Tsuga [155], dotycząca wprowadzenia strefy plastycznej na czole pęknięcia w próbie Robertsona, lecz wiele mówiąca o mechanizmie wyhamowywania pęknięcia. Autorzy ci stwierdzają, że wokół zatrzymanego pęknięcia tworzy się duża strefa plastyczna oraz że energia rozwijającego się pęknięcia zużyta zostaje na wykonanie pracy odkształcenia na czole pęknięcia. Również w pracy [69] sugeruje się, że duży stopień plastyczności powstrzymuje pęknięcie, a wysoka odporność na pęknięcie związana jest z możliwością osiągnięcia dużej strefy plastycznego odkształcenia przed czołem pęknięcia.

Gillemot [156] a także Takahashi i współpr. [153] proponują wykorzystanie energii zaabsorbowanej przez jednostkę objętości materiału jako kryterium rozprzestrzeniania się pęknięcia zarówno przy próbie statycznego rozciągania, jak i przy niskocyklicznym zmęczeniu. Pęknięcie będzie propagować, gdy zostanie zaabsorbowana krytyczna energia właściwa W_c , przy czym

$$W_c = \int_0^{\xi_F} \sigma \cdot d\xi, \text{ gdzie } \xi_F \text{ oznacza odkształcenie przy rozprzestrzenianiu pęknięcia.}$$

W przedstawionej metodzie pewne zastrzeżenia budzi trudność przeprowadzenia dokładnych pomiarów i zachowania powtarzalnych warunków badań.

W pracach [63, 64] badano prędkość rozwoju pęknięć w stalach o zawartości węgla 0,001÷0,31% w powiązaniu z badaniem rozkładu naprężeń i odkształceń w okolicy czoła pęknięcia zmęczeniowego za pomocą mikrowiązki

promieniowania rentgenowskiego i mikroskopu optycznego, otrzymując wzór na prędkość pęknięcia:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \cdot r_p^{m_1} \quad (21)$$

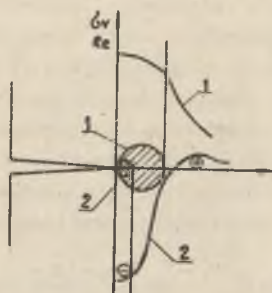
gdzie:

r_p - promień strefy plastycznej,

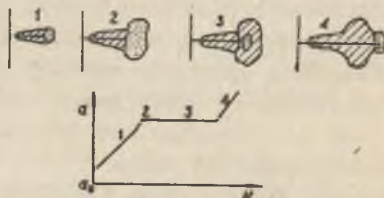
C_1, m_1 - stałe.

a więc wzór podobny jak w pracy [124].

Za pomocą stref plastycznych można wyjaśnić zjawiska opóźniania czy zatrzymywania pęknięcia [4]. W przypadku powstania dużej strefy plastycznej 1 (rys. 23), np. w wyniku przeciążenia, rozkład naprężeń osiowych towarzyszących tej strefie przedstawia krzywa 1. W czasie odciążającej części cyklu w wyniku oddziaływania sprężystego otoczenia strefa maleje do $0,2 \div 0,25$ poprzedniej wielkości 2. W wyniku tego powstają wstępne naprężenia ściskające - krzywa 2, które zgodnie ze wspomnianym efektem Elbera powodują zamknięcie pęknięcia. Dalszy rozwój pęknięcia określony jest wartością naprężenia koniecznego do jego otwarcia i usuwającego działanie naprężenia ściskającego. Z rysunku 24 wynika, że ze wzrostem pęknięcia 1



Rys. 23. Rozkład naprężeń własnych w strefie dna pęknięcia [4]



Rys. 24. Opóźnienie lub zatrzymanie się pęknięcia [4]

(przy ustalonej amplitudzie naprężenia) łączy się określona wielkość strefy plastycznej 1. W punkcie 2 cykl przeciążający spowodował odpowiednio silne powiększenie tej strefy, która prowadzi do zatrzymania się pęknięcia 3 lub do jego powolnego rozwoju przy działaniu naprężenia o wielkości poprzedzającej cykl przeciążeniowy. Po przejściu tej strefy następuje rozwój pęknięcia 4 podlegający konwencjonalnemu opisowi.

Wprowadza się również pojęcie współczynnika opóźniającego pęknięcie C_p [157] zależnego od wielkości strefy plastycznej przed czołem pęknięcia, wywołanej widmem r_{pl} i cyklem przeciążeniowym r_{pp} :

$$C_p = \left(\frac{r_{pl}}{r_{pp}} \right)^m \quad (22)$$

gdzie:

m - dla stali stopowych równe 1,4.

Stąd można wyznaczyć końcową długość pęknięcia a_f rozwijającego się od a_0 , po n obciążeniach:

$$a_f = a_0 + \sum_{i=1}^n [C_{pi} f(\Delta K_i)] \quad (23)$$

W pracy [158] ujęto ilościowo liczbę cykli opóźnienia:

$$N_d = f \left(\frac{\Delta K_2}{K_{1max}} \right)^{1/n} \cdot K_{2max} \quad (24)$$

gdzie:

- K_{1max} - odpowiada przeciążeniu,
- ΔK_2 i K_{2max} - odpowiada cyklowi podstawowemu,
- n - wykładnik umocnienia.

A więc doszukiwano się opóźnienia pęknięcia w umocnieniu w strefie plastycznej!

Ponadto proponuje się ustalenie krytycznej wielkości strefy zatrzymującej pęknięcie [159], tzn. takie dobranie przeciążenia, ażeby stosunek wielkości strefy od przeciążenia do strefy przy cyklu podstawowym był 5 do 20.

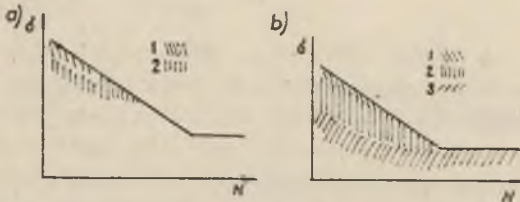
5.2. Struktury dyslokacyjne

Dotychczasowe badania, przeprowadzone przeważnie na cienkich foliach, dotyczą korelacji zmian powierzchniowych ze zmianami we wnętrzu materiału. Nowsze badania obejmują również warstwę wierzchnią pęknięcia zmęczeniowego [4]. Większość prac przeprowadzonych w tej dziedzinie dotyczy stali Armco.

W wyniku prac [160, 161] stwierdzono, że procesy zmęczeniowe zachodzą w warstwie wierzchniej a nie we wnętrzu elementów. Na powierzchni obserwuje się na początku procesu szereg pętli dyslokacyjnych o średnicach (100; 1000) $\cdot 10^{-10}$ m. Po nich pojawiają się pasma odkształcenia. Przy $N > 10^3$

pętle wiążą się z pasmami odkształcenia. Stwierdzono również wzrost gęstości dyslokacji i zmniejszenie ich uporządkowania oraz powstanie struktury komórkowej.

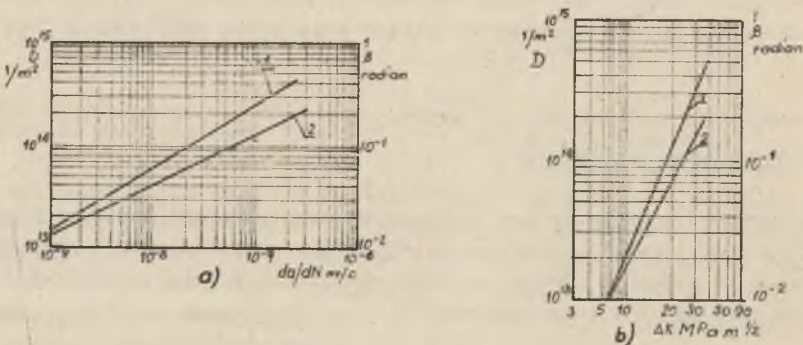
W stalach niskowęglowych (0,25% C) sieć dyslokacyjna, która powstała w czasie normalizowania, pozostała nienaruszona przy niskich naprężeniach. Sieć ta ulega zniszczeniu przy większych naprężeniach. Nie stwierdzono tworzenia się gęstszych zgrupowań dyslokacji [162].



Rys. 25. Schematyczne ujęcie obszarów charakterystycznych struktur dyslokacyjnych na wykresach Wöhlera dla stali Armco o 0,007% C (a) i dla stali Armco stabilizowanej tytanem (b)

1 - struktura komórkowa, 2 - gęste sploty dyslokacji, 3 - wydłużone sploty, dyslokacje helikoidalne i szeregi pętli [164]

W konsekwencji, w warunkach niskich naprężeń większość przemieszczających się dyslokacji jest wychwytywana przez sploty, następuje blokada czynnych płaszczyzn poślizgu i to stanowi istotę granicy zmęczenia (rys. 25). Stwierdzono [165] znaczny wzrost gęstości dyslokacji na czole pęknięcia w stali o zawartości 0,05% C w zależności od da/dN i ΔK (rys.26).



Rys. 26. Zmiana gęstości dyslokacji D (1) oraz całkowitej dezorientacji β (2) na czole pęknięcia w stali o zaw. 0,05% C w zależności od prędkości pęknięcia (a) i ΔK (b) [165]

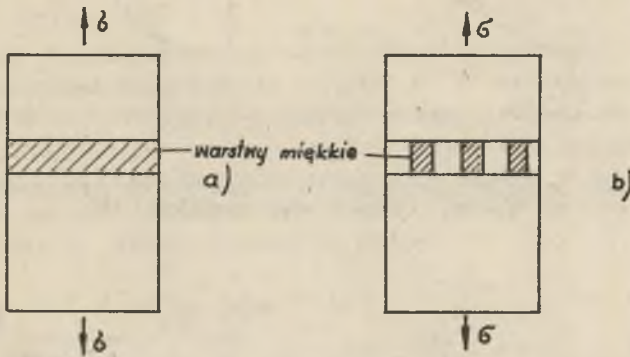
W pracy [163] stwierdzono zależność gęstości dyslokacji \sqrt{D} od amplitudy naprężeń w próbkach żelaza α .

Stwierdzono również tworzenie dyslokacji helikoidalnych przez oddziaływanie wakansów ze wspinającymi się dyslokacjami śrubowymi [164]. Przy wysokiej energii błędu ułożenia 200 erg/cm² dyslokacje wspinają się do układów spiralnych, które są przeszkodami dla poruszających się dyslokacji, skąd wynika powstanie wydłużonych

6. TEZA PRACY

W pracy zamierza się przeprowadzić badania rozwoju pęknięć w spoinach z warstwami miękkimi, przy czym udział warstw miękkich powinien być tak dobrany, aby wytrzymałość i odporność na kruche pęknięcie spoin były zbliżone do odpowiednich własności materiału rodzimego. Tezę pracy sformułowano następująco: rozwój pęknięć zmęczeniowych w spoinach z warstwami miękkimi będzie w tych warstwach zwalniany wskutek powstania więkzezej strefy plastycznej na czole pęknięcia w warstwie miękkiej i wywołania w ten sposób znanego efektu chwilowego przeciążenia. Dzięki temu zmniejszeniu prędkości rozwoju pęknięć w warstwach miękkich zmniejszy się prędkość pęknięcia całej spoiny.

Na podstawie informacji podanych w części literaturowej można spodziewać się, że spoiny z warstwami miękkimi (rys. 27) będą wykazywać niewiele

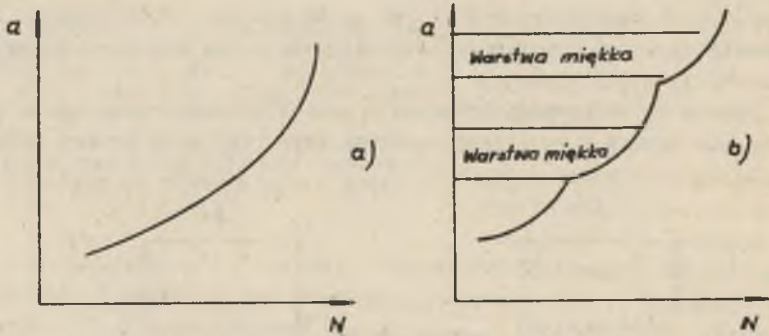


Rys. 27. Porównanie usytuowania warstw miękkich w opracowaniach dotyczących teorii umocnienia kontaktowego (a) i w spoinach z warstwami miękkimi (b)

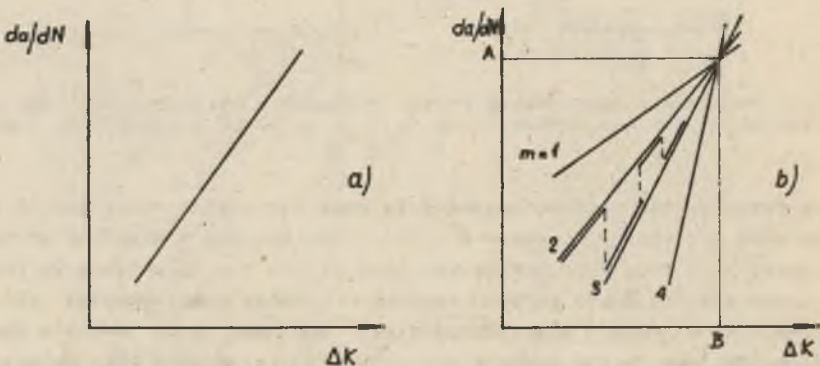
niższą wytrzymałość oraz co najmniej tę samą lub wyższą odporność na kruche pęknięcie niż spoiny wykonane w całości elektrodami o stopiowie charakteryzującym się wyższą wytrzymałością, lecz niższą plastycznością. Wytrzymałość spoin zawierających warstwy miękkie o granicy plastyczności ok. 400 MPa i warstwy o granicy plastyczności ok. 500 MPa, przy udziale warstw miękkich 50%, obniży się zgodnie ze wzorem (3) zaledwie o 10%. Wskutek umocnienia warstw miękkich obniżenie wytrzymałości powinno być jeszcze mniejsze. Odporność na kruche pęknięcie spoin z warstwami miękkimi i samych warstw miękkich o grubości ok. 3÷4 mm (takie zamierza się stosować) powin-

na być dostatecznie wysoka, bowiem stopiwo, z którego będą wykonywane warstwy miękkie, charakteryzuje się większą odpornością na kruche pęknięcie niż pozostały materiał spoiny.

Założono też, że rozwój pęknięć zmęczeniowych w spoinach zawierających warstwy o różnych własnościach nie będzie się odbywał w sposób, w jaki rozwijają się pęknięcia w materiałach jednorodnych. Należy przypuszczać, że krzywa $a-N$ nie będzie monotonicznie rosła, lecz wystąpią na niej załamania, przyspieszenia i zahamowania (rys. 28b). W związku z takim przebiegiem krzywej $a-N$ pojawić się mogą pewne trudności w określeniu wartości da/dN oraz okresu propagacji N_p . Wykres zależności $da/dN - \Delta K$ nie będzie w układzie logarytmicznym linią prostą, lecz powinien składać się z odcinków prostych przesuniętych względem siebie i nachylonych pod różnym kątem (rys. 29b). Z rysunku tego wynika, że prędkość pęknięcia może być niż-



Rys. 28. Rozwój pęknięć zmęczeniowych w materiałach jednorodnych (a) i w spoinach z warstwami miękkimi (b)



Rys. 29. Zależność da/dN od ΔK w materiałach jednorodnych (a) i w spoinach z warstwami miękkimi (b)

sza w spoinach z warstwami miękkimi przy pewnych warunkach. Mianowicie, przy $\Delta K < B$ (rys. 29b) przejście z warstwy o małej wartości m (wysokie R_e) do warstwy o dużej wartości m (niskie R_e) powinno przebiegać, jak zaznaczono linią przerywaną i przy odpowiedniej ilości warstw prędkość da/dN będzie niższa w zakresie $\Delta K < B$ o pewną wartość od prędkości w spoinie o niskim m . Tym samym zwiększy się żywotność takiej spoiny. Nie należy sądzić, że korzystne jest stosowanie stopiw wyłącznie o niskiej granicy plastyczności R_e z uwagi na prędkość rozwoju pęknięć, gdyż inne własności są również ważne i spoina taka może nie mieć dostatecznej wytrzymałości. Przy wartościach $\Delta K > B$ należy się spodziewać odwrotnych zależności. Będą to już jednak wartości ΔK zbliżone do K_{IC} .

Przy obliczaniu da/dN należałoby zbior punktów pomiarowych a_i i N_i dla każdej warstwy, tzn. od a_0 do a_1 (pierwsza warstwa), od a_1 do a_2 (następna warstwa) itd., aproksymować do funkcji typu, np.:

$$y = A + B/x + C \ln x \quad (25)$$

gdzie:

$$y_i = (N_i - N_1)/1000,$$

$$x_i = a_i/a_1,$$

A, B, C - stałe

i różniczkować dla poszczególnych punktów długości pęknięcia z wyłączeniem punktów załamania (nieciągłości krzywej $a - N$ są odzwierciedlone na wykresie $da/dN - \Delta K$ nagłymi uskokami). Natomiast obliczenia okresu (liczby cykli N_p) propagacji pęknięć w spoinach z warstwami miękkimi można dokonać wg wzorów (26, 26a) zaproponowanych przez autora, a wynikających z sumowania wyników całkowania zależności Parisa (10) w obrębie pojedynczych warstw. Wartość N_p można wyznaczyć wg wzoru:

$$N_p = \sum_{a_0}^{a_f} \frac{1}{C_1} \sum_{a_i}^{a_j} \left(\frac{1}{\Delta G a \cdot Y} \right)^{a_i} \Delta a \quad (26)$$

gdzie:

a_f - długość pęknięcia przy zniszczeniu,

a_0 - początkowa długość pęknięcia,

$a_{i,j}$ - początkowa a_i i końcowa a_j długość pęknięcia w obrębie i -tej warstwy,

$C_{1,i}$ - stałe dla i -tej warstwy,

Y - współczynnik korekcyjny,

Δa - skończony przyrost długości pęknięcia (np. 0,1 mm, dokładność pomiaru),

lub wg wzoru uproszczonego uwzględniającego średnią wartość $\bar{\gamma}$:

$$N_p = \sum_{s_0}^{s_f} \frac{2}{(n_1 - 2) C_1 (\Delta \sigma \bar{\gamma})^{n_1}} \left(\frac{1}{\frac{n_1 - 2}{s_1} \cdot 2} - \frac{1}{\frac{n_1 - 2}{s_j} \cdot 2} \right) \quad (26a)$$

Spodziewane zmiany w da/dN w spoinach z warstwami miękkimi znajdą z pewnością odbicie i wytłumaczenie w wielkości stref plastycznych na czole pęknięcia. Można więc spodziewać się, że czoło pęknięcia po wejściu w warstwę miękką wywoła w nim większą strefę plastyczną (z uwagi na większą odkształcalność materiału). Przy odciążeniu w strefie tej powstaną naprężenia ściskające i dalszy rozwój pęknięcia będzie następował znacznie wolniej, z powodu zmniejszonego współczynnika intensywności naprężeń ΔK zależnego od σ (σ będzie pomniejszone o wartość naprężeń ściskających), przy naprężeniach końcowych do jego otwarcia i usuwających działanie naprężeń ściskających. Po przejściu przez tę strefę (jej wielkość może być równa wielkości warstwy spoiny) pęknięcie będzie się rozwijać dalej w sposób normalny. Wykres $a - N$ będzie przebiegał zgodnie ze schematem na rysunku 28b. W wyniku da to efekt podobny do cykli przeciążeniowych i prędkość pęknięcia w funkcji ΔK będzie miała przebieg, jak na rysunku 29b. Zjawisko opóźniania pęknięcia w spoinach z warstwami miękkimi będzie się łączyło ściśle ze strefą plastycznego odkształcenia na czole pęknięcia i z umocnieniem w tej strefie.

