ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

PIOTR ADAMIEC

METALURGICZNE ASPERTY WŁASHOŚCI PLASTYCZNYCH JEDROWARSTWOWYCH SPOIN WYKONANYCH ŁUKIEM KRYTYM W ZŁĄCZACH ZE STALI C-MR

MECHANIKA

Z. 80 GLIWICE 1984

P 33 61 84 POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 780

PIOTR ADAMIEC

METALURGICZNE ASPEKTY WŁASNOŚCI PLASTYCZNYCH JEDNOWARSTWOWYCH SPOIN WYKONANYCH ŁUKIEM KRYTYM W ZŁĄCZACH ZE STALI C-Mn

GLIWICE

1984

OPINIODAWCY

Prof. dr hab. inż. Mieczysław Myśliwiec Prof. dr hab. inż. Stanisław Piwowar

KOLEGIUM REDAKCYJNE

Wiesław Gabzdyl (redaktor naczelny), Józef Wojnarowski (redaktor działu), Elżbieta Stinzing (sekretarz redakcji)

OPRACOWANIE REDAKCYJNE Alicja Nowacka

Wydano za zgodą Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0434-0817

Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej ul. Kujawska 3, 44-100 Gliwice

 Nakł. 150+85
 Ark. wyd. 6,8
 Ark. druk, 7
 Papier offset. kl. III 70x100, 70 g

 Oddano do druku 24 10.1983
 Podpis. do druku 12.12,1983
 Druk ukończ. w styczniu 1984

 Zamówienie 1589/83
 Z-23
 Cena zł 68,

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

SPIS TREŚCI

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ	4
1. WSTEP	7
2. WPŁYW CZYNNIKÓW METALURGICZNYCH NA WŁASNOŚCI PLASTYCZNE SPOIN ŁK	9
2.1. Czystość metalurgiczna spoin ŁK a ich własności plastyczne	9
2.2. Rola wtrąceń niemetalicznych	12
2.3. Strukture pierwotne epoin ŁK	17
2.4. Strukture wtórne epoin ŁK	18
3. TEZA PRACY I JEJ UZASADNIENIE	23
	27
4. UEL I ZARRED DAUAN	2/
5. BADANIA PROCESU ZNISZCZENIA SPOIN	29
5.1. Wyznaczenie rozkładu naprężeń w układach niejednorodnych	31
5.2. Określenie naprężenie i energii zniezczenie układów nie- iednorodnych	35
5.3. Pekenie stonów modelowych	41
5.3.1. Wtracenia i struktura badenych stopów	42
5.3.2. Rola wtraceń w procesie pekania	47
5.3.3. Znaczenie etruktury pierwotnej w procesie pękanie	50
5.3.4. Znaczenie struktury wtórnej w procesie pękania	55
6. OPTYMALIZACJA PROCESU SPAWANIA 2K	60
6.1. Spewenie płyt próbnych	64
6.2. Ocena własności mechanicznych epoin	64
6.3. Analiza możliwości optymalizacji warunków spawania	69
6.4. Wtrącenia niemetaliczne w spoinach	72
6.5. Ocena struktury pierwotnej spoin	80
6.6. Ocene struktury wtórnej spoin	84
6.7. Analiza możliwości optymalizacji etruktury i wtrąceń w spoi-	
nie	89
7. ANALIZA WYNIKÓW	92
8. WNIOSKI	100
9. UWAGI KOŃCOWE	102
10. LITERATURA	103
STRESZCZENIA	110

10.00

and a second sec
T. MONTA PROPERTY AND ADDRESS AND ADDRESS ADDR
S.C. Chrodler La starget
atter service and the service of the service attended to the service of the servi
Autororogical Bullets manning angravity I soundaring Lines
ALANANANANANANANANANANANANANANANANANANA
ALL OPPOSITE PROPERTY AND ALL PROPERTY AND ALL PROPERTY AND ALL PROPERTY.
S.2. Some alastedic subarged hits ratio reverse in the second state
Auf, and the addition of particular provide speech and the
pressesses and a second second with the second seco
the David with they played by the second statements and the
nandensenannen vonsenannen seiner jartein gestiette mind stat
their a description is granter the interaction over destanding and deal of a
and the second s