Należy się spodziewać również zmian w gęstości dyslokacji na czole pęknięcia w zależności od długości pęknięcia (gęstość będzie rosła) i rodzaju warstwy (większej gęstości należy się spodziewać w warstwie miękkiej).

7. CEL I ZAKRES BADAŃ

Celem badań było uzyskanie informacji o prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych w spoinach wielowarstwowych połączeń spawanych z wysokowytrzymałych stali ulepszonych cieplnie. Spoiny wykonano elektrodami otulonymi o oznaczeniach EB 1.50 i EB 1.60 o wytrzymałości stopiwa odpowiednio ok. 500 i 600 MPa. Stosowano różne warianty ułożenia i ilości warstw miękkich wykonanych elektrodami EB 1.50, a także różne poziomy naprężeń zginających i rozciągających spoinę.

Do badań zastosowano krajową stal 13HNMB. Jest to niskostopowa stal ulepszona cieplnie, o dużej wytrzymałości, przeznaczona na konstrukcje spawane. W kraju stosunkowo niewiele jest danych na temat technologii jej spawania, a w ogóle brak informacji na temat rozwijania się pęknięć w złączach spawanych z tej stali.

Oprócz konwencjonalnych badań mechanicznych spoin z warstwami miękkimi postanowiono przeprowadzić ich badania odporności na kruche pęknięcie metodą COD, a przede wszystkim badania prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych, z wykorzystaniem mechaniki pęknięcia i w oparciu o uwagi zawarte w rozdziale 6 oraz przez analizę krzywych długość pęknięcia - liczba cykli i określenie zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK dla poszczególnych długości pęknięcia.

Do wyznaczenia prędkości rozwoju pęknięć przyjęto wzór Parisa, który - jak wynika z przeglądu literatury - jest stosowany z powodzeniem do stali konstrukcyjnych i złączy spawanych. Określono również okres propagacji pęknięć w spoinach z warstwami miękkimi, stosując wzór (26a) oraz stałe C i m wyznaczone doświadczalnie. Na tej podstawie określono, o ile prędkość rozwoju pęknięć w spoinach z warstwami miękkimi w badanym zakresie ΔK jest niższa od prędkości rozwoju pęknięć w spoinach o większej wytrzymałości a niższej plastyczności.

Plan badań metalograficznych spoin obejmował również badanie stref plastycznych na czole pęknięcia i powierzchni złomów (prążki zmęczeniowe) - za pomocą mikroskopu świetlnego i skaningowego. Wielkości stref plastycznych na czole pęknięcia decydują bowiem o rozwoju pęknięć, a odległości między prążkami zmęczeniowymi informują o prędkości tego rozwoju. Określono także gęstość dyslokacji na czole pęknięcia, stosując w tym przypadku do badań mikroskop elektronowy i dyfraktometr licznikowy.

Jak stwierdzono już w rozdziale 6, obecność warstw miękkich w spoinie powinna dać w efekcie zwiększenie żywotności w wyniku lokalnego opóźnienia (hamowania) rozwoju pęknięcia, przy zachowaniu na odpowiednim poziomie własności wytrzymałościowych i odporności na kruche pęknięcie spoiny. Zapewnić to powinno większe bezpieczeństwo konstrukcji i ułatwienie technologii wykonania połączeń spawanych.

7. MATERIAŁY STOSOWANE DO BADAŃ

Do badań zastosowano blachy ze stali 13HNMB A o grubości 30 mm, dostarczone w stanie ulepszonym cieplnie. Skład chemiczny oraz własności mechaniczne blach podano w tablicy 4 i 5. Do spawania ręcznego stosowano elektrody otulone zasadowe EB 1.50 i EB 1.60. Składy chemiczne i własności mechaniczne stopiwa tych elektrod podano również w tablicy 4 i 5.

Tablica 4

Skład chemiczny stali 13HNMB A wg proj. normy BN-76/0642
i stopiwa elektrod EB 1.50 i EB 1.60

Znak stali lub elektrody	Skład chemiczny %							Uwagi
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	B	
13HNMB A	0,08÷ 0,15	0,80÷ 1,10	0,15÷ 0,25	0,50÷ 0,70	0,50÷ 0,70	0,25÷ 0,45	0,002÷ 0,005	wg BN ¹⁾
	0,115	0,9	0,25	0,64	0,62	0,33	-	wg analizy
EB 1.50	0,08	1,1	0,5	-	-	-	-	wg [166] ²⁾
	0,08	1,2	0,4	-	-	-	-	wg analizy
EB 1.60	0,06	1,0	0,2	-	1,0	0,5	-	wg [166] ²⁾
	0,07	1,1	0,2	-	1,1	0,5	-	wg analizy

1) Zawartość P i S max 0,030%, V 0,08±0,45%, Al 0,02±0,06%

2) Zawartość P i S max 0,03%.

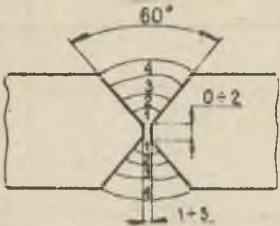



Tablica 5

Własności mechaniczne stali 13HNMB A wg proj. normy BN-76/0642
i stopiwa elektrod EB 1.50 i EB 1.60

Znak stali lub elektrody	R _e MPa	R _m MPa	A ₅ %	Udarność 10 ² kJ/m ²			Uwagi
				temp. °C	KV	KM	
13HNMB A g < 30 mm 30±50 70±100	620	740÷890	min 15	-20	4,9	-	wg BN
	620	740÷890	15	-20	4,9	-	
	580	740÷890	15	-50	3,45	-	
30	630÷640	692÷722	19±21	-20	6,8	-	wg badań własnych
EB 1.50	400÷460	520÷570	28÷34	+20	18-22	-	wg [166]
	426	530	35	-20	12	-	wg badań własnych
EB 1.60	490÷550	610÷670	20±26	+20	-	11,8±17,7	wg [166]
	500	615	24	-20	7,0	-	wg badań własnych

Tablica 6

Warunki spawania elektrodami otulonymi stali
ulepszonej cieplnie w gatunku 13HNMB A







Nr speiny	Sposób spawania	Nr war- stwy	Gatu- nek elek- trody	Śred- nica elek- trody mm	Parametry spawania		Makrostruktura złącza
					J A	U V	
1	2	3	4	5	6	7	8
1		1 2 3 4	EB 1.50	4	140	35±40	
2		1 2 3 4	EB 1.60	4	140	35±40	

9. WYKONANIE ZŁĄCZY SPAWANYCH

Brzegi blach o grubości 30 mm przygotowano do spawania za pomocą masy-
nowego cięcia tlenem, a następnie usunięto warstwę zgorzeliny z ciętych
powierzchni za pomocą szlifowania. Kształt ukosowania łączonych brzegów,

warunki wykonania spoin elektrodami otulonymi z różnym udziałem warstw miękkich oraz makrostrukturę złączy podano w tablicy 6. Płyty próbne miały wymiar 30 x 400 x 500 mm. Wykonane połączenia spawane zgodnie z warunkami podanymi w tablicy 6 poddano badaniom radiograficznym, na podstawie których zakwalifikowano je do 2 klasy wadliwości wg PN-74/M-69772.

cd. tablicy 6

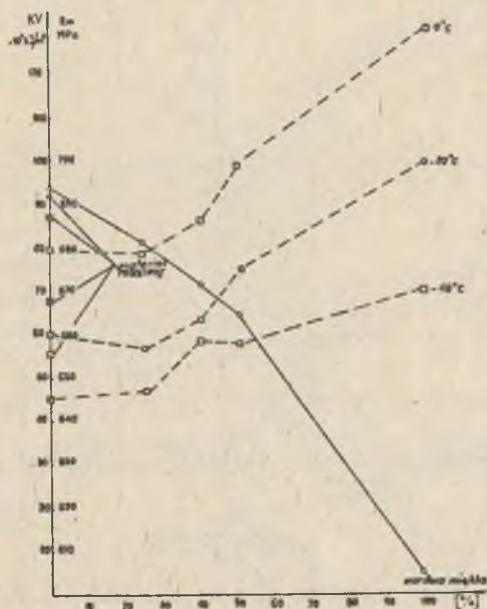
1	2	3	4	5	6	7	8
3		1 2 3 4	EB 1.50 EB 1.60 EB 1.50 EB 1.60	4	140	35±40	
4		1 2 3 4	EB 1.80 EB 1.60 EB 1.60 EB 1.50	4	140	35±40	
5		1 2 3 4 5	EB 1.50 EB 1.60 EB 1.60 EB 1.60 EB 1.50	4	140	35±40	

Uwaga: numery 6 oznaczono próbki z materiału rodzimego.

10. WŁASNOŚCI MECHANICZNE SPOIN

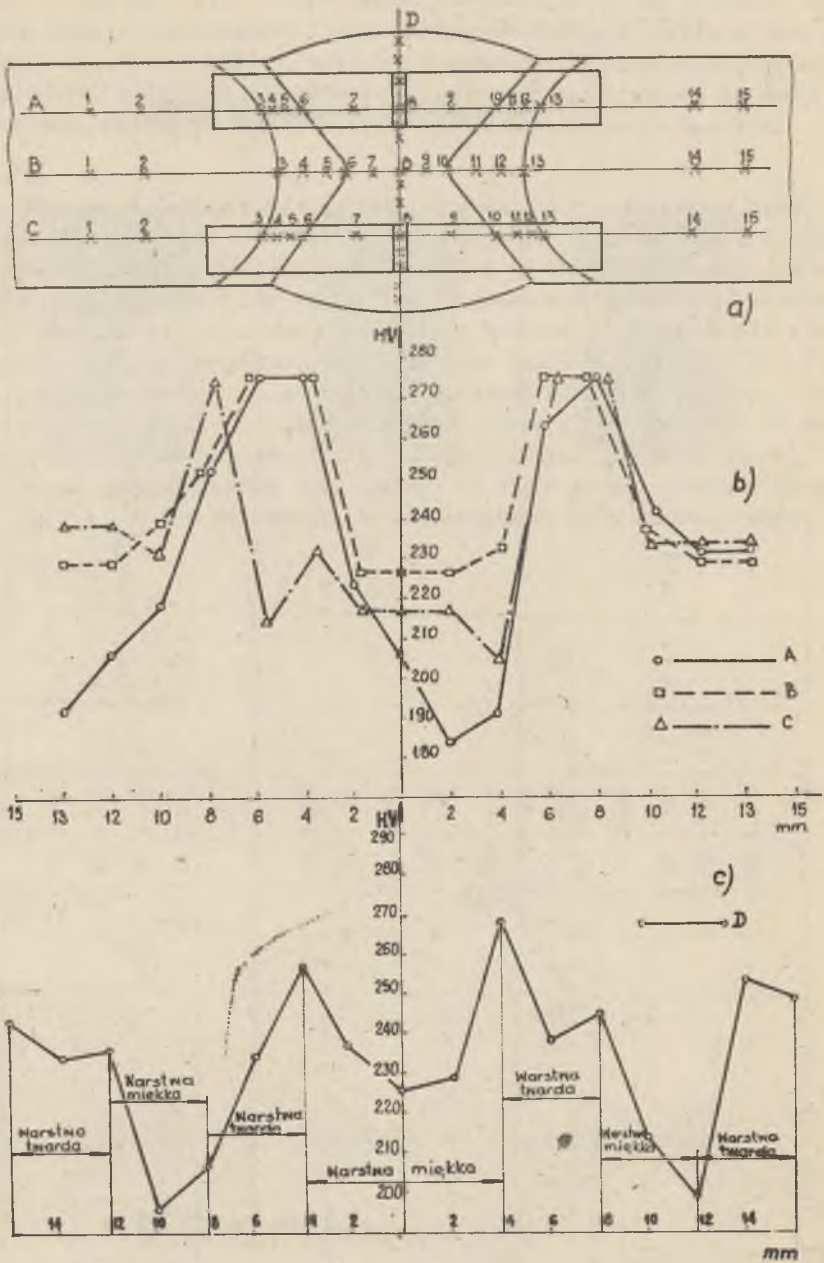
Próby rozciągania i zginania (próbki płaskie) złączy spawanych wg tablicy 6 przeprowadzono, zgodnie z PN-78/M-69710 i PN-78/M-69720, na maszynie wytrzymałościowej firmy Instron o zakresie 10^5 daN. Wyniki prób rozciągania (średnie z 3) zestawiono na rysunku 30. Próby zginania wykazały dobrą plastyczność wszystkich złączy. Kąty zginania na trzpieniu 5d wynosiły 180° . Badania rozkładu twardości przeprowadzono zgodnie z PN-64/M-69731, stosując zalecane linie pomiarowe A, B, C i dodatkową linię pomiarową D, a wyniki przedstawiono na rysunku 31.

Badania udarności spoin przeprowadzono zgodnie z PN-79/H-04370, łamiąc próbki Charpy V, wycięte jak na rysunku 31a, w temperaturze $-40 \pm 0^\circ\text{C}$. Wyniki badań (średnie z 3) przedstawiono na rysunku 30.



Rys. 30. Własności mechaniczne spoin z warstwami miękkimi

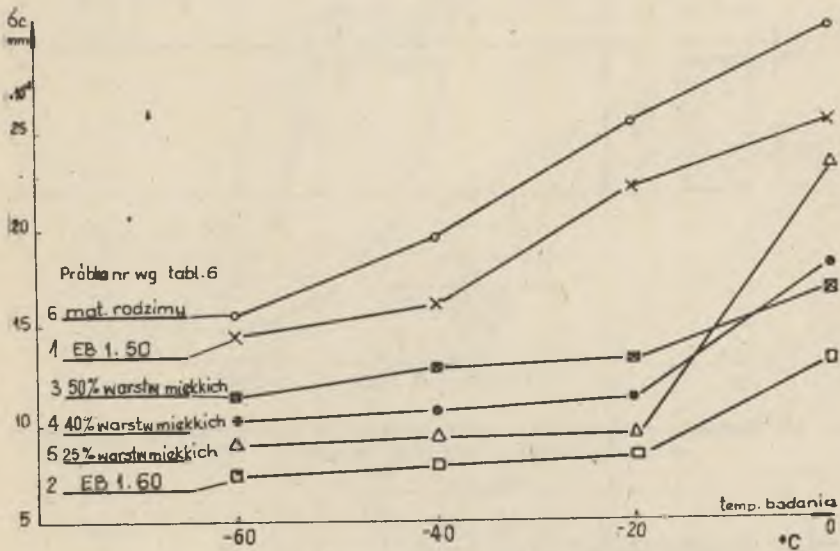
○ — Rm
□ — KV



Rys. 31. Rozkłady twardości w złączach: wykonanych elektrodą EB1.50 (b), na przemian elektrodami EB1.50 i EB1.60 (c), wzdłuż linii pomiarowych A, B, C, D (a) oraz sposób wycinania próbek uderzeniowych (a)

11. ODPORNOŚĆ NA KRUCHE PĘKANIE SPOIN

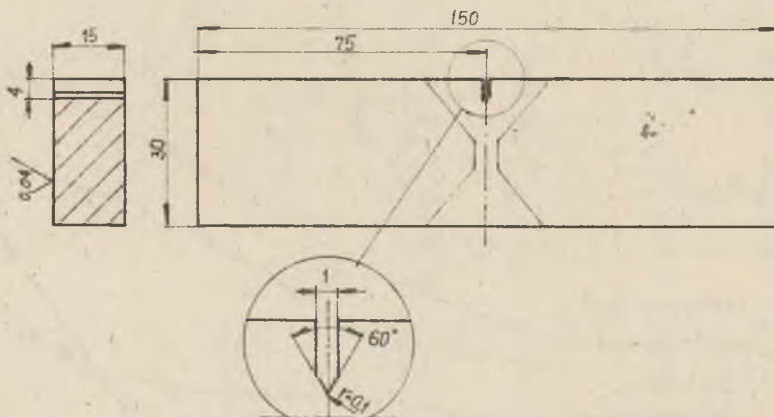
Przeprowadzono próbę COD dla spoin zgodnie z normą RWPG PC 4450-74, stosując próbki o wymiarach 30 x 60 x 150 mm i wywołując w nich pęknięcie zmęczeniowe. Tak przygotowane próbki poddano zginaniu trójpunktowemu na maszynie wytrzymałościowej firmy Instron w zakresie temperatur $-60 \pm 0^\circ\text{C}$, rejestrując przebiegi siła - przemieszczenie nóżek czujnika, skąd określono przemieszczenie krytyczne nóżek czujnika, a następnie wartość δ_c . Wyniki próby COD podano na rysunku 32.



Rys. 32. Wyniki próby COD dla badanych spoin

12. ROZWÓJ PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH W SPOINACH ZGINANYCH

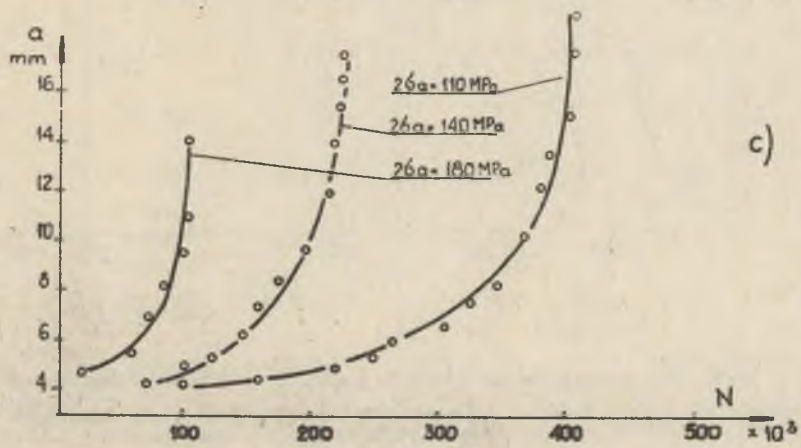
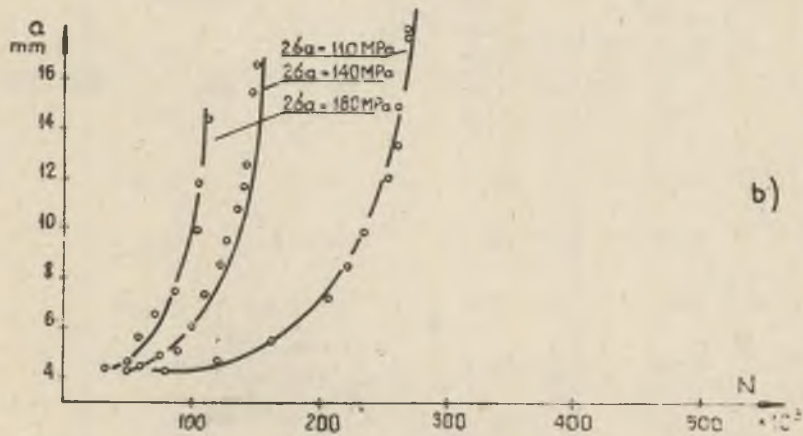
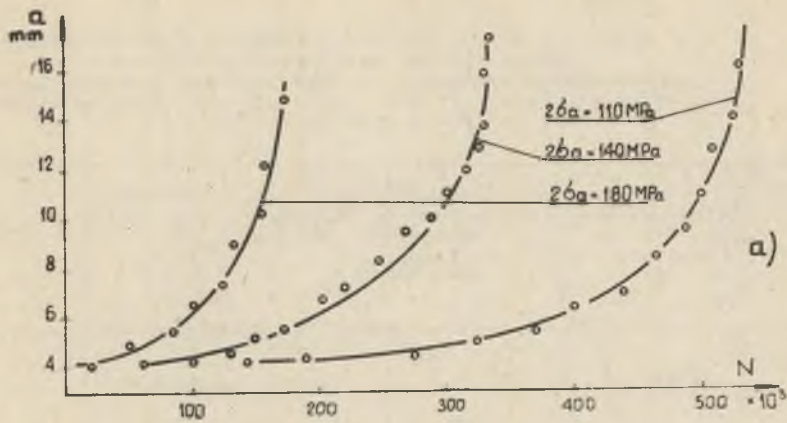
Do badań zastosowano próbki, jak na rysunku 33, wycięte ze złączy nr 14 i 6, przy czym zginano je na maszynie wytrzymałościowej MFL D-6800 typu UPDH o zakresie obciążeń 1000 kN w Laboratorium Wytrzymałościowym Okręgowego Dozoru Technicznego w Katowicach. Maszyna posiadała cyfrowy odczyt wartości sił i liczby cykli. Rozstaw podpór w zginanych próbkach wynosił $4B = 120$ mm. Badania przeprowadzono przy stałej amplitudzie naprężeń $2\sigma_a = 80, 110$ i 150 MPa przy współczynniku asymetrii cyklu $R = 0,3$ i częstotliwości zmian obciążeń $f = 9$ Hz.