WYKAZ WAZNIEJSZYCH OZNACZEŃ

conceptions and the addition and addition of the statements -

$E = \frac{50}{V_{e}}$	-	liniowa energia epawania, MJ/m.
C_{FS} , C_{F} = C + $\frac{Mn}{n}$	-	równoważnik węgla, odpowiednio dla drutu elektrodowa-
		go, spoiny,
C,Mn,S1,O,P,S	-	zewartości pierwiastków stopowych, %.
8	-	współczynnik zasadowości topników,
Ca0, S102, Mn0	-	zawartość tlenków w topniku, żużlu, %.
Vw		udział wtręceń, %,
d, d _w	-	średnica wtręceń, obcej fazy, "m.
a"	-	średnia atatyczna średnica wtrąceń, µm,
L. L.	-	odległość między wtrąceniami, µm,
dD	-	odległości międzydendrytyczne, µm,
B,M,PF,AF,AC,FC,A	-	oznaczenia struktury, odpowiednio beinit, martenzyt,
		ferryt; przedeutektoidalny, iglasty, akładnik laselar-
And advantage in the second		ny (terryt bocznopzytkowy), periit, austenit,
P	-	naprężenie zniezczenia, GMFa,
Gy' Go' Ro	-	granica plastyczności, MPa,
G R.	-	wytrzymałość doraźna, MPa,
A5	-	wydłużenie, %,
Z	-	przewężenie, %,
KV	-	udarność na próbkach Charpy V, MJ/m ² ,
C00	-	rozwarcia dna karbu, mm,
Se	-	krytyczna wielkość COD, mm,
ő=	-	wielkość COD odpowiadająca sile maksymalnej, mm,
Tp' T0,35' T0,1	-	temperatura przejścia w stan kruchości, ^o C, odpowied- nio przy KV = 0,35 MJ/m ² lub $\delta_m = 0,1$ mm,
e.,	-	odkeztałcenie zniezczenie,
Ke, KIE	-	krytyczny współczynnik intensywności neprężeń, MPa \sqrt{n} ,
к, к ₁	-	współczynnik intensywności naprężeń, MPaym,

GAR . GPE - własności wytrzymałościowa składników struktury, MPs. B1. B2....,B - współczynniki równań regresji, - współczynniki koncentracji napreżeń odpowiednio dla mikroezczelin i wtraceń.

"and of periods duality of historical -

"all the All the transfer a

.ns. . has imported with and other specific the specific till interaction of

- interpreter programs with a provided "to shoothing

advantaged allowed a reacher of

"HERE , SALPHEN INAMOUNTAL ADAPTED AND WATE TO A

states the plan All recepted along the system -

- 6 -

Intensywny rozwój technologii, w miarę wzrostu wymagań dotyczących jakości połączeń spawanych, stawia nowe zadania przed spawalnictwam. Spawania jest stosowana szeroko w przemyśle do wytwarzenia konstrukcji spawanych, głównie ze stali niekowęglowych i niekostopowych C-Mn. W produkcji duże znaczenie posiada spawanie łukiem krytym (ŁK) ze względu ne dużę wydajność stapiania, rzędu 30 kg stopiwa na godzinę oraz prestotę mechanizacji procesu. Pownę trudnościę zwięzanę za spawaniem ŁK jest konieczność stosowenia procesu wielowarstwowego w celu uzyskania poprawnych wżesności, a w szczególności udarności, która stanowi podstawowe kryterium dopuszczeniowe towarzystw klasyfikacyjnych.