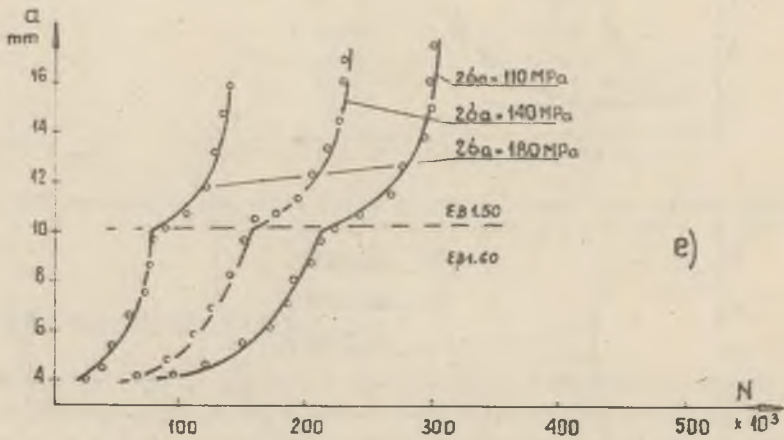
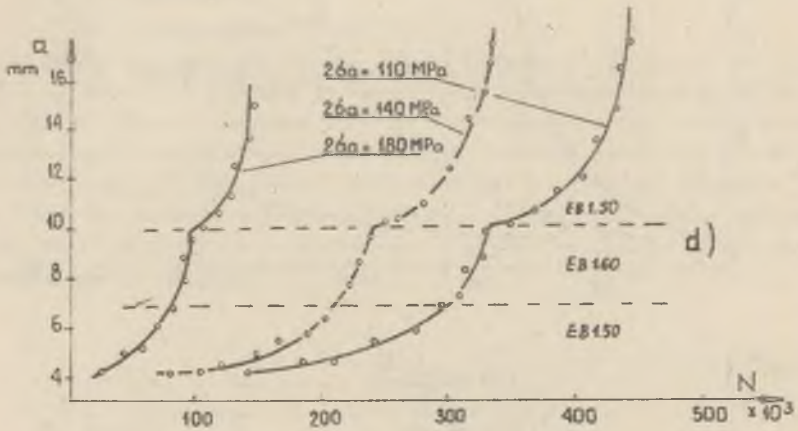


Rys. 33. Wymiary i geometria karbu próbki do badań rozwoju pęknięć w spoinach zginanych. Rozstaw podpór $l = 120$ mm

12.1. Rejestracja krzywych $a - N$

W trakcie rozwoju pęknięcia zmęczeniowego dokonywano co pewien czas pomiaru długości pęknięcia za pomocą lupy o 10-krotnym powiększeniu z podziałką co 0,1 mm i linii pomiarowych naniesionych co 1 mm na wytrawioną powierzchnię próbki z widocznym układem warstw. Wyniki badań prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych przedstawiono przykładowo w tablicy 7 oraz na wykresach $a = f(N)$ zebranych na rysunku 34.



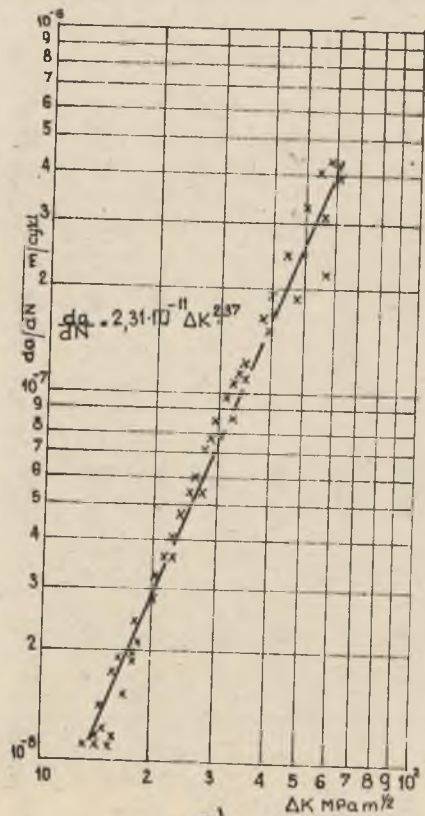


Rys. 34. Wyniki badań rozwoju pęknięć w spoinach zginanych
a) spoina nr 1 (EB 1.50), b) spoina nr 2 (EB 1.60), c) materiał rodziny nr 6, d) spoina nr 3 (50% warstw miękkich), e) spoina nr 4 (40% warstw miękkich)

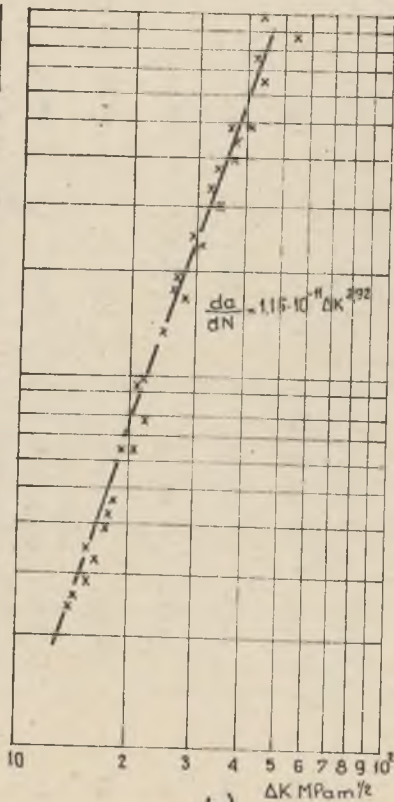
Tablica 7

Wyniki pomiarów długości pęknięcia a , liczby cykli N oraz obliczeń prędkości pęknięcia da/dN , współczynnika poprawkowego Y i zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK dla zginanej spoiny nr 4
 $2 \sigma_a = 140 \text{ MPa}$, $R = 0,3$

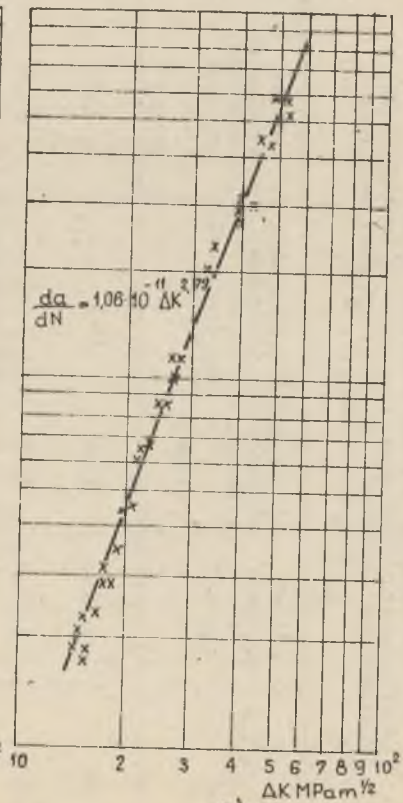
Liczba cykli N $\cdot 10^3$	Długość pęknięcia a $\cdot 10^{-3}$ m	Prędkość pęknięcia da/dN $\cdot 10^{-8}$ m/cykl	Współczynnik poprawkowy Y wg wzoru (27)	Zakres współczynnika intensywności naprężeń ΔK $\text{MPa m}^{1/2}$
70,20	4,10	3,22	1,72	15,5
89,80	4,60	3,99	1,72	16,3
109,90	5,80	6,13	1,73	18,5
124,10	6,90	8,42	1,76	20,5
140,50	8,30	11,73	1,81	23,1
149,90	9,60	15,17	1,88	25,8
160,10	10,60	3,42	1,95	28,2
175,20	10,70	3,55	1,96	28,4
189,20	11,20	4,26	2,00	29,7
204,90	12,20	6,24	2,10	32,5
216,70	13,30	10,02	2,23	36,1
225,90	14,60	20,60	2,43	41,1
229,80	16,00	103,42	2,70	47,9
230,10	17,00	110,00	2,95	53,8
230,40	18,20	121,52	3,30	62,4



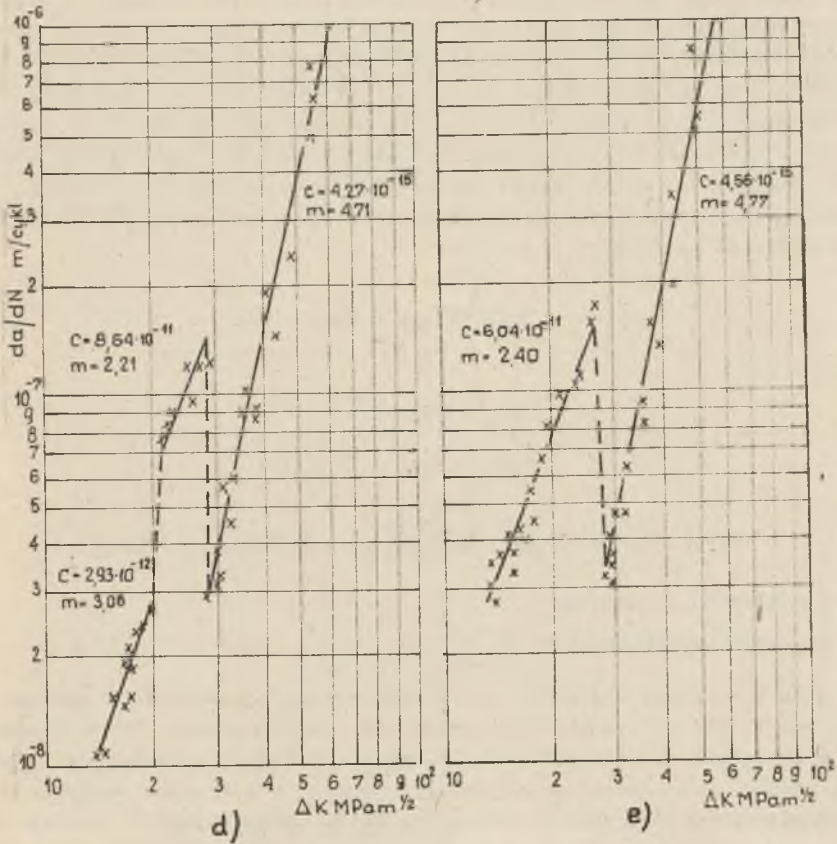
a)



b)



c)



Rys. 35. Prędkość rozwoju pęknięć w spoinach zginanych i materiale rodzimym. Podano kolejno nr próbki wg tablicy 6, współczynnik korelacji α_k i średnie odchylenie standardowe SE

a) nr 1, $\alpha_k = 0,955$, SE = 0,201, b) nr 2, $\alpha_k = 0,977$, SE = 0,189, c) nr 6, $\alpha_k + 0,981$, SE = 0,177, d) nr 3, $\alpha_{kI} = 0,972$, SE_I = 0,168, $\alpha_{kIII} = 0,962$, SE_{II} = 0,179, $\alpha_{kIII} = 0,965$, SE_{III} = 0,189, e) nr 4, $\alpha_{kI} = 0,962$, SE_{I} = 0,191, $\alpha_{kII} = 0,953$, SE_{II} = 0,162}}

12.2. Wyznaczenie prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK

Wartości da/dN określano z wykresów zależności $a - N$ (rys. 34). Zbiór punktów a_i, N_i aproksymowano przy użyciu maszyny cyfrowej Odra 1204 funkcją określoną wzorem (25) w przedziałach odpowiadających przejściu pęknięcia przez jedną warstwę spoiny z wyłączeniem punktów załamań. W przypadku spoin jednorodnych lub materiału rodzimego zbiór punktów a_i, N_i aproksymowano funkcją (25) w przedziale odpowiadającym przejściu pęknięcia przez próbkę aż do jej zniszczenia. Funkcję (25) różniczkowano następnie w celu określenia da/dN z wyłączeniem punktów załamań na wykresie, w przypadku spoin z warstwami miękkimi. Dla tych samych długości pęknięcia, dla których obliczano prędkość da/dN , obliczano także na maszynie cyfrowej wartości zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK wg wzoru (27) zaczerpniętego ze [168]:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min}$$

gdzie:

$$K_{max} = \sigma_{max} \cdot \sqrt{a} \cdot Y, \quad (27)$$

$$K_{min} = \sigma_{min} \cdot \sqrt{a} \cdot Y.$$

$$Y = 1,93 - 3,07\left(\frac{a}{B}\right) + 14,53\left(\frac{a}{B}\right)^2 - 25,11\left(\frac{a}{B}\right)^3 + 25,8\left(\frac{a}{B}\right)^4.$$

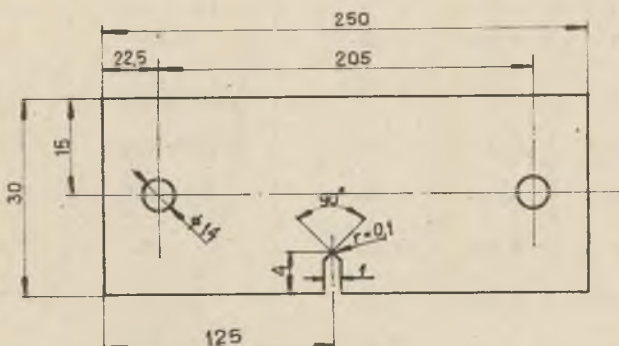
a - długość pęknięcia,

B - szerokość próbki.

Wyniki obliczeń da/dN i ΔK przedstawiono przykładowo w tabelicy 7 i na rysunku 35. Na rysunku tym wykreślono również proste regresji wyznaczone przy użyciu maszyny cyfrowej i podano wartości stałych C i m we wzorze Parisa, jak również współczynniki korelacji i średnie odchylenia standardowe przy wyznaczaniu prostych regresji $\ln da/dN = \ln C + m \ln \Delta K$.

13. ROZWÓJ PĘKNIĘĆ ZMĘCZENIOWYCH W SPOINACH ROZCIĄGANYCH

Do badań zastosowano próbki pokazane na rysunku 36, przy czym rozciągano je przy użyciu amerykańskiego urządzenia MTS model 810.13 o zakresie 250 kN w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Śląskiej w Katowicach. Badania przeprowadzono przy stałej amplitudzie naprężeń $2\sigma_a = 80, 110$ i 150 MPa, współczynnika asymetrii cyklu $R = 0,3$ i częstotliwości zmian obciążeń $f = 50$ Hz.



Rys. 36. Kształt i wymiary próbek użytych do badań rozwoju pęknięć w spoinach rozciąganych

13.1. Rejestracja krzywych $a - N$

W trakcie rozwoju pęknięcia dokonywano co pewien czas pomiaru jego długości za pomocą lupy o 10x powiększeniu z podziałką z dokładnością 0,1 mm i linii pomiarowych naniesionych co 1 mm na wytrawioną powierzchnię próbki. Wyniki badań zestawiono przykładowo w tabelicy 8 i na rysunku 37.

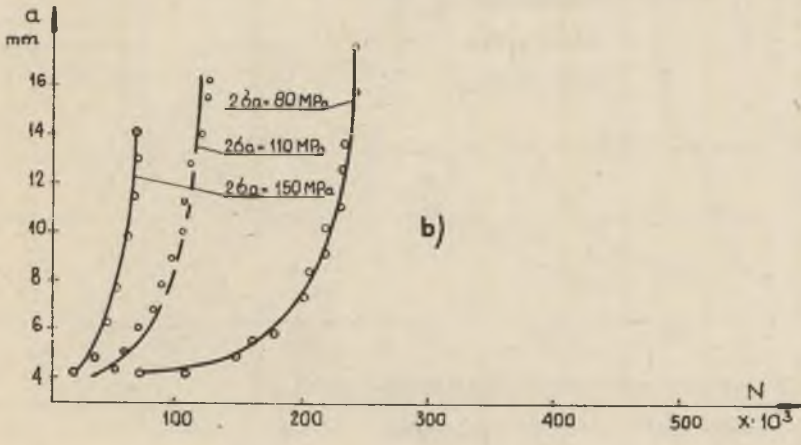
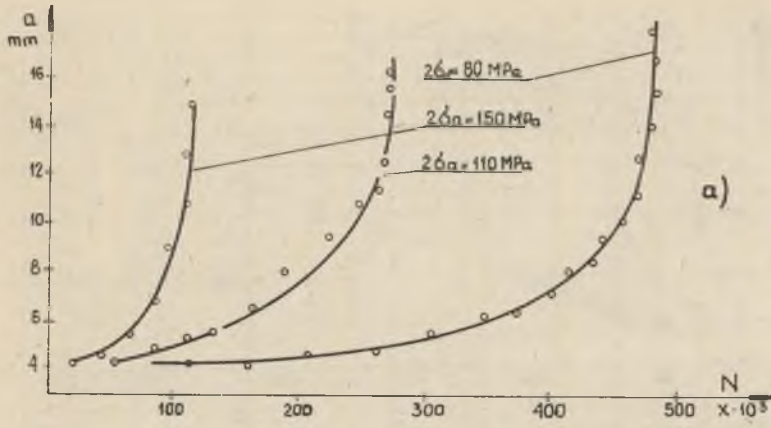
13.2. Wyznaczenie prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych w funkcji zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK

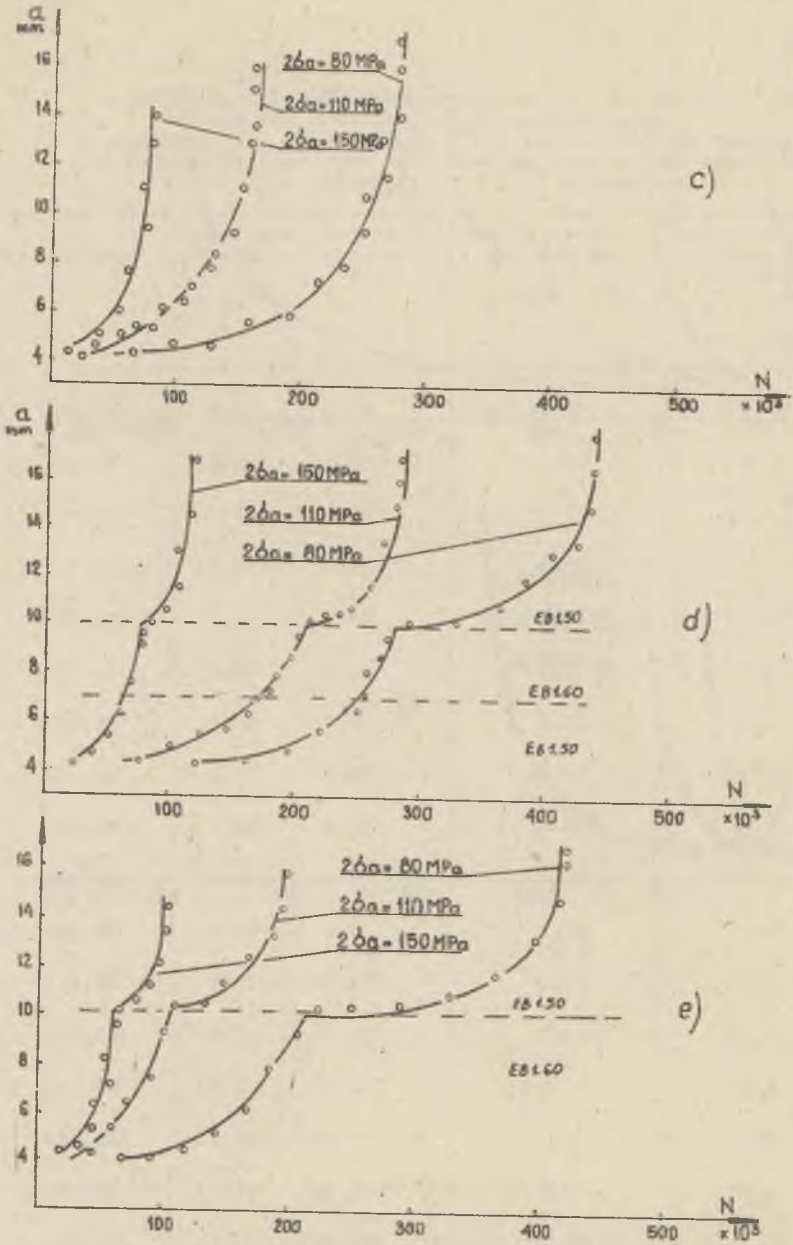
Wartości prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych określono z wykresów zależności $a - N$ (rys. 37) w sposób opisany w rozdziale 12.2. Zakres współczynnika intensywności naprężeń ΔK wyznaczono wg wzoru (27), przy czym wartość współczynnika korekcyjnego określono wg wzoru podanego w [168]:

Tablica 8

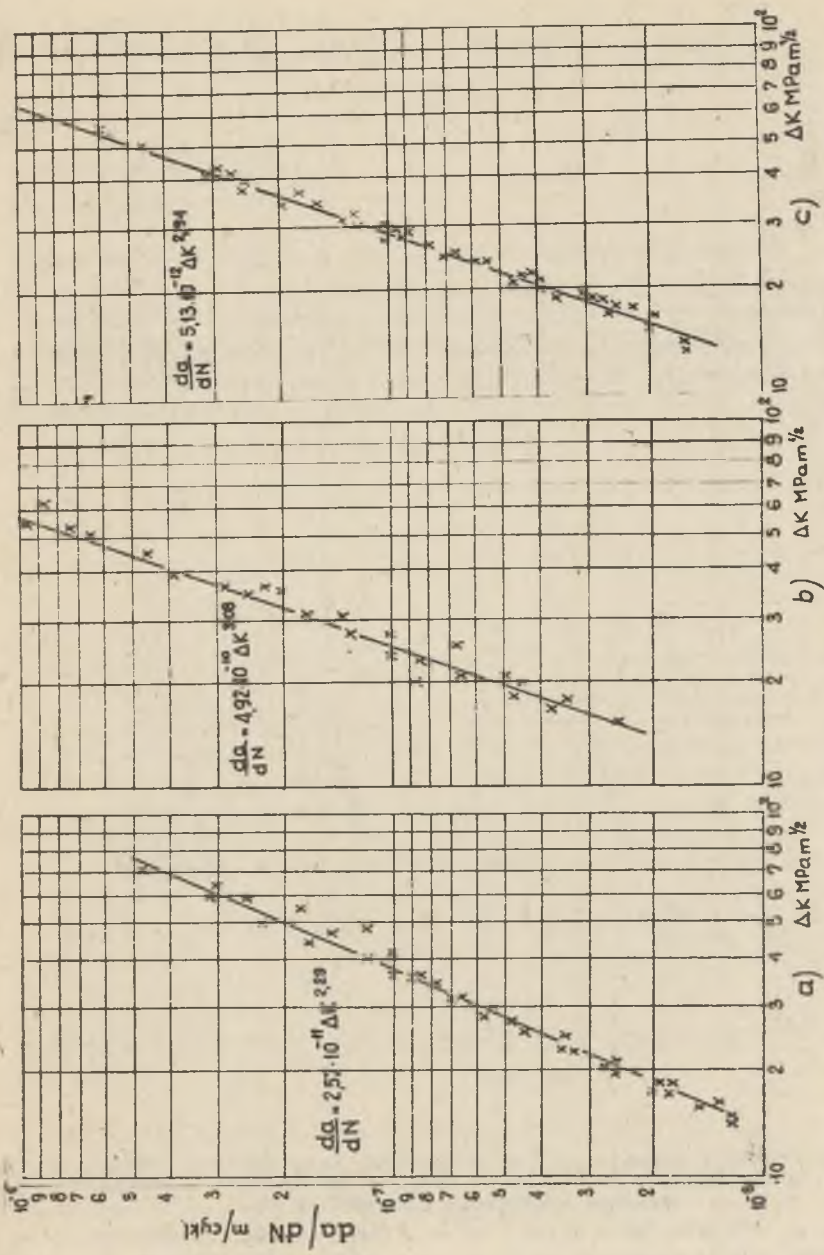
Wyniki pomiarów długości pęknięcia a , liczby cykli N oraz obliczeń prędkości pęknięcia da/dN , współczynnika poprawkowego Y i zakresu współczynnika intensywności naprężeń ΔK dla materiału rodzimego (nr 6)
 $2 \sigma_a = 110 \text{ MPa}$ $R = 0,3$ (Rozciąganie)

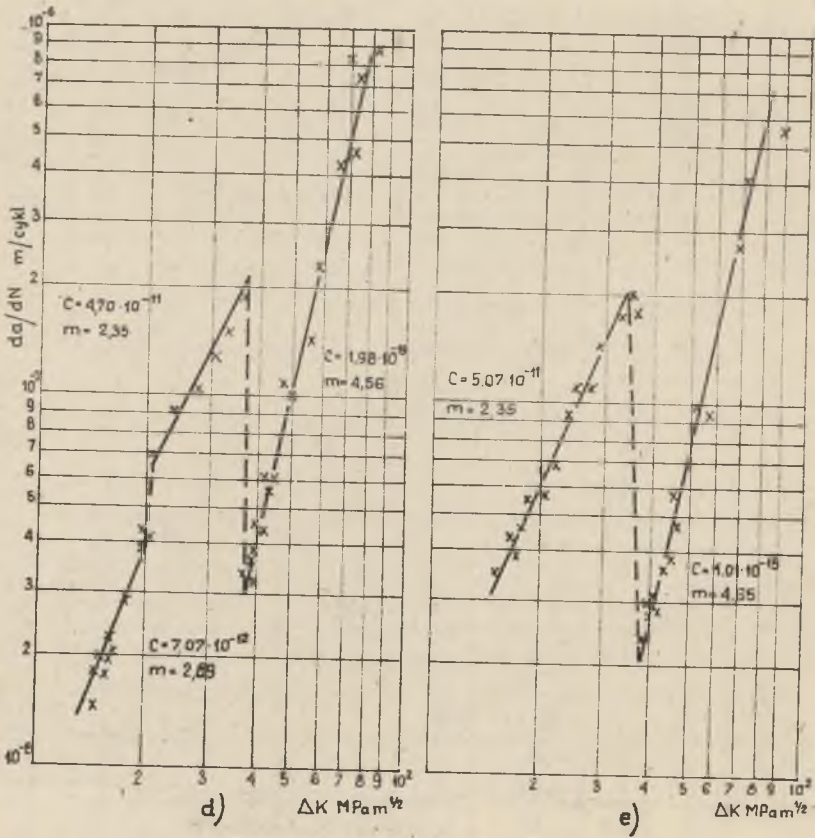
Liczba cykli N 10^3	Długość pęknięcia a 10^{-3} m	Prędkość pęknięcia da/dN 10^{-8} m/cykl	Współczynnik poprawkowy Y wg wzoru (28)	Zakres współcz. intensywności naprężeń ΔK $\text{MPa m}^{1/2}$
22,00	4,10	1,57	2,20	15,5
34,90	4,50	1,95	2,25	16,6
45,90	4,80	2,28	2,28	17,4
58,80	4,90	2,39	2,29	17,7
66,10	5,10	2,63	2,32	18,2
81,30	5,20	2,76	2,33	18,5
90,90	6,00	3,93	2,43	20,7
104,90	6,20	4,27	2,46	21,3
110,40	7,00	5,87	2,58	23,8
124,80	7,80	7,89	2,72	26,4
136,70	8,20	9,11	2,79	27,8
144,40	9,20	12,86	2,90	31,5
142,90	10,10	17,42	3,19	35,3
151,30	11,00	23,57	3,43	39,6
159,60	12,80	44,46	4,02	50,0
160,20	13,60	60,79	4,34	55,6
160,30	15,00	117,40	5,02	67,6
160,35	16,10	251,17	5,67	79,2





Rys. 37. Wyniki badań rozwoju pęknięć w spoinach rozciąganych
a) spoina nr 1 (EB1.50), b) spoina nr 2 (EB1.60), c) materiał rodzimy nr 6, d) spoina nr 3 (50% warstw miękkich), e) spoina nr 4 (40% warstw miękkich)





Rys. 38. Prędkość rozwoju pęknięć w spoinach rozciąganych i materiału rodzimym. Podano kolejno nr próbki wg tabl. 6, współczynnik korelacji α_k , średnie odchylenie standardowe SE

a) nr 1 $\alpha_k = 0,974$, SE = 0,162, b) nr 2 $\alpha_k = 0,962$, SE = 0,150, c) nr 6 $\alpha_k = 0,997$, SE = 0,032, d) nr 3 $\alpha_{kI} = 0,964$, SE_I = 0,160 $\alpha_{kII} = 0,956$, SE_{II} = 0,202 $\alpha_{kIII} = 0,967$, SE_{III} = 0,180, e) nr 4 $\alpha_{kI} = 0,974$, SE_I = 0,163 $\alpha_{kII} = 0,967$, SE_{II} = 0,159

$$\gamma = 1,99 - 0,41\left(\frac{a}{B}\right) + 18,70\left(\frac{a}{B}\right)^2 - 38,48\left(\frac{a}{B}\right)^3 + 53,85\left(\frac{a}{B}\right)^4 \quad (28)$$

gdzie:

a - długość pęknięcia,

B - szerokość próbki.

Wyniki obliczeń da/dN i ΔK podano przykładowo w tabelicy 8. Wykresy da/dN w funkcji ΔK przedstawiono na rysunku 38 jako wynik obliczeń prostych regresji wyznaczonych przy użyciu maszyny cyfrowej. Podano tam również wartości stałych C i m w wzorze Parisa, jak również współczynniki korelacji i średnie odchylenie standardowe przy wyznaczaniu prostych regresji $\ln da/dN = \ln C + m \ln \Delta K$.

14. BADANIA METALOGRAFICZNE SPOIN

14.1. Badanie mikrostruktury

Próbki do badań metalograficznych wycięto z płyt próbnych w poprzek osi spoiny. Wycięte próbki szlifowano i polerowano, a następnie trawiono 3% roztworem kwasu azotowego. Zgląd próbki nr 3 (wg tabl. 6) spawanej na przemian elektrodami EB 1.60 i EB 1.50 obserwowano pod mikroskopem optycznym firmy Reichert. Mikrostruktury warstw wykonanych elektrodami EB 1.50 i EB 1.60 pokazano na rysunku 39.

14.2. Badania mikrofraktograficzne

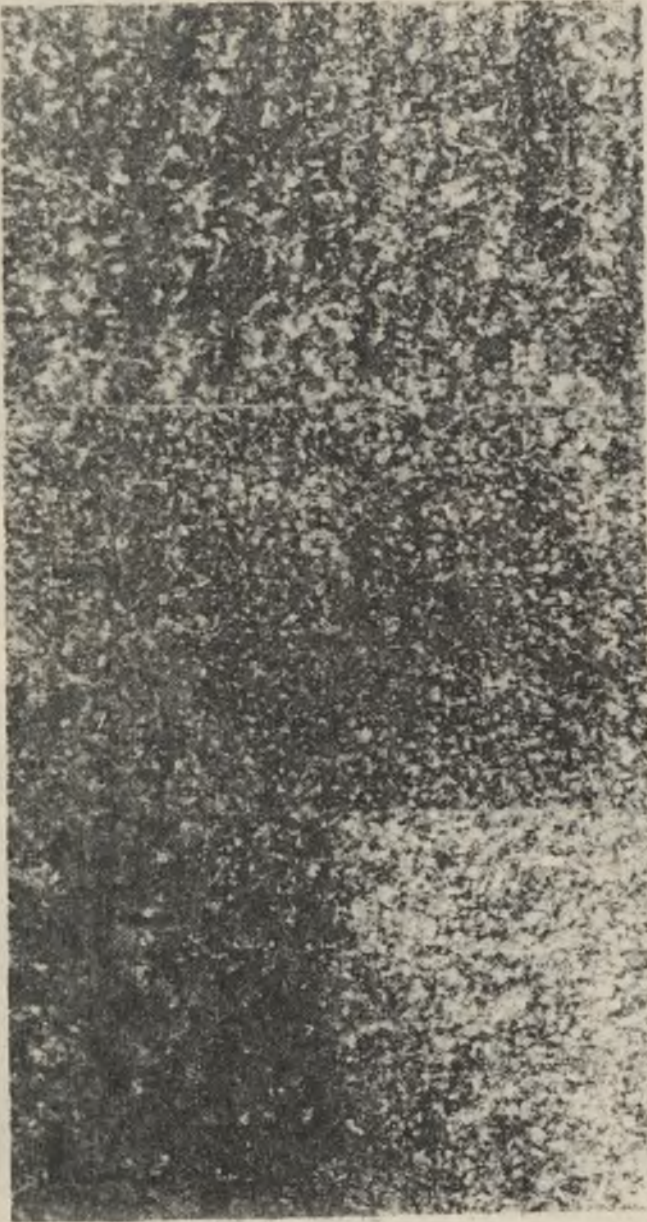
Badania mikrofraktograficzne przeprowadzono na mikroskopie skaningowym ISEM firmy Coates i Welter model 100-2 CWIC. Zdjęcia wykonywano z obszarów powierzchni złomów spoin zginanych i rozciąganych w celu ujawnienia prążków zmęczeniowych i innych charakterystycznych cech złomu. Obrazy powierzchni złomów spoin nr 2 i 4, zginanych przy amplitudzie naprężeń $2\sigma = 140$ MPa, $R = 0,3$, przedstawiono na rysunkach 40÷44. Obrazy powierzchni złomu próbki nr 4, rozciąganej przy amplitudzie naprężeń $2\sigma = 110$ MPa, przedstawiono na rysunku 45. Na rysunkach 40÷45 widoczne są prążki zmęczeniowe, pęknięcia odzłomowe i uskoki.

Na podstawie pomiarów wykonanych na zdjęciach przeprowadzono obliczenia prędkości propagacji pęknięć. Do pomiarów odległości międzyprążkowych użyto cyrkla ze śrubą mikrometryczną oraz lupy pomiarowej. Pomiar odległości międzyprążkowych zestawiono w tablicy 9, gdzie podano również wyniki obliczeń szybkości propagacji pęknięcia na podstawie analizy wykresów $a - N$. W tablicy 9 widoczne jest zmniejszenie prędkości rozwoju pęknięcia po jego wejściu w warstwę miękką.