Zastosowanie epawania ŁK jedno względnie dwuwarstwowege, technicznie i ekonosicznie wysoce uzasednione, powoduje jednak uzyskanie spein o małych udernościech i wysokiej temperaturze przejście w sten kruchości [1, 2]. Przyczyny tego nie są dostatecznie wyjaśnione. W literaturze istnieje szereg niejesności, e często newet aprzeczności na ten temat, który aktualnie jest przedalotem prac Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa (MIS).

Ogólnie uważa się, że wżesności plastyczne spoin zależą od warunków spawania, a w szczególności od energii liniowej spawania oraz od rodzaju drutu elektrodowego i topnike, przy czym najczęściej badane sę pojedyncze zależności udarności spoin od wymienionych czynników [3-5].

Uderność spoin jako funkcja tworzywa i warunków obciążenia, podobnie jak wydłużenie i przewężenie,charakteryzuje odkeztałcenie plastyczna w procesie zniezczenia znormalizowanych próbek.

Własności plastyczne spoin wykonane łukies krytys (spoin ŁK) rozumiano jako ich odporność na pękanie, sę funkcję przede wszystkim pierwotnej i wtórnej struktury oraz udziału, wielkości i rozmieszczenia wtrąceń niemetelicznych, a więc czynników wewnętrznych układu stanowięcego spoinę będęcych równoczesnę, złożonę funkcję werunków spawanie oraz składu chemicznego stali, jako pewnego rodzeju czynników zewnętrznych.

Stosowane obecnie w przemyśle technologie epowania ŁK, mp. rur, zbiorników na gazy płynne, zbiorników ciśnieniowych, konstrukcji z blach 1 kształtowników muszą zapewniać odpowiednię udarność spoin, które stanowi podstawowe kryterium odbioru tych wyrobów.

Zagadnienie poprawy udarności epcin ŁK ze względu na swoje znaczenie jest tematem prac badawczych w ramach Komieji XII Międzymerodowego Instytutu Spewalnictwa reslizowanych również w Polece.

1. WSTEP

Z wymienioną teastyką związana jest równioż niniejsza przca. Jej celem jest makeysalizacja wżazności plastycznych spoin ŁK, rozumianych jako ich odporność na pękanie w procesie zniezczenia, z uwzględnieniem roli wtrąceń niemstelicznych i etruktury oraz wpżywu warunków jednowaretwowego spawania ŁK.

Wyjaśnienie roli wtrąceń i etruktury przy zniszczeniu w całya zakreele przejścia w eten kruchości wymaga mechanicznych badań układów modelowych oraz rzeczywistych epoin, przy czya do oceny procesu pękania wykorzyetano głównie metody metalograficzne i fraktograficzne.

Uzyskane wyniki acgę etenowić wytyczne do wyznaczanie optysalnych parametrów epawania ŁK oraz wskazówki doboru topników i drutów elektrodowych przy epawaniu ŁK etali niekoweglowych i niekoetopowych C-Mn.

Niniejeza prace została wykonene w Zakładzie Spawalnictwa Instytutu Meteloznawstwa i Spawalnictwa. Część badań przeprowadzono w Instytucie Spawalnictwa w Gliwiczch oraz w Sekcji Technologii i Obróbki Metali w Magdeburgu, e zatezatyczne opracowanie wyników zrealizowano w Instytucie Odlewnictwa Politechniki Ślęskiej.

Składas serdeczne podziękowanie prof. dr hab. inż. J. Węgrzynowi za dyskusję i wiele wnikliwych uwag w trakcie reelizacji pracy oraz pracownikom wymienionych Instytutów ze posoc i otworzenie warunków do prowadzenie badań.

Dziękuję również recenzentos w osobach prof. dr hab. inż. M. Myśliwca, prof. dr hab. inż. S. Piwoware oraz prof. dr hab. inż. J. Wojnerowskiemu jako redaktorowi Zeszytów Naukowych – Mechanika za cenne uwagi i poprawki, co umożliwiło wydrukowanie pracy w niniejszys Zeszycies

a personale additional starting of building an electropy of the opposite at

-readel (ver up unt absorbed algorization alloyakes a deveate analysis of the second states and the second states and the states of the second states and the states are as a bally

, and or Hypersonal South and the state of the second seco

tere Becook address realization thereis w bullet

1

2. WPŁYW CZYNNIKÓW METALURGICZNYCH NA WŁASNOŚCI PLASTYCZNE SPOIN ŁK

Duża wydajność procesu spawanie ŁK związane jast z wprowadzeniem dużej ilości ciepła a zarazem z dużym jeziorkiem płynnego metalu i żużle oraz z małą szybkościę chłodzenie apoiny.

Ogólnie przyjauje się, że teki proces pozwale uzyskać czystę metalurgicznie epoinę ele o niekich wżesnościech plastycznych, rozumianych głównie jako uderność apoin w okraślonym zakresie temperatur [1-5]. Takie zażożenie jest jednak dużym uproszczeniem, gdyż wżesności plastyczne spein żK sę złożonę funkcję czynników setalurgicznych, a mienowicie:

- czystości metalurgicznaj, będącej efektem reskcji pomiędzy żużlem a metalem, przejswiającej się w rodzeju, ilości i wielkości wtrąceń niemetalicznych,
- etruktury epoin, zerówno pierwotnej, będącej efektem procesów krystalizacji jak i wtórnej, powstałej wskutek rozpadu austenitu oraz procesów wydzieleniowych,
- czynników niemetelurgicznych, np.: pozoetających naprężeń spawalniczych
 [6, 7].

2.1. Czystość metalurgiczne spoin ŁK a ich włychości plastyczne

Pod pojęciem czystości metalurgicznej należy rozumieć przede wszystkim meżę zewertość tlenu, ezotu, sierki i fosforu. Ostateczne zewertość tych pierwiastków jest wynikiem reakcji pomiędzy pżynnym metalem i żużlem, zarówno w stadium kropli jek i w jeziorku, o kierunku i intensywności których decyduje ilość ciepże i ekżedy chemiczne meteriałów dodatkowych [0-10].

Intende odstrooten of family real class a section of movement likeling studies of the statistic statistics are seen as a section of the secti



Rys. 1. Zalażność pomiędzy zawartością O w spoinie a współczynnikiem zasadowości (a) i potencjsłem tlenowym P_a (b)

Rozważania powyższe są słuszne dla izolowanych układów MeO-Fs-O. Problemem pozostaje sposób okraślenia współczynnika zasadowości.Istnieje szereg wzorów (istotnie się różniących),stosowanych do obliczenia współczynnika B [9, 15]. Najczęściej stosowany jest wzór zalecany przez MIS (9):

$$3 = \frac{\text{Ca0} + \text{Mg0} + \text{Ba0} + \text{Sr0} + \text{Na}_{2}0 + \text{K}_{2}0 + \text{li}_{2}0 + \text{CaF}_{2} + 0.5(\text{Mn0} + \text{FeO})}{\text{Si0}_{2} + 0.5(\text{Al}_{2}0_{3} + \text{Ti0}_{2} + 2\text{FO}_{2})}$$
(1)

Wzór (1) stanowi pownego rodzaju wskeźnik dla użytkownika topnika, a w aniejszym stopniu charakteryzuje żużel i reskcje metalurgiczne w procesie spawania ŁK. W przypadku analizy tlenu w stopiwie, dyskusyjne są współczynniki przy CaF₂, MnO, Al₂O₃, TiO₂ i ZrO₂, tzn. składniki CaF₂, Al₂O₃, TiO₂, ZrO₂ są w żużlach znacznie aniej aktywne w porównaniu do MnO. Stąd często do określenia tlenu wykorzystuje się bedania statystyczne, uzależniejące w sposób fenomenologiczny zawarteść tlenu od składu topnika, drutu elektrodowego i energii spawenia [16, 17]. W pracach [18-21] do interpretecji reskcji utlenienie i redukcji w procesie spawenie ŁK wykorzystano teorię jonowę budowy żużli. Autorzy wskazuję na dużę zgodność rozważań i opracowań teoretycznych z rzeczywistą swartością tlenu w spoinech ŁK (rys. ia).