14.3. Gęstość dyslokacji na czole rozwijających się pęknięć zmęczeniowych

14.3.1. Badanie cienkich folii

Gęstość dyslokacji na cienkich foliach badano mikroskopem elektronowym JEM-7 produkcji japońskiej firmy JEOL. Folie wycinano z próbki nr 4 zginanej przy amplitudzie naprężeń $2\sigma = 140$ MPa, przy czym wycinano je

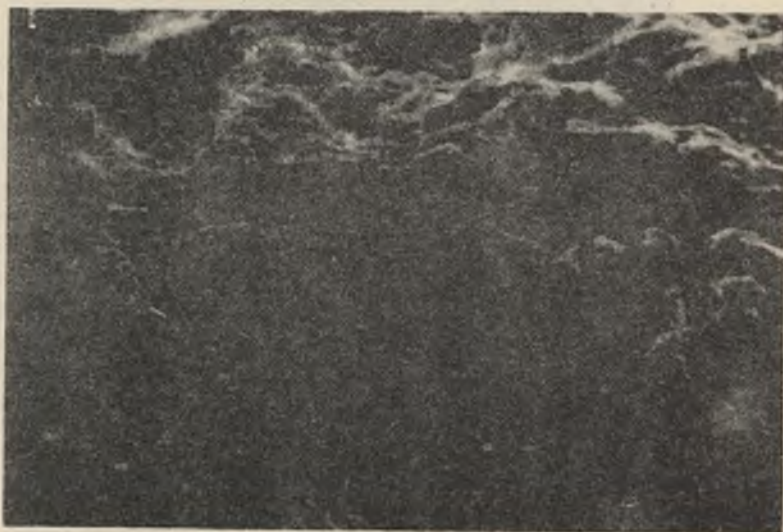


Rys. 39. Mikrostruktury spoin, pow.250x. Traw. Nital.

a) struktura warstwy twardej, bainit + martenzyt odpuszczony, b) struktura warstwy miękkiej, ferryt + bainit, c) struktura strefy przejścia warstwy twardej do miękkiej, od strony lewej martenzyt odpuszczony, od strony prawej ferryt + bainit



Rys. 40. Widok powierzchni złomu próbki zginanej nr 2, warstwa wykonana elektrodą EB 1.60, $a = 15,5$ mm, $2\sigma_a = 140$ MPa, $R = 0,3$. Widoczne na powierzchni liczne prążki zmęczeniowe. Średnia prędkość propagacji pęknięcia odtworzona na podstawie pomiarów odległości między prążkami $da/dN = 6,4 \cdot 10^{-7}$ m/cykl, pow. 2500x



Rys. 41. Widok powierzchni złomu próbki zginanej nr 2, warstwa wykonana elektrodą EB 1.60, $a = 11,8$ mm, $2\sigma_a = 140$ MPa, $R = 0,3$. Zanikające prążki i pęknięcia odzłomowe, pow. 2000x



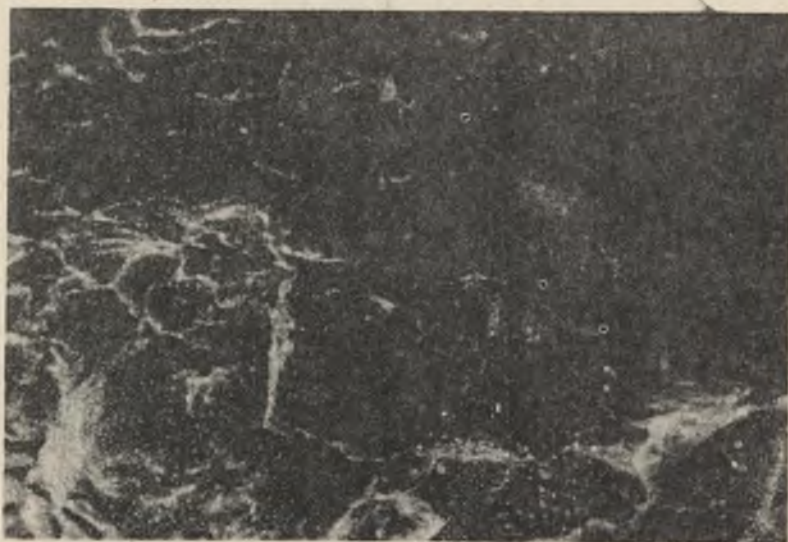
Rys. 42. Widok powierzchni złomu próbki zginanej nr 4. warstwa wykonana elektrodą EB 1.60. $a = 8,0 \text{ mm}$, $2G_a = 140 \text{ MPa}$, $R = 0,3$. Widoczne na powierzchni prążki zmęczeniowe i uskoki. Średnia prędkość propagacji pęknięć odtworzona na podstawie pomiaru odległości między prążkami $da/dN = 1,75 \cdot 10^{-7} \text{ m/cykl}$, pow. 4000x



Rys. 43. Widok powierzchni złomu próbki zginanej nr 4, $a = 13,3 \text{ mm}$, $2G_a = 140 \text{ MPa}$, $R = 0,3$ warstwa wykonana elektrodą EB 1.50. Widoczne prążki zmęczeniowe $da/dN = 1,06 \cdot 10^{-7} \text{ m/cykl}$, pow. 16.000x



Rys. 44. Widok powierzchni złomu próbki zginanej nr 3, warstwa wykonana elektrodą EB 1.60. $a = 9,6$ mm, $2\sigma_a = 140$ MPa, $R = 0,3$. Widoczne na powierzchni zanikające prążki zmęczeniowe oraz pęknięcia odzłomowe. Średnia prędkość propagacji pęknięcia odtworzona na podstawie pomiaru odległości między prążkami $da/dN = 1,25 \cdot 10^{-7}$ m/cykl, pow. 4000x

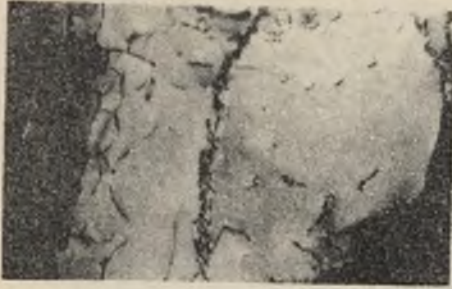


Rys. 45. Widok powierzchni złomu próbki rozciąganej nr 4, warstwa wykonana elektrodą EB 1.50. $a = 13,6$ mm, $2\sigma_a = 110$ MPa. Widoczne na powierzchni prążki zmęczeniowe i uskoki. Średnia prędkość propagacji odtworzona na podstawie pomiaru odległości między prążkami $da/dN = 8,3 \cdot 10^{-8}$ m/cykl, pow. 6000x

Tablica 9

Wyniki obliczeń prędkości rozwoju pęknięć
w spoinach na podstawie pomiarów odległości między prążkami
i porównanie tych wyników z wielkościami określonymi
na podstawie pomiarów powierzchniowych

Nr próbki $2G_a$ MPa	Odległość od czoła $a \cdot 10^{-3}$ m	Odległość między prążkami (średnia z 5) na zdjęciach $\cdot 10^{-3}$ m	Powięk- szenie	da dN określone na podst. odległości między prążkami m/cykl	da dN określone na podst. pomiarów powierz- chniowych m/cykl	rodzaj spoiny (warstwy)
Z2 140	11,0	1,0	3500	$2,9 \cdot 10^{-7}$	$2,50 \cdot 10^{-7}$	EB1.60
Z2 140	15,5	1,6	2500	$6,4 \cdot 10^{-7}$	$6,56 \cdot 10^{-7}$	EB1.60
Z3 140	9,6	0,5	4000	$1,25 \cdot 10^{-7}$	$1,28 \cdot 10^{-7}$	EB1.60
Z3 140	12,8	0,9	15000	$6,0 \cdot 10^{-8}$	$5,9 \cdot 10^{-8}$	EB1.50
Z4 140	9,0	0,7	4000	$1,75 \cdot 10^{-7}$	$1,50 \cdot 10^{-7}$	EB1.60
Z4 140	11,0	1,0	25000	$4,0 \cdot 10^{-8}$	$4,26 \cdot 10^{-8}$	EB1.50
Z4 140	13,3	1,7	16000	$1,06 \cdot 10^{-7}$	$1,10 \cdot 10^{-7}$	EB1.50
R4 110	8,0	0,9	5000	$1,8 \cdot 10^{-7}$	$1,71 \cdot 10^{-7}$	EB1.60
R4 110	13,6	0,5	6000	$8,3 \cdot 10^{-8}$	$9,37 \cdot 10^{-8}$	EB1.50
<p>Z - spoina zginana R - spoina rozciągana</p>						



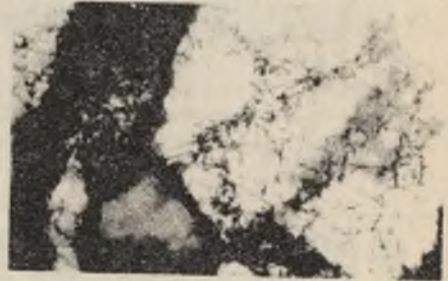
a)



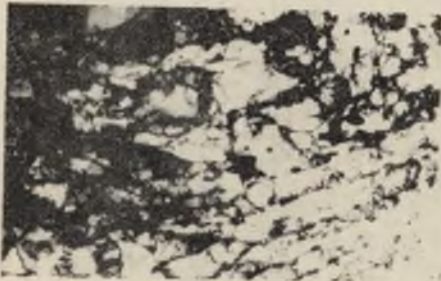
b)



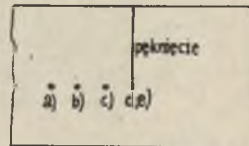
c)



d)



e)



f)

Rys. 46. Zmiana układów dyslokacji w spoinie (próbka zginana nr 4, warstwa EB 1.50) obciążonej zmiennie $2 \sigma_a = 140 \text{ MPa}$
a) obszar oddalony o 6 mm od czoła pęknięcia, pow. $\times 40000$; b) obszar oddalony o 4 mm od czoła pęknięcia, pow. $\times 35000$; c) obszar oddalony o 2 mm od czoła pęknięcia, pow. $\times 35000$; d), e) obszar wierzchołka pęknięcia, pow. $\times 35000$; f) miejsca wycinania folii

w kilku miejscach (rys. 46) w kierunku prostopadłym do przebiegu pęknięcia. Wyniki badań przedstawiono na rysunku 46, na którym widać wzrost gęstości dyslokacji w miarę zbliżania się do czoła pęknięcia.

14.3.2. Badania rentgenostrukturalne

Badania przeprowadzono na dyfraktometrze rentgenowskim Krystalloflex - 4 firmy Siemens, w celu określenia gęstości dyslokacji na czole pęknięcia. Warunki pomiaru były następujące: promieniowanie $\text{Co K}\alpha$, o długości fali $\lambda = 1,79021 \cdot 10^{-10}$ m, wzorzec Fe_3O_4 , dokładność pomiaru kąta θ oraz szerokości połówkowej $B \pm 1,40 \cdot 10^{-4}$ rad, układ szczelin przy lampie 1 mm, przy liczniku 0,6 mm, pole oświetlone: $h = 2$ mm, $b = 2 \pm 3$ mm. Badano obszary leżące wokół czoła pęknięcia, a otrzymane wyniki dla zginanych spoin (nr 1, 2, 3, 4, $2 G_a = 140$ MPa $R = 0,3$) zestawiono w tablicy 10 dla linii pomiarowej (110).

Stwierdzono, że w badanych spoinach gęstość dyslokacji poza obszarem pęknięcia wynosiła ok. 10^{12} m^{-2} . Natomiast na czole pęknięcia, w obszarze strefy plastycznej, gęstość dyslokacji w warstwie twardej wynosiła około 10^{13} m^{-2} przy długości pęknięcia $a = 7 \pm 8$ mm, a w warstwach miękkich ok. 10^{14} m^{-2} przy długości pęknięcia $a = 10 \pm 11$ mm. Wartości ΔK dla podanych długości pęknięć wynosiły $23 \pm 28 \text{ MPam}^{1/2}$.

14.4. Badanie stref plastycznych

Badania przeprowadzono na spoinach zginanych nr 1, 2, 4 i stali (nr 6) przy naprężeniu $2 G_a = 140$ MPa na mikroskopie metalograficznym Neophot. Obraz strefy plastycznej uzyskano w postaci ciemnych pasm przy szczelinie pęknięcia zmęczeniowego, przez odpowiednie oświetlenie szlifowanej powierzchni próbki. Wyniki badań przedstawiono na rysunkach 47+49 i w tablicy 11. Metodą pomiaru mikrotwardości badano strefy plastyczne w spoinach nr 2 i 4 zginanych przy naprężeniu $2 G_a = 140$ MPa. Próbki do badań zestrugano do połowy grubości, wypolerowano i wytrawiono. Pomiaru dokonano przy obciążeniu wgłębnika 0,5 N metodą Vickersa. Wyniki badań zestawiono na rysunkach 50+51. Wyniki przedstawionych badań świadczą o tym, że większa strefa plastyczna powstaje w warstwie miękkiej i o tym, że większe umocnienie materiału wskutek odkształceń występuje w warstwie miękkiej. Wzrost mikrotwardości (rys. 50, 51) wskutek odkształcenia na czole pęknięcia w warstwie wykonanej elektrodą EB 1.60 wynosi 10%, natomiast w warstwie wykonanej elektrodą EB 1.50 wynosi 20%.

Tablica 10

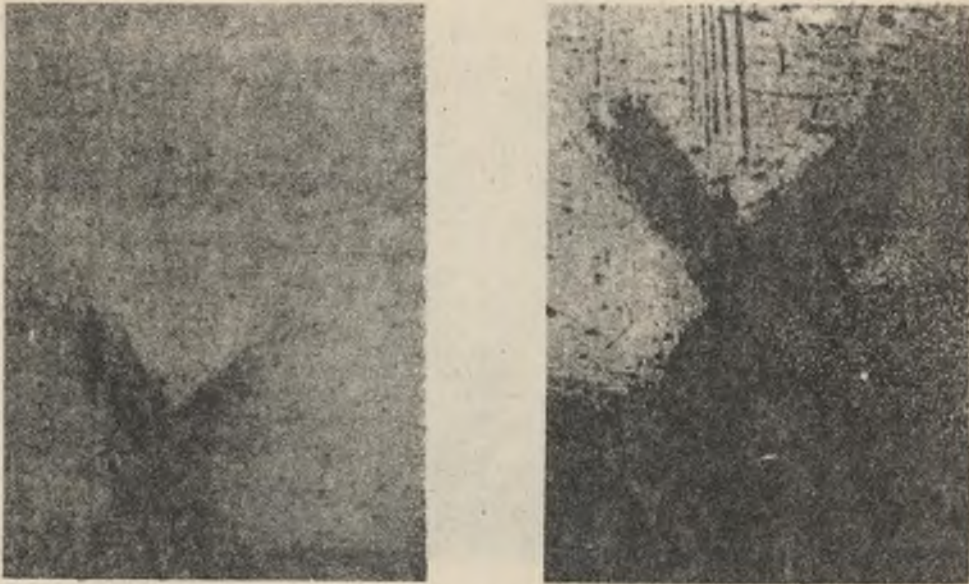
Wyniki pomiarów gęstości dyslokacji w spoinach zginanych $2\sigma = 140 \text{ MPa}$,
 $R = 0,3$ dla linii pomiarowej (110), przy kącie $\theta = 0,455 \text{ rad}$
 i szerokości połówkowej wzorca Fe_α $B_0 = 2,443 \cdot 10^{-3} \text{ rad}$

Nr spoiny rodzaj warstwy obszar pomiarowy	Szerokość połówkowa B $\cdot 10^{-3} \text{ rad}$	Poszerze- nie linii dyfrakcyj- nych $\beta = \sqrt{B^2 - B_0^2}$ $\cdot 10^{-4} \text{ rad}$	Wielkość ziarna $D = \frac{0,9\lambda}{\beta \cos\theta}$ $\cdot 10^{-7} \mu\text{m}$	Minimalna gęstość dyslokacji	
				wyliczona z wielko- ści ziar- na [169] $\rho = \frac{3}{D^2}$ μm^{-2}	wyliczona z wzoru szacunko- wego [169] $\rho = 2 \cdot 10^{20} \cdot \beta^2$ μm^{-2}
1 <u>EB 1.50</u> p.c.p. ¹⁾	2,451	1,98	9,06	$3,65 \cdot 10^{12}$	$7,84 \cdot 10^{12}$
2 <u>EB 1.60</u> p.c.p.	2,452	1,85	9,69	$3,20 \cdot 10^{12}$	$6,84 \cdot 10^{12}$
1 <u>EB 1.50</u> n.c.p. ²⁾ a = 12 mm	2,487	4,929	4,452	$1,51 \cdot 10^{13}$	$3,25 \cdot 10^{13}$
3 <u>EB 1.60</u> n.c.p. a = 8,2 mm	2,509	5,717	3,138	$3,04 \cdot 10^{13}$	$6,54 \cdot 10^{13}$
3 <u>EB 1.50</u> n.c.p. a = 10,5 mm	2,563	7,750	2,314	$5,60 \cdot 10^{13}$	$1,20 \cdot 10^{14}$
4 <u>EB 1.60</u> n.c.p. a = 7,9 mm	2,487	4,657	3,852	$2,02 \cdot 10^{13}$	$4,34 \cdot 10^{13}$
4 <u>EB 1.50</u> n.c.p. a = 11,1 mm	2,629	9,710	1,1847	$8,79 \cdot 10^{13}$	$1,89 \cdot 10^{14}$
Uwagi: 1) p.c.p. - poza czołem pęknięcia, 2) n.c.p. - na czole pęknięcia.					

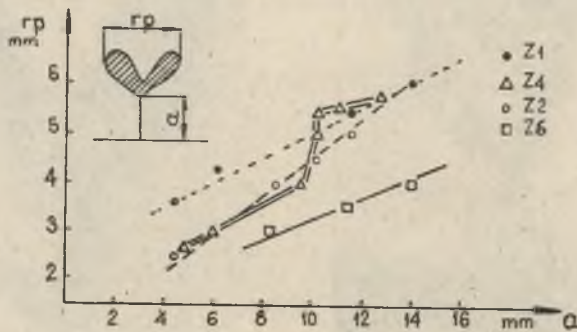


Rys. 47. Kształt strefy plastycznej, w trakcie rozwoju pęknięcia spoiny zginanej nr 4 (pow. 10x)

a) $a = 4,7$ mm, warstwa wykonana elektrodą EB 1.60, b) $a = 9,5$ mm, warstwa wykonana elektrodą EB 1.60, c) $a = 10,1$ mm - wejście w warstwę wykonaną elektrodą EB 1.50, duże powiększenie strefy plastycznej




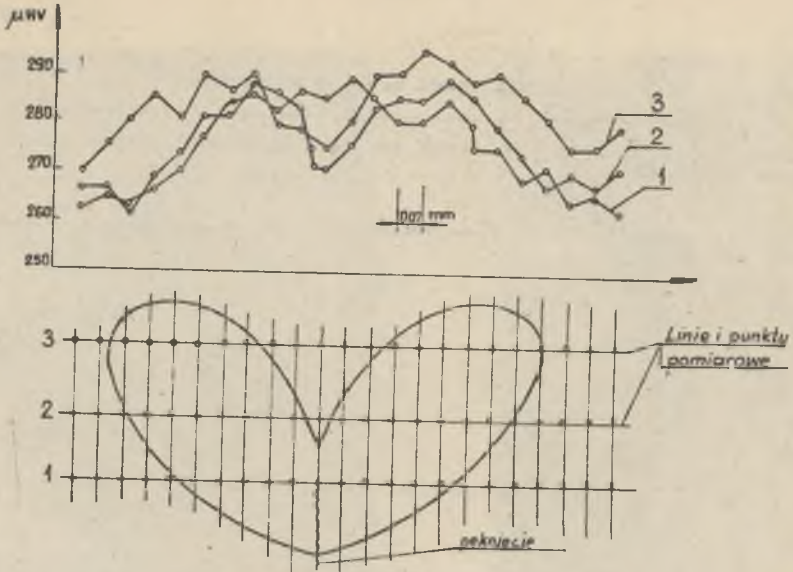
Rys. 48. Kształt strefy plastycznej, w trakcie rozwoju pęknięcia w próbce nr 1 (powiększenie 10x)
a) $a = 4,4$ mm - warstwa wykonana elektrodą EB 1.50, b) $a = 6,2$ mm - warstwa wykonana elektrodą EB 1.50



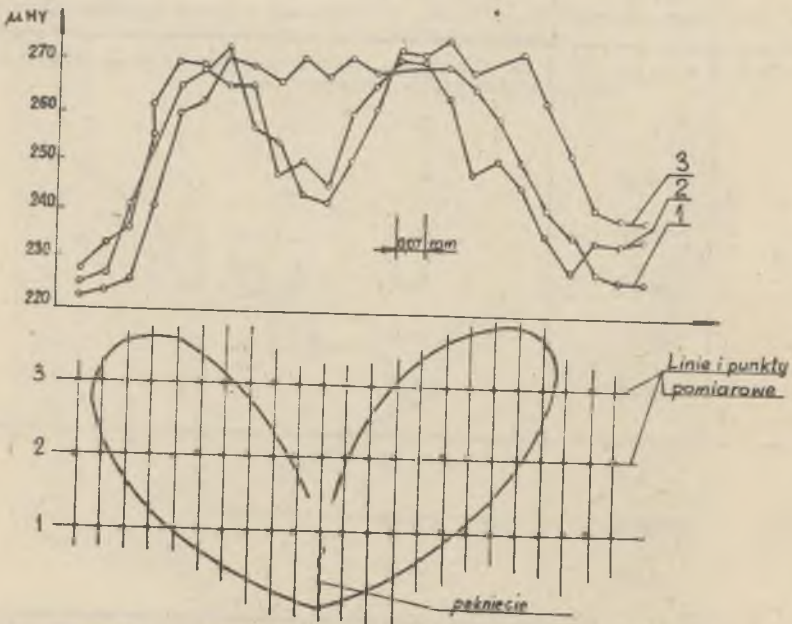
Rys. 49. Zmiany wielkości strefy plastycznej r_p ze zmianą długości pęknięcia w spoinach zginanych nr 1, 2 i 4 oraz w materiale rodzimym nr 6

Wielkości stref plastycznych

Numer próbki	Długość pęknięcia a mm	Wielkość strefy plastycznej na czole pęknięcia w mm	
Z 1	4,4	3,6	 <p>wielkość strefy plastycznej</p> <p>pęknięcie</p>
	6,2	4,0	
	11,5	5,5	
	14,0	6,0	
Z 2	4,5	2,5	<p>2x</p>
	8,4	4,0	
	10,0	4,5	
	11,5	5,0	
Z 4	4,7	2,5	
	6	3	
	9,5	4	
	10,1	5	
	10,2	5,4	
	11	5,5	
	12,5	5,7	
Z 6	8,3	3,0	
	11,5	3,5	
	14,0	4,0	
Z - spoina zginana			



Rys. 50. Rozkład mikrotwierdości w obszarze czoła pęknięcia i zarys strefy o zwiększonej mikrotwierdości w spoinie nr 2 wykonanej elektrodami EB 1.60, $a = 10,5 \text{ mm}$



Rys. 51. Rozkład mikrotwierdości w obszarze czoła pęknięcia i zarys strefy o zwiększonej mikrotwierdości w spoinie nr 4 w warstwie wykonanej elektrodą EB 1.50, $a = 10,5 \text{ mm}$

15. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ

Celem przeprowadzonych badań było określenie prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych w spoinach z warstwami miękkimi. Badano spoiny (EŁ 1.60) z warstwami miękkimi (EB 1.50) w złączach wykonanych ze stali 13HMBA o $g = 30$ mm. Potwierdzona została teza, że warstwy miękkie obniżają prędkość pęknięcia spoiny w wyniku miejscowego zwolnienia rozwoju pęknięcia w warstwie miękkiej, przy zachowaniu na odpowiednim poziomie własności mechanicznych i odporności na kruche pęknięcie spoin.

Analizując wyniki prób rozciągania, można stwierdzić, że wytrzymałość na rozciąganie złączy spawanych elektrodami EB 1.60 z zastosowaniem warstw miękkich EB 1.50 (665 MPa) jest zbliżona (96%) do wytrzymałości materiału rodzimego (693 MPa) w przypadku, gdy udział warstw miękkich nie przekracza 50%. Złącza spawane (z udziałem warstw miękkich 100%) tylko elektrodami EB 1.50 osiągają wytrzymałość znacznie niższą - 600 MPa, co stanowi 87% wytrzymałości materiału rodzimego (rys. 30). Wyniki prób zginania ujawniły zadowalającą plastyczność wszystkich złączy spawanych.

Wyniki badań udarności wskazują, że najlepsze własności udarnościowe w zakresie temperatur $-40 \pm 0^\circ\text{C}$ wykazuje spoina wykonana elektrodą EB 1.50, najniższe natomiast własności wykazuje spoina wykonana elektrodą EB 1.60 (rys. 30). Spoiny z warstwami miękkimi wykazują wartości pośrednie pomiędzy tymi skrajnymi wartościami, przy czym udarność spoin rośnie ze wzrostem udziału warstw miękkich (rys. 30).

Twardość warstw wykonanych elektrodami EB 1.50 wynosiła 210 ± 220 HV, natomiast warstw wykonanych elektrodami EB 1.60 260 ± 270 HV (rys. 31).

Analizując wyniki badań metodą COD odporności na kruche pęknięcie, należy stwierdzić, że spoiny wykonane elektrodami EB 1.50 wykazały największą odporność na kruche pęknięcie, zbliżoną do odporności materiału rodzimego (rys. 32). Najniższe wartości δ_c wykazały spoiny wykonane elektrodami EB 1.60. Natomiast spoiny z warstwami miękkimi wykazały pośrednie wartości δ_c .

Wyniki badań prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych wykazały, że w przypadku spoin z warstwami miękkimi zginanych i rozciąganych następuje zmniejszenie prędkości rozwoju pęknięcia. Tworzące się na krzywej $a - N$ charakterystyczne załamania świadczą o zmianie prędkości pęknięcia przy przechodzeniu przez warstwy miękkie (rys. 34, 37). Zaobserwowano znaczne zwolnienie prędkości rozwoju pęknięcia przy jego przejściu z warstwy wykonanej elektrodą EB 1.60 do warstwy wykonanej elektrodą EB 1.50. Zmniejszenie prędkości pęknięcia, wywołane warstwami miękkimi, wyraźnie widać na wy-

kresach $d_a/dN - \Delta K$ (rys. 35d,e, 38d,e). Załamania na wykresach $d_a/dN - \Delta K$ oznaczają przejście pęknięcia z warstwy miękkiej do warstwy twardej i odwrotnie.

Korzystając ze wzoru (26a), wyznaczono okres propagacji pęknięcia w spoinach, przyjmując średnie wartości współczynnika poprawkowego $\bar{\gamma}$ i stałe C_1 i m , wyznaczone doświadczalnie (rys. 35, 38). Zestawienie wyników tych obliczeń dla spoin rozciąganych, wykonanych w całości elektrodami EB 1.50 lub EB 1.60 oraz spoin z warstwami miękkimi przedstawiono w tabl. 12. Stwierdzono dużą zgodność obliczeń okresu propagacji pęknięć w spoinach z wartościami rzeczywistymi. Z tablicy 12 wynika, że obecność warstw miękkich powoduje zwiększenie okresu rozwoju pęknięć w spoinach. Np. okres propagacji pęknięć w próbkach rozciąganych przy amplitudzie naprężeń $2\sigma_a = 110$ MPa, $R = 0,3$, wykonanych z materiału rodzimego, ze złączy ze spoinami wykonanymi elektrodami EB 1.50 oraz EB 1.60 wynosi odpowiednio $1,38 \cdot 10^5$, $2,16 \cdot 10^5$, $7,31 \cdot 10^4$ cykli. Natomiast w przypadku próbek wykonanych ze złączy ze spoinami z warstwami miękkimi (próbka nr 3 - co druga warstwa miękka) okres ten wynosi $1,83 \cdot 10^5$. W przypadku spoin zginanych obserwuje się podobne zależności.

Na podstawie wyżej przedstawionych rozważań można ustalić modelową próbkę, która pod względem okresu propagacji pęknięcia będzie równa próbce z warstwami miękkimi, i stąd obliczyć w jakim stopniu prędkość rozwoju pęknięcia w spoinach z warstwami miękkimi będzie niższa od prędkości rozwoju pęknięcia w spoinie wykonanej w całości elektrodą o większej wytrzymałości. Wyniki tych obliczeń przedstawiono na rys. 52, skąd wynika, że prędkość rozwoju pęknięć w spoinach z warstwami miękkimi jest niższa o 50÷60% w porównaniu do prędkości rozwoju pęknięcia w spoinie wykonanej elektrodą EB 1.60. O taką samą wartość wzrasta również okres propagacji pęknięć w odpowiednich spoinach (tablica 12).

Z przedstawionych wyżej obliczeń i rozważań wynika, że rozwój pęknięć zmęczeniowych dla materiału rodzimego i spoin jednorodnych daje się opisać wzorem Parisa (rys. 35a,b,c, 38a,b,c), natomiast w przypadku spoin z warstwami miękkimi równanie Parisa ma zastosowanie tylko w obszarze pojedynczej warstwy (rys. 35d,e, 38d,e).

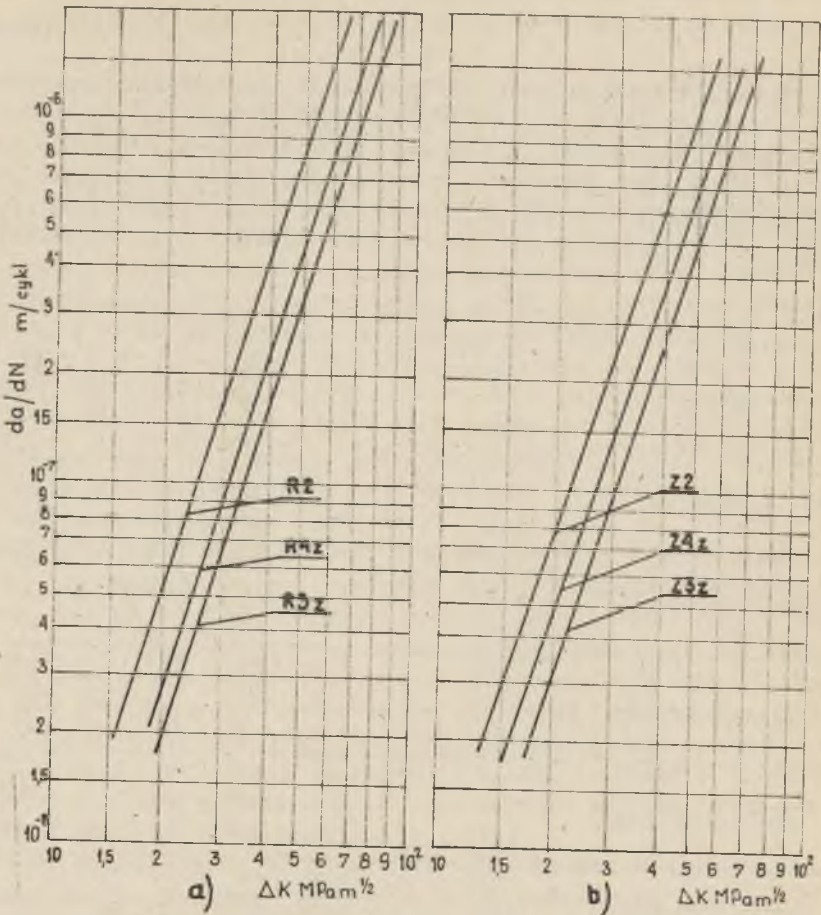
Z badań metalograficznych wynika, że w warstwie twardej (EB 1.60) występuje struktura bainityczno-martensytyczna (rys. 39a), a w warstwie miękkiej (EB 1.60) struktura ferrytyczno-bainityczna (rys. 39b).

Badania powierzchni złomów spoin wykazały występowanie prążków zmęczeniowych (rys. 40, 42÷45), uskoków (rys. 42, 45) i pęknięć odzłomowych (rys. 41, 44, 45). Stwierdzono, że odległość między prążkami zależy od długości pęknięcia i rodzaju warstwy, w jakiej przebiegało pęknięcie (rys. 44, 45). Pęknięcia przebiegające w warstwach wykonanych elektrodami EB 1.50 charakteryzowały się tym, że na powierzchni złomu odległości międzyprążkowe były niewielkie (rys. 45), czyli prędkość propagacji pęknięcia była mniejsza niż w warstwach wykonanych elektrodą EB 1.60 (rys. 44).

Tablica 12

Porównanie obliczonego i rzeczywistego okresu propagacji pęknięcia
w spoinach rozciąganych
Wartości stałych C i m przyjęto wg rys. 35 i 38

Nr spoiny wg tabl. 6 Spoina (warstwa) wykonana elektrodą	Podwójna amplituda naprężeń $2\sigma_a$ R = 0,3 MPa	Okres propagacji pęknięcia	
		obliczony wg wzoru (26a)	N (liczba cykli) rzeczywisty
1	2	3	4
<u>1</u> EB 1.50	80	$3,80 \cdot 10^5$	$3,70 \cdot 10^5$
	110	$1,83 \cdot 10^5$	$2,16 \cdot 10^5$
	150	$9,01 \cdot 10^4$	$1,00 \cdot 10^5$
<u>2</u> EB 1.60	80	$1,70 \cdot 10^5$	$1,75 \cdot 10^5$
	110	$6,37 \cdot 10^4$	$7,31 \cdot 10^4$
	150	$2,45 \cdot 10^4$	$4,52 \cdot 10^4$
<u>6</u> mat. rodzimy	80	$2,61 \cdot 10^5$	$2,10 \cdot 10^5$
	110	$1,03 \cdot 10^5$	$1,38 \cdot 10^5$
	150	$4,12 \cdot 10^4$	$5,23 \cdot 10^4$
<u>3</u> warstwa EB 1.50	80	$1,56 \cdot 10^5$	$1,30 \cdot 10^5$
	110	$6,21 \cdot 10^4$	$8,24 \cdot 10^4$
	150	$2,54 \cdot 10^4$	$3,50 \cdot 10^4$
<u>3</u> warstwa EB 1.60	80	$4,56 \cdot 10^4$	$3,00 \cdot 10^4$
	110	$2,16 \cdot 10^4$	$3,36 \cdot 10^4$
	150	$1,04 \cdot 10^4$	$1,50 \cdot 10^4$
<u>3</u> warstwa EB 1.50	80	$1,86 \cdot 10^5$	$1,61 \cdot 10^5$
	110	$4,36 \cdot 10^4$	$6,72 \cdot 10^4$
	150	$1,06 \cdot 10^4$	$3,50 \cdot 10^4$
3 (całość)	80	$3,88 \cdot 10^5$	$3,20 \cdot 10^5$
	110	$1,27 \cdot 10^5$	$1,83 \cdot 10^5$
	150	$4,64 \cdot 10^4$	$8,50 \cdot 10^4$
<u>4</u> warstwa EB 1.60	80	$1,50 \cdot 10^5$	$1,40 \cdot 10^5$
	110	$7,10 \cdot 10^4$	$5,22 \cdot 10^4$
	150	$3,42 \cdot 10^4$	$4,00 \cdot 10^4$
<u>4</u> warstwa EB 1.60	80	$2,40 \cdot 10^5$	$2,11 \cdot 10^5$
	110	$5,46 \cdot 10^4$	$8,92 \cdot 10^4$
	150	$1,30 \cdot 10^4$	$3,91 \cdot 10^4$
4 (całość)	80	$3,90 \cdot 10^5$	$3,50 \cdot 10^5$
	110	$1,26 \cdot 10^5$	$1,42 \cdot 10^5$
	150	$4,72 \cdot 10^4$	$7,91 \cdot 10^4$



Rys. 52. Porównanie prędkości rozwoju pęknięć w spoinach nr 2 (EB 1.60) rozciąganych R (a) i zginanych Z (b) z prędkością rozwoju spoiny modelowej wykazującej okres propagacji pęknięcia jak spoiny z warstwami miękkimi nr 3 i 4 (R4z, R3z, Z4z, Z3z)

Zauważono również różnice w ilości i wielkości pęknięć odzłomowych w zależności od rodzaju warstwy. Większe pęknięcia odzłomowe i w większej ilości występowały na złomach w warstwie wykonanej elektrodą EB 1.50 (rys.45). Zjawisko to było zapewne jedną z przyczyn wolniejszego rozwoju pęknięcia, gdyż energia potrzebna na rozwój pęknięcia głównego zużywała się na wytworzenie dodatkowych pęknięć odzłomowych. Stwierdzono ponadto dość dużą zgodność wyników pomiarów prędkości rozwoju pęknięć na podstawie pomiarów odległości międzyprążkowych i obserwacji powierzchniowych próbek (tablica 9). W warstwach miękkich stwierdzono prędkość pęknięcia wyraźnie mniejszą niż w warstwach wykonanych elektrodami EB 1.60.

Na podstawie badań cienkich folii stwierdzono, że w miarę zbliżania się do czoła pęknięcia rośnie gęstość dyslokacji aż do pojawienia się mikro-pęknięć (rys. 46). Stwierdzono również, że przy wartościach $\Delta K = 23 \pm 28$ MPam^{1/2} gęstość dyslokacji na czole pęknięcia w warstwach twardych wynosiła ok. 10^{13} m^{-2} a w warstwach miękkich ok. 10^{14} m^{-2} (tabl. 10).

Wyniki badań stref plastycznych tworzących się w wierzchołku pęknięcia złączeniowego świadczą o tym, że strefa plastyczna w miarę rozwoju pęknięcia powiększa się (rys. 47-49, tabl. 11). Wielkość jej waha się w granicach od 1 mm na początku pęknięcia do 6 mm na końcu (tablica 11, rys. 49). Różnice wielkości strefy plastycznej w przypadku próbek z warstwami miękkimi można zaobserwować w zależności od tego, w jakiej warstwie znajduje się koniec pęknięcia (rys. 47).

Na rysunku 47 widać wyraźny wzrost strefy plastycznej w przypadku, gdy koniec pęknięcia znajduje się w warstwie miękkiej wykonanej elektrodą EB 1.50. Widoczny jest również z rysunku 49 wzrost strefy plastycznej przy wejściu pęknięcia w warstwę miękką i chwilowe zatrzymanie pęknięcia.

Przeprowadzone badania mikrotwardości (rys. 50, 51) wykazały, że na poziomie grubości próbki, w obrębie wierzchołka pęknięć istnieje strefa o zwiększonej mikrotwardości. Wielkość jej jednak, zgodnie z przewidywaniami teoretycznymi [56], jest znacznie mniejsza od wielkości strefy plastycznej na powierzchni próbki. Stwierdzono, że wzrost mikrotwardości wskutek odkształcenia na czole pęknięcia jest większy 2 razy w warstwie miękkiej wykonanej elektrodą EB 1.50 w porównaniu ze wzrostem mikrotwardości w warstwie twardej wykonanej elektrodą EB 1.60. Świadczy to więc o większym umocnieniu występującym w warstwie miękkiej.

Powstanie dużej strefy plastycznej w warstwie miękkiej wiąże się z powstaniem pola naprężeń ściskających przy cyklu odciążającym. W wyniku tego występuje zjawisko zatrzymania dalszego rozwoju pęknięcia do czasu przekroczenia pola naprężeń ściskających. Podobne zjawisko powstaje przy chwilowym przeciążeniu elementu z rozwijającym się pęknięciem [4].

W podsumowaniu należy stwierdzić, że obecność w spoinach warstw miękkich obniża znacznie prędkość ich pękania, przy zachowaniu wysokich własności wytrzymałościowych i plastycznych (odporności na kruche pękanie). Zmniejszenie prędkości wzrostu pęknięcia spowodowane jest wytworzeniem się dużej strefy odkształceń plastycznych na czole pęknięcia, w warstwie miękkiej i wywołaniem efektu podobnego do efektu chwilowego przeciążenia. Korzystna jest przede wszystkim obecność warstw miękkich o grubości 3-4 mm jako warstw granicznych i licowych spoiny.

Celowe jest ponadto układanie ich na przemian z warstwami wykonanymi elektrodami dającymi stopiwo o większej wytrzymałości, przy czym zaleca się, by ich udział w spoinie wynosił 30-50%, a różnica wytrzymałości i granicy plastyczności warstw miękkich i twardych wynosiła 10-20%.