Przeszkodą w upowszechnianiu w praktyce epawalniczej wzorów wynikłych z teorii jonowej jest a.in. ich berdze ekseplikowane forma w porównaniu za wupółczynnikiem zasadowości wg MISu. Czystość metalurgiczna, a często również zawartość tlenu więzana jest z udernościę, jeko miernikiem własmości plastycznych epoin ŁK [4, 22-25]. Stwierdze eię, że za wzrostem czystości metalurgicznej epoiny, jej własności plastyczne rosnę (rys. 2). Własności te rosną również ze wzrostem wepółczynnike B. co uzasadnione jest epedkiem zawartości tlenu w etopiwie. Dyskusyjnę pozostaje bezpośrednia zśleżność uderności od zawartości tlenu w epoinie. W pracach [26-26] etwierdza eię, że zawartość tlenu poniżej 200 ppm prowadzi do uzyskania niskiej

- 10 -

udarności epoin (rys. 3). Stwierdzenie to jest sprzeczne z wcześniejszymi uetaleniami, m.in. w przeceh [29, 30], upatrującymi w zawartości tlenu główną przyczynę obniżenia udarności spoin ŁK (rys. 4). Wydaje się, że rozbieżności wynikaję z tezy, że tlen bezpośrednio decyduje o własnościach. Ze względu jednak na jego małę rozpuszczelność w temperaturze otoczenia, będzie on w większości (ok. 95%) występował jako zwięzany w proste i złożone tlenki, będące wtręceniami niesetalicznymi, często nierównomiernie rezmieszczonymi. Rodzaj i postać wtręceń tlenkowych może decydować o strukturze pierwotnej oraz wtórnej, stęd złożoność oceny wpływu tlenu na własności plastyczne epoin ŁK.

Obecność azotu w spoinach jest zdecydowanie niepożądana, gdyż powoduje wzrost własności wytrzymałościowych o ok. 3,5 MPa na 100 ppm [31] i zarazej wyrażnie obniża własności plastyczne spoin, np. podnosi temperaturę przejścia w sten kruchości o ok. 20°C na 100 ppa [32]. W przypadku spoin ŁK znaczenie azotu jest małe, ponieważ przy prawidłowym procesie spowania jego zawartość w spoinie nie przekracza 100 ppa [33].



Rys. 2. Wpływ czystości metalurgicznej na uderność spoin ŁK



Rye. 4. Wpływ niskich zewertości O (pon. 200 pps) na własności plastyczne epoin ŁK



Rys. 3. Wpływ zawartości 0 na udarność epoin ŁK

.ppm



Rys. 5. Wpływ zawartości S i P na udarność kV

W pracach [26, 27, 34, 35] stwierdzono możliwość korzystnego oddziażywania azotu, głównie w postaci TiN oraz VN, jako wydzieleń hamujących wzrost ziern austenitu oraz jako zerodków przemiany ferrytycznej. Praktyczne wykorzystanie tych efektów jest ryzykowane ze względu na możliwość przesycenie spoin azotem i bardzo niekorzystne procesy starzenia [36].

Również siarka i fosfor należą do niepożądanych pierwiastków w spoinie [37-41], (rys. 5). Zawartość tych zanieczyszczeń zależy od ich zawartośći w materiałe rodzimym, materiałach dodatkowych i reskcji metalurgicznych. Topniki zasadowe gwarantują lepsze odsiarczanie w porównaniu do topników kwaśnych [36]. W typowych spoinach ŁK siarka występuje najczęściej w postaci skoegulowanych tlenkosiarczków. W pracy [42] stwierdzono,że globularne siarczki powstają głównie w procesie krystalizacji na tlenkach prostych i złożonych, np. Al₂0₃, Si0₂, (FeO, MnO).(Si0₂) stanowiących zarodki. W literaturze [37, 39-41] spotyka się dane o siarczkach błonkowych występujących ne granicach dendrytów, np. w obecności żużli tytenowych [39] (zaw. Ti0₂), które w większym stopniu obniżają własności plastyczne niż kuliste tlenkosiarczki.

Zawartość fosforu w spoinach ŁK nie przekracza 0,04% [42]. Jego ujemne oddziaływanie zależne jest od ekładu chemicznego spoiny i nasila się przy równoważniku $C_{\rm E}>0.3$ [43]. Wzrost kruchości jest efektem utwardzenia ferrytu i skłonności do segregacji [44, 45].

Wydaje eię jednak, że czystość metalurgiczną spoiny ŁK należy rozumieć jako procentową zewartość wtrąceń niemetalicznych. Próby takie czynię stalownicy podając procentową zewartość wtrąceń jako [15]:

$$V_{w} = 5,5(0 + S)$$
 (2)

Jest to szczególnie uzsesdnione przy ilościowej ocenie wpływu czystości metalurgicznej na własności plastyczne. W tym przypadku określa się udział wtrąceń niemetalicznych, ich wielkość orez rozmieszczenie, a pojęcie własności plastyczne spoin można zastąpić odpornościę na pękania niejednorodnego układu wtrąceń i osnowy. Takie założenie pozwala na poprawną interpretecję wpływu czystości na własności spoin ŁK.

2.2. Rola wtraceń niemetalicznych

Obecność i rozkład wtrąceń niemetalicznych w spoinie jest wynikiem warunków krystalizacji oraz reakcji utleniania i redukcji. Stwierdzono, że akład chemiczny wtrąceń jest zbieżny w dużym stopniu ze ekładem uzyskiwanego żużle [46]. Ma to azczególne uzasadnienie przy spawaniu tepnikami typu MnO-SiO₂, kiedy w spoinach obserwuje się wtrącenia w postaci prostych tlenków MnO, SiO₂, krzemianów (FeMn).SiO₃ i spineli MnO.Fe₂O₃.Również przy spawaniu topnikami zasedowymi typu MgO-Al₂O₃ wtrącenia występuję jako tlenki Al_2O_3 i spinele MgO. Al_2O_3 . W pracy [47] wspomina się o wtrąceniach w postaci krzemianów (FeO,MnO)·SiO₂ i tlenkosiarczków (Mn,Fe)(S,O), negując jednak bezpośrednią zależność pomiędzy składem topnika i wtrąceń. Wtręcenie występująca w spoinach ŁK są bardzo drobne i ich wielkość wsha się od 0,01 µm do 50 µm, przy czym sożna wyróżnić dwie grupy wymiarowe, a mianowicie wtręcenie o wielkości 0,01-0,1 µm i 0,1 + 50 µm [48-50]. Pierweze grupa, trudna do ilościowego określenia, decyduje głównie o umocnieniu struktury i jednoczesnym wzroście własności wytrzymałościowych [48], natomiast druge grupa bierze udzieł w inicjacji i propagacji pęknięć [51,52].

Wpływ wtrąceń na własności plastyczne spoiny sożna rozważać jako wpływ obecnej fazy o określonych właściwościach fizycznych na własności całego układu, składającego się z wtrąceń orsz osnowy o innych własnościach. Zniszczenie takiego układu przebiega w trzech kolejnych stapach: poprzez inicjowanie mikropęknięcia na wtrąceniu, wzrost tego mikropęknięcia i łączenie się kilku mikropęknięć do wielkości krytycznej orsz spontaniczne rozprzestrzenianie mię pęknięcia [53, 54]. Większość prec poświęconych własnościom układu z wtrąceniemi bazuje na rozważaniach podanych w pracy [55]. Autorzy analizeje odkeztałcenie Φ układu z mikroszczelinami (rys. 66) w funkcji wielkości d/L charakteryzującej rozkład mikroszczelin (rys. 66).