16. WNIOSKI

1. Prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych w spoinach wykonanych elektrodami EB 1.60 z warstwami miękkimi wykonanymi elektrodami EB 1.50, w złączach ze stali 13HNMSA ulepszonych cieplnie, jest niższa o 50÷60% od prędkości rozwoju pęknięć w spoinach wykonanych tylko elektrodami EB 1.60.
2. Okres propagacji pęknięć w spoinach z warstwami miękkimi zwiększa się również o 50÷60% w porównaniu do spoin wykonanych elektrodą o większej wytrzymałości.
3. Zastosowanie warstw miękkich w celu obniżenia prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych nie powoduje obniżenia własności wytrzymałościowych i odporności na kruche pękanie spoin.
4. Zmniejszenie prędkości pęknięcia spoin z warstwami miękkimi wynika z miejscowego obniżenia prędkości pęknięcia w warstwie miękkiej, spowodowanego utworzeniem dużej strefy plastycznej w warstwie miękkiej - większej niż w warstwie twardej i wywołanie przez to efektu podobnego do efektu chwilowego przeciążenia.
5. Miejscowe obniżenie prędkości pęknięcia w warstwie miękkiej zostało potwierdzone badaniami mikrofraktograficznymi złomów. Różnice w odległościach między prążkami zmęczeniowymi są uzależnione od długości pęknięcia i rodzaju warstwy.
6. W celu zwiększenia bezpieczeństwa konstrukcji spawanych ze stali wysokowytrzymałych korzystny jest udział w spoinach 30÷50% warstw miękkich o grubości 3÷4 mm, przede wszystkim jako warstw granicznych oraz licyowych i układanie ich na przemian z warstwami twardymi, przy czym różnica wytrzymałości warstw miękkich i twardych powinna wynosić 10 do 20%.

LITERATURA

- [1] Rolfa S.T.: Fracture and Fatigue Control in Structures, Pretice - Hall, Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, 1977.
- [2] Knott J.F.: Fundamentals of fracture mechanics, London Butterwarths, 1975.
- [3] Glinka G.: Znaczenie procesu kształtowania konstrukcji w osiągnięciu wymaganej odporności na pękanie, Mat. I konf. "Metody badań odporności materiałów na pękanie", Katowice-Wisła, październik, 1979.
- [4] Kocańda S.: Zmęczeniowe niszczenie metali, WNT, Warszawa, 1978.
- [5] Crack growth in highway girder bridges (part 1 and part 2) Metal Construction nr 9, 10, 1978.
- [6] Usami S., Kusumoto S.: Effects of Crack Length and Strass Ratio on Fatigue Limit of Mild Steel Plate and Toe of Welded Joint, Trans. of J.W.S. nr 1, 1978.
- [7] Nichel M. i in.: Fatigue properties for butt welded joint of SM50A high tensile strength steel plate, Trans. of Nat. Research Inst. for Metals nr 4, 1978.
- [8] Harrison J.D., Doherty J.: A re - analysis of fatigue data for butt welded specimen containing slag - inclusions, Welding Research International nr 2, 1978.
- [9] Sumita M., i in.: Relationship between the effect of inclusion on the endurance limit and the work hardening behaviours of carbon steels, Trans. Iron Steel Inst. Japan 14, 1974, wg Trans. of Nat. Res. Inst. for. Met. nr 3, 1975.
- [10] Robakowski T.: Wytrzymałość zmęczeniowa i własności mechaniczne połączeń spawanych łukiem krytym ze stali 14HNMBCu, Przegląd Spawalnictwa nr 8, 1974.
- [11] Robakowski T., Ścierański J.: Ograniczona wytrzymałość zmęczeniowa złączy ze stali ulepszonych cieplnie, Przegląd Spawalnictwa nr 7, 1979.
- [12] Robakowski T.: Wytrzymałość zmęczeniowa złączy doczołowych z brakiem przetopu, Przegląd Spawalnictwa nr 11, 1970.
- [13] Haibach E., Olivier R.: Fatigue investigation of higher strength structural steels in notched and in welded condition, Doc. IIW XIII - 724 - 74.
- [14] Roabe I. i in.: Étude des caractéristiques de fatigue des joints soudés en aciers à haute résistance, Doc. IIW XIII - 836 - 77.
- [15] Locati L. i in.: Metallographic influences on Fe 52 carbon steel fatigue strength, Doc. IIW XIII - 583 - 70.
- [16] Iida K., Iino N.: Effect of angular distortion on fatigue strength of transverse butt - welds in high strength steels, Trans. J.W.S. nr 2, 1977.
- [17] Takahashi K. i in.: Fatigue Strength of high tensile Structural Steels and welded joint, Biuletin of the J.S.M.E. nr 92, 1973.
- [18] Ścierański J.: Wytrzymałość zmęczeniowa złączy spawanych ze stali 10G2VM, Prace Instytutu Spawalnictwa nr 2, 1979.
- [19] Trufiakow W.N.: Ustalość swarnych sojedinenij, Naukowa Dumka, Kijew, 1973.

- [20] Gurney T.R.: Zmęczenia konstrukcji spawanych, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1973.
- [21] Glinka G.: Wytrzymałość zmęczeniowa spawalnych stali stopowych o podwyższonej wytrzymałości, Przegląd Mechaniczny nr 13, 1978.
- [22] Robakowski T.: Stale o podwyższonej wytrzymałości w konstrukcjach nośnych, Przegląd Mechaniczny nr 5, 1978.
- [23] Hanzawa M. i in.: Improvement of fatigue strength in welded high tensile strength steel by toe treatment, Welding Research International, nr 1, 1978.
- [24] Kobayashi K. i in.: Improvement in the fatigue strength of a fillet welded joint by use of a new welding electrode, Welding Research International nr 1, 1978.
- [25] Ikeda K. i in.: Improvement of the fatigue strength of fillet welded joints in 780 N/mm² high strength steel, Welding Research International nr 8, 1978.
- [26] Improving fatigue strength of welded joints, Metal Construction, nr 8, 1978.
- [27] Kudrjawoew J.W., Sawvina N.M.: Fatigue resistance of large shafts built - up by welding owing to surface peening, Doc. IIW XIII - 611 - 71.
- [28] Shimida W. i in.: Improvement of fatigue in fillet welded joint by CO₂ soft plasma overlying on weld toe, Doc. IIW XIII - 830 - 77.
- [29] Ikeda K. i in.: Improvement of fatigue strength steel, Trans. J.W.S. nr 2, 1976.
- [30] Kobayashi K. i in.: Improvement in the fatigue strength of fillet welded joint by use of the new welding electrode, Doc. IIW XIII - 828 - 77.
- [31] Kenazawa S. i in.: Studies on the improved fatigue strength of Butt - Welded Joints of high - strength steels, Doc. IIW XIII - 575 - 70.
- [32] Satoh K. i in.: Undermatching Electrode Applied to H T 80 Heavy Plates for Penstock, Weld. Research Suppl., February, 1979.
- [33] Bakszi O.A., Szron R.Z.: Proczność pri statycznym rastiażenii swarnych sojedinenij s miagkoj prosłojkoj, Swarocz. Proizw., nr 5, 1962.
- [34] Szron R.Z., Bakszi O.A.: K woprosu o ocenke procznosti swarnych sojedinenij s miagkoj prosłojkoj. Swarocz. Proizw. nr 9, 1962.
- [35] Szron R.Z., Korman A.J.: Ob ocenke soprotiwlenija i skorosti polzuczestni pri ispytanii obrazcow s miagkoj prosłojkoj, Zawods. lab. nr 12, 1971.
- [36] Bakszi O.A., Monoszkow A.N.: Procznost miechaniczeskich makronieodnorodnych swarnych sojedinenij pri udarnom rastiażenii, Swarocz. Proizw. nr 7, 1975.
- [37] Satoh K., Toyoda M.: Static Strength of Welded Plates Including Soft Interlayer Under Tension across a Weld Line, Transactions of J.W.S. nr 2, 1970.
- [38] Satoh K., Toyoda M.: Static Tensile Properties of Welded Joints Including Soft Interlayer, Trans. of J.W.S., nr 1, 1970.
- [39] Satoh K., Toyoda M.: Joint Strength of Heavy Plates With Lower Strength Weld Metal, Weld. Research Suppl., September 1975.
- [40] Pełczyński T.: Ocena złączy spawanych pod względem ich skłonności do kruchego pęknięcia, Przegląd Spawalnictwa nr 1, 1962.
- [41] Ranatowski E.: Analiza naprężeń w elementach o niejednorodnej budowie mechanicznej, Przegląd Mechaniczny nr 13, 1974.
- [42] Ranatowski E.: Układy niejednorodne jako modele połączeń spawanych w aspekcie mechaniki pęknięcia, Przegląd Spawalnictwa nr 12, 1976.

- [43] Ranatowski E.: Analiza wytrzymałościowa połączeń spawanych o niejednorodnych własnościach mechanicznych. Przegląd Spawalnictwa nr 12, 1977.
- [44] Musin R.A. i in.: Skłonność k chrupkowemu rozruszeniu swarnych sojedinenij s miagkoj prosiojkoj, Awt. Swarka, nr 11, 1979.
- [45] Bakszi O.A., Szron R.Z.: O chrupkich rozruszenijach swarnych sojedinenij, Awt. Swarka, nr 2, 1966.
- [46] Lesiński K.: Wpływ warstwy miękkiej i twardej na własności złączy spawanych przy obciążeniach statycznych i dynamicznych, Przegląd Spawalnictwa nr 6, 1972.
- [47] Masłow L.I. i in.: Wybor tiechnologiczeskiego wariantu swarki raznorodnych stalej s primienieniem kritieriew dynamiczeskoj i cikliczeskoj wjazdkosti rozruszenija, Swarocz. Proizw. nr 4, 1978.
- [48] Reszetow A.L. i in.: Czuwstwitielnost k nadriezu swarnych sojedinenienij s miagkimi prosiojkami, Awt. Swarka nr 4, 1978.
- [49] Bakszi O.A.: Ustalojstnaja procznost swarnych sojedinenienij s miagkoj prosiojkoj pri izgibie s kruczenijem, Swarocz. Proizw. nr 1, 1974.
- [50] Reszetow A.L. i in.: Wlijanije nieodnorodnosti miechaniczeskich swojstw na priedeł ustalojsti swarnych sojedinenienij s miagkoj prosiojkoj, Awt. Swarka nr 4, 1975.
- [51] Kolago M.: Badania możliwości zmniejszenia skutków osłabienia przez szeroką strefę miękką złączy spawanych z utwardzonych stopów AlMg5, Praca habilitacyjna, Gdańsk 1976.
- [52] Broutman L., Knock R.: Composite materials t. 1, t. 5, Academic Press New York and London 1974.
- [53] Head A.K.: The growth of fatigue cracks, Philosophical Magazine, Vol. 44, 1953.
- [54] Frost N.E., Dugdale D.S.: The propagation of fatigue cracks in sheet specimens, Journal of the Mechanics and Physics of Solids nr 2, 1967.
- [55] Paris P., Erdogan F.: A critical analysis of crack propagation laws, Journal of Basic Engineering, Trans. ASME, December, 1963.
- [56] Pearson S.: Fatigue crack propagation in metals, Nature. Vol. 211, nr 5053, 1966.
- [57] Raju K.N.: An energy balance criterion for crack growth under fatigue loading from considerations of energy of plastic deformation, Inter. Journal of Fracture Mechanics nr 1, 1966.
- [58] Wołkow W.M.: Płasticzeskije razrychlenije i skorost dokriticzeskiego razwitija ustalojstnych trieszczin, Problemy Procznosti nr 11, 1975.
- [59] Czerepanow G.P.: Miechanika chrupkiego rozruszenija, Nauka, Moskwa 1974.
- [60] Czerepanow G.P. i in.: Rost trieszczin pri cikliczeskom i pieriamienom nagruženii. Ustalojst i wjazkost rozruszenija metallow, Nauka, Moskwa 1974.
- [61] Wnuk M.P.: Fatigue in rate sensitive solids, International Journal of Fracture, nr 2, 1974.
- [62] Yokobori T., Yoshida M.: Kinetic theory approach to fatigue crack propagation in terms of dislocations dynamics, International Journal of Fracture, nr 4, 1974.
- [63] Taira S., Tanaka K.: Microscopic Study of fatigue crack propagation in carbon steels. Mechanical Behaviour of Materials, Proceedings of the International Conference, Kyoto 1971. The Society of Materials Science Japan, Kyoto 1972 wg [4].
- [64] Taira S., Tanaka K.: Stress - strain distribution near crack tips and fracture mechanismus in fatigue of metals. Dritte Internationale Tagung Über den Bruch. International Congress on Fracture. Verin Dautscher Eisenhüttenleute, München 1973. Zusammenstellung der Tagungsberichte, Teil I-IX. wg [4].

- [65] Lehr K.R., Liu H.W.: Fatigue crack propagation and strain cycling properties. Syracuse University Research Institute. Interim Technical Report, July 1968, wg [4].
- [66] Serensen S.V., Makhutov N.A.: The conditions low cycle fatigue. Dritte Internationale Tagung über den Bruch. International Congress on Fracture, Verin Deutscher Eisenhütenteute München 1973. Zusammenstellung der Tagungsberichte, Teil I-IX wg [4].
- [67] Forman R.G. i in.: Numerical analysis of crack propagation in cyclic - loaded structures, Journal of Basic Engineering, Trans. ASME, ser. D, September 1967.
- [68] Elber W.: Fatigue crack closure under cyclic tension, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 2, 1970.
- [69] Crooker T.W., Lange E.A.: How yield strength and fracture toughness considerations can influence fatigue design procedures for structural steels, Weld. J. nr 10, 1970.
- [70] Crooker T.W., Lange E.A.: Low Cycle Fatigue Crack Propagation Resistance of Materials for Large Welded Structures, Fatigue Crack Propagation ASTM STP 415, American Society for Testing and Materials, 1967.
- [71] Brothers A.J., Ynkawa S.: Fatigue Crack Propagation in Low - Alloy Heat - Treated Steels, ASME Transactions Journal of Basic Engineering, Series D nr 1, March 1967.
- [72] Kobayashi K. i in.: Prediction of Crack Propagation Life In Axial Loading Fatigue of Structural Steels, Doc. IIW XII - 888 - 1978.
- [73] Gurney T.R.: The effect of mean stress material yield stress on fatigue crack propagation in steels, Doc. IIW - XIII - 592 - 70.
- [74] Ekstrom D.H., Munse W.H.: The Effect of Internal Weld Defects on the Fatigue Behavior of Welded Connections, Doc. IIW - XIII - 678 - 73.
- [75] Miller G.A.: The Dependence of Fatigue-Crack Growth Rate on the Stress Intensity Factor and the Mechanical Properties of Some High - Strength Steels, ASME Transactions Quarterly, nr 3, September 1968.
- [76] Anetil A.A., Kula E.B.: Effect of Tempering Temperature on Fatigue Crack Propagation in 4340 Steel, Effects of Environment and Complex Loading History on Fatigue Life, ASTM STP 462.
- [77] Throop J.F., Miller G.A.: Optimum Fatigue - Crack Resistance, Symposium on the Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys, 72 nd Annual, ASTM, Atlantic City, New Jersey, 22-27 June 1969 wg [69].
- [78] Crooker T.W., Lange E.A.: The Influence of Salt Water on Fatigue Crack Growth in High - Strength Structural Steels, Effects of Environment and Complex Loading History on Fatigue Life, ASTM STP 462.
- [79] Kobayashi K.: Propagation under through - thickness stresses of fatigue crack in structural steels with varying sulphur content, Doc. IIW XIII - 803 - 76.
- [80] Maddox S.J.: Assessing the Significance of Flaws in Welds Subject to Fatigue, Weld. Research Suppl. September, 1974.
- [81] Maddox S.J.: Fatigue crack propagation in weld metal and HAZ, Metal Constr. and British Weld. July, 1970.
- [82] Matoba M.: Some considerations on the relationship between the fatigue strength date obtained using scale models and test specimens of typical welded joints, Doc. IIW XIII - 798 - 76.
- [83] Dowse K.R.: Fatigue crack propagation through weld heat affected zones, Metallurgical Transactions, Febr. 1971.
- [84] Socie D.F., Antolovich S.O.: Subcritical Crack Growth Characteristics in Welded ASTM A 537 Steel, Weld. Research Suppl. nr 6, 1974.
- [85] Demut S. i in.: Prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych w wybranych typach złączy spawanych. I Konferencja Metody badań odporności materiałów na pęknięcie, Katowice-Wisła 1979.

- [86] Shingai K., Imamura N.: Fatigue crack propagation in cruciform joint, Doc. IIW XIII - 691 - 73.
- [87] Maddox S.J.: Fatigue crack propagation data obtained from parent plate, weld metal and HAZ in structural steels, Doc. IIW XIII 720 - 74.
- [98] Lieurade H.P.: Utilisation de la mécanique de la rupture pour le calcul de la résistance a la fatigue des assemblages soudés. Cas des essais sous charges programmées, Doc. IIW - XIII - 840 - 77.
- [89] Iida K., Fujii E.: Fatigue crack propagation from weld defect in 100 mm thick joints, Doc. IIW XIII - 680 - 73.
- [90] Parry M. i in.: Fatigue crack propagation in A514 base plate and welded joints, Weld. Research Suppl. October, 1972.
- [91] Mathers E., Jubb J.E.M.: The fatigue of stainless steel fillet weld of low temperatures, Doc. IIW XIII - 743 - 74.
- [92] James L.A.: Crack propagation behaviour in type 304 stainless steel weldments at elevated temperature, Weld. J. nr 4, 1973.
- [93] Koshiga F., Kawahara M.: A proposed desing basis with special reference on fatigue crack propagation, Doc. IIW XIII - 738 - 74.
- [94] Gurney T.T.: An Analysis of some Fatigue crack propagation data for steels subjected to pulsating tension loading, Doc. IIW XIII - 890 - 78.
- [95] Nibbering J.J.W. i in.: Synthesis of cooperative fatigue investigations with notched plates and welded ship structures of St42 And St 52, Doc. IIW XIII - 765 - 75.
- [96] Tanaka M. i in.: Fatigue crack propagation in welded structural steel plates, Doc. IIW XIII - 780 - 75.
- [97] Lawrence F.V., Munse W.H.: Fatigue crack propagation in butt welds containing joint penetration defects, Weld. Research, May 1973.
- [98] Serensen S.V. i in.: The effect of residual stresies in estimation of fatigue resistance for butt joints with lack of penetration according to the criteria of fracture mechanics, Doc. IIW XIII - 589 - 70.
- [99] Glinka G.: Badanie prędkości wzrostu pęknięć zmęczeniowych w złączach spawanych ze stali 18G2AV, Przegląd Spawalnictwa nr 3, 1977.
- [100] Glinka G.: Wpływ naprężeń pozostających na wytrzymałości połączeń spawanych, Przegląd Mechaniczny nr 18, 1978.
- [101] Machnenko W.I.: Wlijanije ostatocznych napriazhenij na rasprostronienije ustalostnyh trieszczin w elementach swarnych konstrukcij, Awt. Swarka nr 4, 1979.
- [102] Winkler O.W. i in.: Małociklowaja ustalost swarnych sojedinenij stroitielnyh stalej, Problemy Procznosti nr 2, 1978.
- [103] Barsom I.M.: Fatigue behaviour of Pressure Vessel steels. WRC Bulletin, May N 194, 1974.
- [104] Trufiakow W.I. i in.: Wlijanije ostatocznych swarocznych napriazhenij na razwitiije ustalostnyh trieszczin w stali, Awt. Swarka nr 10, 1977.
- [105] Babajew A.W.: Wlijanije ostatocznych napr. na zarozdnenije i skorost razwitiija ustalostnyh trieszczin, Awt. Swarka nr 12, 1977.
- [106] Trufiakow V.I. i in.: Effect of scale factor and residual welding stresses on the rate of fatigue crack propagation, IIW Colloquium on practical application of fracture mechanics, Bratislava 1979.
- [107] Machnenko V.I. i in.: The evaluation of effect of welding residual stresses on the fatigue crack propagation, ibidem.
- [108] Trufiakow V.I. i in.: Perspektiwy primienianija EWM dla rasczotow elementow swarnych konstrukcij na ustalost, Awt. Swarka 1977.

- [109] Kanazawa T. 1 in.: Outline of JWES standard for critical assessment of defects with regard to brittle fracture, and some case studies. *ibidem* [106].
- [110] Radzimiński J.B., Lawrence F.V.: Fatigue of high yield strength steel weldments. Fatigue crack initiation and propagation in high - yield - strength steel weld metal, *Weld. Research Suppl.* August 1979, October 1979.
- [111] Lawrence F.V.: Estimation of fatigue - crack propagation life in butt welds, *Weld. J.* nr 5, 1973.
- [112] Reed R.P., Mc Henry H.J., Kasen M.B.: A fracture mechanics evaluation of flaws in pipeline girth welds, *WRC Bulletin* 245, 1979.
- [113] Harrison J.D.: The analysis of fatigue test results for butt welds with lack of penetration defects using a fracture mechanics welding in the World nr 3, 1970.
- [114] Newman R.P., Dawes M.G.: Exploratory fatigue tests on transverse butt welds containing lack of penetration, *Brit. Weld. J.* nr 3, 1964.
- [115] Benoit D., Lieurade H.P.: Application de la mécanique de la rupture au calcul de la tenue en fatigue des structures soudées. IIW Colloquium on practical application of fracture mechanics, Bratislava 1979.
- [116] Harrison I.D.: Acceptance levels for defects in welds subjected to fatigue loading, *ibidem*.
- [117] Corderoy D.I.H., Ford P.R.: Fatigue crack growth rate in fillet welds - a comparison with fracture mechanics predictions, *ibidem*.
- [118] Hobbacher A.: Fatigue design rules of welded structures entirely based on fracture mechanics - a new approach to a complex problem, *ibidem*.
- [119] Petershagen H.: Survey of literature on the fatigue behaviour of cruciform joints, *Doc. IIW XIII - 750 - 1974*.
- [120] Harrison J.D.: An analysis of the fatigue behaviour of cruciform joints, *Metal Constr. and Brit. Weld. J.* nr 7, 1969.
- [121] Maddox S.J.: Calculating the fatigue strength of a welded joint using fracture mechanics, *Metal Constr. and British Weld.* August 1970.
- [122] Denny A.K., Jubb J.E.M.: Fatigue crack propagation in submerged arc cruciform welded joints, *Weld. Research International* nr 1, 1977.
- [123] Usami S., Kusumoto S.: Fatigue strength at roots of cruciform, tee and lap joints, *Trans. of J.W.S.* nr 1, 1978.
- [124] Watanabe M. 1 in.: An elasto-plastic fracture mechanics approach to fatigue crack propagation and its application to the estimation of the fatigue life of Transverse Fillet Welded Cruciform Joints, *Doc. IIW XIII - 694 - 73*.
- [125] Nakanishi S. 1 in.: Fracture Surface of Butt Welded Joints of Structural Steel Tested By Pulsating Fatigue, *Doc. IIW XIII - 727 - 74*.
- [126] Koe S. 1 in.: Fatigue Life Estimation of Notched Plate Based on Elasto-Plastic Analysis, *Doc. IIW XIII - 878 - 78*.
- [127] Maciejny A.: *Kruchość metali, Śląsk, Katowice* 1973.
- [128] Matting A., Jacoby G.: Die Zerrutung metalischer Werkstoffe bei Scheingbeanspruchung in der Fraktographie, *Aluminium*, nr 10, 1962.
- [129] Schijve J.: Fatigue crack propagation ASTM STP, nr 415, 1967.
- [130] Mc Clintock F.A. 1 in.: Crack extension by alternating shear. Boeing Scientific Research Laboratories D 1-82 - 0708, 1968 wg [4].
- [131] Bowles C.Q. 1 in.: On the formation of fatigue striations, *Intern. Journal of Fracture Mechanics*, nr 1, 1972.
- [132] Laird C. 1 in.: Crack propagation in high stress fatigue, *Philosophical Magazine*, nr 77, 1962.
- [133] Heiser F.A. 1 in.: Anisotropy of fatigue crack propagation, *Trans. ASME, Journal of Basic Engineering*, Vol. 93, Ser. D. 1971.

- [134] Bathies C. i in.: Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels, Metallurgical Transactions, Vol. 4, May 1973.
- [135] Kocańda S., Sadowski J.: Korelacyjne badanie prędkości zmęczeniowego pęknięcia w elementach ze stali o podwyższonej wytrzymałości 18G2A, Arch. Bud. Maszyn nr 2, 1977.
- [136] Kocańda S. i in.: O możliwości odtworzenia prędkości zmęczeniowego pęknięcia w stali o podwyższonej wytrzymałości 18G2A na podstawie badań mikrofraktograficznych. VII Sympozjum Badań Doświadczalnych w Mechanice Ciała Stałego. Polskie Towarzystwo Mechaniki Teoretycznej i Stosowanej, Warszawa 1976.
- [137] Ishimatsu M. i in.: Fatigue crack propagation in 304 stainless steel, Doc. IIW XIII - 729 - 74.
- [138] Masuda C. i in.: Difference in fatigue striation spacing for surface and interior of the material, Int. J. Fracture Vol. 13, 1977, wg Trans. of. NRIM nr 4, 1978.
- [139] Bates R.C., Clark W.G.: Trans. ASM, 62, 1969.
- [140] Linkford J. i in.: SEM characterization of fatigue crack tip deformation in stainless steel using a positive replica technique, Journal Materials Science, nr 11, 1974.
- [141] Kocańda S.: Badania stereoskopowe złomów zmęczeniowych ze stali, Biuletyn WAT, nr 6, 1969.
- [142] Iida K.: Crack Initiation Life and Microfractographic Analysis in Strain Cycling Fatigue, Doc. IIW XIII - 617 - 1971.
- [143] Beacham C.D.: Microscopic fatigue fracture surface features in 2024, T3 aluminium and the influence of crack propagation angle upon their formation, Trans. ASM, Vol. 60, 1967.
- [144] Carmen C.M. i in.: Some fractographic observations of fatigue - crack growth in maraging steel, Journal Iron and Steel Institute, Vol.208, May 1970.
- [145] Broek D.: The effect of intermetallic particles on fatigue crack propagation in aluminium alloys. II International Conference on Fracture, Brighton, Session V, Paper 66, wg [4].
- [146] Mechanical Behaviour of Materials. Proceedings of the International Conference, Kyoto 1971. The Society of Materials Science Japan, Kyoto 1972 wg [4].
- [147] Egan G.R.: Compatibility of the linear elastic K_{Ic} and general COD fracture mechanics, Engineering Fract. Mech. Vol 5, 1973.
- [148] Rice J.R.: Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue, ASTM - STP 415, 1967.
- [149] Stroppe H. i in.: Untersuchungen der plastischen Zone in der Umgebung von Rissen in Baustahl St 52 - 3. Wissenschaftliche Zeitschrift der Technischen. Heft 4, 1976.
- [150] Usami S. i in.: An application of Neuber's equation to fatigue strength at the toes of welded joint, Doc. IIW XIII - 882 - 78.
- [151] Hollstein T. i in.: Zur Beurteilung von Rissen bei elasto - plastischen werkstoffverhalten Berg - U. Hüttenman - Monats - Heft nr 5, 1978.
- [152] Stroppe H.: Mikrostrukturelle Prozesse Beim Bruch Von Metallen, X Hüttenmännische Materialprüfer - Tagung. Balatonaliga, Ungarn 2-6 Mai, 1979.
- [153] Takahashi H. i in.: Evaluation of Static and Dynamic Fracture Toughness using Critical Elastic Strain Energy Criteria, Doc. IIW X - 847 - 77.

- [154] Iino I.: Cyclic crack tip deformation and its relation to fatigue growth, Engineering Fracture Mechanics, nr 2, 1975.
- [155] Ishikawa K. i in.: Plastic deformation around the tip of a stopped brittle crack in the Robertson test with a temperature gradient, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 6, 1974, wg Trans. of NRIM nr 3, 1975.
- [156] Gillemot L.: Criterion of Crack Initiation and Spreading, Doc. IIW X - 873 - 77.
- [157] Wheeler O.E.: Spectrum loading and crack growth, ASME Publication 1971.
- [158] Adetifa O. i in.: Quantitative estimation of retardation in fatigue crack growth, International Journal of Fracture, nr 4, 1974.
- [159] Probst E.P. i in.: Fatigue crack delay and arrest due to single peak tensile overloads, AIAA Journal, nr 3, 1974.
- [160] Lukaš P.: Usporadání dislocaci v cistem zeleze po cyklicke deformaci, Konferencja Czechosłowackiej Akademii Nauk, Brno 1963.
- [161] Lukaš P. i in.: Die Anordnung der Versetzungen in Reineisen bei Wechselverformung mit hoher Spannungsamplitude, Zeitschrift Metallkunde, B 56, Heft 2, 1965.
- [162] Mc Grath J.T. i in.: Dislocation structures in fatigued iron-carbon alloys, Philosophical Magazine, nr 120, December 1965.
- [163] Vingsbo O. i in.: On the dislocation density in a fatigue α -iron, Uppsala University. Institute of Physics, UUIP - 515, 1968 wg [4].
- [164] Bergström i in.: On the fatigue limit in α -iron. Uppsala University. Institute of Physics, UUIP - 598, July 1968 wg [4].
- [165] Yokobori T. i in.: X-ray microbeam studies on plastic zone an the tip of fatigue crack, Rep. Res. Inst. Strength and fracture of Materials, Tohoku University, nr 2, 1970 wg [4].
- [166] Katalog elektrod Huty Baildon, Wyd. Kat. i Cenników Warszawa 1975.
- [167] PC 4450-74 - Metody ispytania. Opredelenie razkrytia treszcziny δ pri statyczeskoi izgibie.
- [168] Brown F., Srawley E.: Plane strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials ASTM STP 410, 1967.
- [169] Gorelik S.S. i in.: Rentgenograficzeskij i elektronograficzeskij analiz metaliow, Metalurgizdat, Moskwa 1963.

ROZWÓJ PĘKNIĘĆ W SPOINACH Z WARSTWAMI MIĘKKIMI

S t r e s z c z e n i e

Celem badań było zebranie informacji na temat rozwoju pęknięć zmęczeniowych w spoinach zawierających pewien procent warstw miękkich, o niższej wytrzymałości, lecz większej plastyczności w stosunku do pozostałych warstw spoin. Spoiny takie wykonano elektrodami otulonymi przy łączeniu wysokowytrzymałej stali ulepszonej cieplnie.

Na podstawie obserwacji rozwoju pęknięć w spoinach zginanych i rozciąganych stwierdzono, że prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych w spoinach wykonanych elektrodami EB 1.60 z warstwami miękkimi wykonanymi elektrodami EB 1.50, w złączach ze stali 13HNBA, jest niższa o 50÷60% od prędkości rozwoju pęknięć w spoinach wykonanych tylko elektrodami EB 1.60. Zwiększa się przez to znacznie okres propagacji pęknięć w spoinach zawierających warstwy miękkie. Zaproponowane wzory na obliczenie prędkości rozwoju pęknięć i określanie okresu rozwoju pęknięć w spoinach z warstwami miękkimi wykazują dużą zgodność z wynikami eksperymentalnymi.

Badania mechaniczne spoin wykazały, że zastosowanie warstw miękkich w celu obniżenia prędkości rozwoju pęknięć nie powoduje obniżenia własności wytrzymałościowych (spoiny z udziałem warstw miękkich do 50% wykazują wytrzymałość równą 96% wytrzymałości materiału rodzimego) i dodatkowo zwiększa ich odporność na kruche pękanie (udarność i krytyczne rozwarcie dna karbu δ_c rosną z udziałem warstw miękkich).

Za pomocą mikroskopii świetlnej i elektronowej wykazano, że obniżenie prędkości pękania w spoinach z warstwami miękkimi wynika z miejscowego obniżenia prędkości pękania w warstwie miękkiej wskutek utworzenia dużej strefy plastycznej w takiej warstwie i wywołanie efektu podobnego do efektu chwilowego przeciążenia.

Również badania mikrofraktograficzne potwierdziły miejscowe obniżenie prędkości rozwoju pęknięć w warstwach miękkich. Różnice w odległościach między prążkami zmęczeniowymi oraz w ilości i wielkości pęknięć odziomowych były uzależnione od długości pęknięcia i rodzaju warstwy.

W celu zwiększenia bezpieczeństwa konstrukcji spawanych ze stali wysokowytrzymałych korzystny jest udział w spoinach 30÷50% warstw miękkich o grubości 3÷4 mm, przede wszystkim jako warstw graniowych i licowych oraz układanie ich na przemian z warstwami twardymi, przy czym wytrzymałość dołowa i granica plastyczności warstw miękkich powinny wynosić 80÷90% wytrzymałości i granicy plastyczności pozostałych warstw.

РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН В СВАРНЫХ ШВАХ С МЯГКИМИ ПРОСЛОЙКАМИ

Р е з ю м е

Целью исследований было собирание сведений по развитию усталостных трещин в сварных швах содержащих некоторое количество мягких прослоек, обладающих более низкой прочностью, но более высокими пластическими свойствами в сравнении с остальными слоями сварного шва. Такие сварные швы были выполнены открытым электродом. Сваривалась высокопрочная сталь термически обработанная.

На основании наблюдений за развитием трещин в изгибаемых и растягиваемых сварных швах было установлено, что скорость распространения усталостных трещин в сварных швах выполненных электродом ЕВ 1.60 с мягкими прослойками выполненными электродом ЕВ 1.50 в соединениях из стали 13ННМВА ниже на 50 до 60% скорости распространения трещин в сварных швах выполненных только лишь электродом ЕВ 1.60. Таким образом значительно увеличивается период распространения трещин в сварных швах содержащих мягкие прослойки. Предлагаемые формулы для расчёта скорости развития и для определения продолжительности развития трещин в сварных швах с мягкими прослойками проявляют довольно хорошую сходимость с экспериментальными данными.

Механические исследования сварных швов показали, что применение мягких прослоек для занижения скорости распространения трещин не вызывает занижения механических свойств (сварные швы содержащие мягкие слои в количестве до 50% имеют прочность составляющую 96% прочности основного металла) и одновременно увеличивают их противостояние хрупкому растрескиванию (ударная вязкость и критическое раскрытие дна надреза σ_c растут при возрастании доли мягких прослоек).

При помощи оптических и электронных микроскопов было показано, что занижение скорости растрескивания в сварных швах с мягкими прослойками истекает из местного падения скорости развития трещины в мягкой прослойке в результате образования большой пластической зоны в такой прослойке и возникновения эффекта похожего на эффект мгновенной перегрузки.

Одновременно микрофрактографические исследования подтвердили местное занижение скорости развития трещин в мягких прослойках. Различия в расстояниях между усталостными полосками и в количестве и величине трещин от разрушения зависят от длины трещины и типа слоя.

Для улучшения безопасности сварных соединений в конструкциях из высокопрочных сталей, необходимая доля мягких прослоек в сварных швах составляет 30÷50% при толщине 3 до 4 мм. Мягкие прослойки укладывают в виде корневого слоя и в виде кроющего последнего слоя а также укладывают попеременно с твёрдыми слоями, причём временное сопротивление и предел пластичности мягких слоев должны составлять 80÷90% этих свойств отвечающих остальным слоям.

THE CRACKS GROWTH IN THE WELOS WITH SOFT INTERLAYERS

S u m m a r y

Accumulating of the data on the subject of fatigue cracks growth in weld metals with few percent of soft interlayers of lower strength but higher toughness than other weld metal layers was discussed in the paper. The high strength quenched and tempered MMA steel welds have been tested.

Basing on the crack growth observations in the fatigue bended and tensioned welds, it has been concluded that the fatigue crack growth rate in the weld metals employing the electrode type EB 1.60 welded with soft interlayers employing the electrode type EB 1.50 of 13HNMB steel weldments is about 50 to 60% lower than fatigue cracks growth rate in the weld metal employing the electrode type EB 1.60 only. This considerably increases the cracks propagation period of weld containing soft layers. The proposed formulas of crack growth rates and cracks growth period of calculations the welds containing soft layers are in concord with the tests results.

The mechanical study of welds has shown that using soft layers for reducing of crack growth rates, the welds' strength is not lower than the welds' strength without soft layers (the fracture toughness of the welds with soft interlayers is higher - C_v and δ_c grow with the soft layers share in the weld). (the welds containing 50% soft layers have 96% of strength of the parent metal).

It was proved by means of light and electron microscopy that the crack growth rate reduction in welds with soft layers arises from local cracks growth rate reduction in the soft layer because of plastic zone formation in the soft layer and because of the effect similar to the momentary overloading effect.

Also the microfractography examinations have confirmed cracks growth rate local reduction in soft layers. The differences between striation distances, second crack sizes, and quantity were correlated with crack length and layer type.

In aim to increase the security of constructions, employing the high strength steel weldments containing 30÷50% soft layers of 3 to 4 mm thickness as root and face layers, and folded one by one subsequently with hard layers is recommended. The tensile strength and yield of soft layers should be 80 to 90% of tensile and yield strength of the hard layers.

3361/80/71

WYDAWNICTWA NAUKOWE I DYDAKTYCZNE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ MOŻNA NABYC W NASTĘPUJĄCYCH PLACÓWKACH:

- 44-100 Gliwice — Księgarnia nr 006, ul. Konstytucji 14 b
44-100 Gliwice — Spółdzielnia Studencka, ul. Wrocławska 4 a
40-950 Katowice — Księgarnia nr 015, ul. Żwirki i Wigury 33
40-006 Katowice — Księgarnia nr 005, ul. 3 Maja 12
41-900 Bytom — Księgarnia nr 048, Pl. Kościuszki 10
41-500 Chorzów — Księgarnia nr 083, ul. Wolności 22
41-300 Dąbrowa Górnicza — Księgarnia nr 081, ul. ZBoWiD-u 2
47-400 Racibórz — Księgarnia nr 146, ul. Odrzańska 1
44-200 Rybnik — Księgarnia nr 162, Rynek 1
41-200 Sosnowiec — Księgarnia nr 181, ul. Zwycięstwa 7
41-800 Zabrze — Księgarnia nr 239, ul. Wolności 288
00-001 Warszawa — Ośrodek Rozpowszechniania Wydawnictw Naukowych PAN —
Pałac Kultury i Nauki

Wszystkie wydawnictwa naukowe i dydaktyczne zamawiać można poprzez Składnicę Księgarską w Warszawie, ul. Mazowiecka 9.