Rys. 6. Schemat pękania układu a) powstawanie aikroszczelin, b) zależność odkeztałcenia układu 🌢 (d/L) od rozkładu wtręceń d/L [55]

Porówsanie zależności Φ (d/L) z wertością odkeztałcenia krytycznego Φ c pozwela wnioskoweć o istnieniu określonego rozkłedu sikroszczelin (d/L), przy którys występować będzie zniezczenie ukłedu bez występienie rozwarcia Φ odpowiadającego pełnesu uplastycznieniu w obezarze dna mikroszczelin. Poza obezarem A-B (rys. 6) występować będzie cięgliwe pękenie układu. W presy [56] stwierdzono, że wszystkie wtrącenie w spoinie etanowią zarodki mikropęknięć. Mikropęknięcie mogę powstawać zgodnie z modelem tworzenie się pustek wokół nieodkeztełconych wtrąceń niemetelicznych tkwiących w plestycznej osnowie [57, 58], poprzez dekohezję ne powierzchni międzyfazowej [56, 59] oraz pękenie wtrąceń [51, 52]. W tworzywach plastycznych tworzące się w pobliżu wtrąceń pętla dyslokacyjne (rys. 7s i b) powoduję występienie naprężeń rozciągających, koalescencję dyslokacji i tworzenie się pustek [57, 58].



Rys. 7. Mechanizmy zerodkowanie puetek a) wg [57], b) wg [58]

W przypadku równomiernego rozcięgenie neprężenie zniezczenie jest funkcję grenicy plastyczności 6, orez odkeztałcenie zniezczenie $\mathcal{E}_{\rm p}$. Odkeztałcenie te jest wielkościę charakterystycznę układu z wtręceniemi 1 bardzo często jest wykorzystywane do oceny plastyczności tworzyw [60-62]. Przy założeniu mechanizmu pękenie poprzez wźrost puetek i ich koegulecję [63-65], wielkość odkształcenie $\mathcal{E}_{\rm p}$ saleje ze wzrostem ilości puetek, np. wg [61, 63].

gdzie:

9- gestość pustek.

W pracy [62] etwierdzono, że wielkość odkeztałcenie $\mathcal{E}_{\rm F}$, jek również energie zniezczenie układu z wtrąceniemi jest hiperbolicznę funkcję ich objętości V_W. Metody mechaniki pękanie umożliwieję analizę roli wtrąceń w układach z dodatkowę ezczelinę głównę inicjującę pękanie. W precech [50-59] proponuje eię model (rys. 8), w którya wtrącenie wyznaczaję tzw. najkrótezę ściażkę pękenie. W efekcie naprężeń normelnych pomiędzy ezczelinę inicjującę i mikroszczelinę utworzonę ne wtrąceniu występuję odkeztałcenie niezbędne do występienie wielkości krytycznej $\mathcal{E}_{\rm F}$ i wzrostu pęknięcie. Wielkość krytycznego współczynnike intensywneści naprężeń K_c najszęściej wyprowadzane jest z zależności podanej w pracy [66], w której wprowadzono pojęcie "strefy krytycznych odkeztełceń d_T etenowiącej odległość od końca szczeliny głównej, przy której rzeczywiste odkeztałcenie jest równe współczynnikowi umocnienie "n". W pracech [56, 67] autorzy stwierdzeję, że wielkość d_T koreluje z odległościę między wtręcenia-

(3)



15 -

Rys. 8. Model zniezczenia epoiny przy udziałe wtrąceń [50]

mi L, wyprowadzając wzśr (4), często spotykany w literaturze de określenia współczynnika K_{Te} [67].

$$\kappa_{IC} = \left[26 E(X/6)^{1/3} d_{M} \right]^{1/2} V_{W}^{-1/6}$$
(4)

Spotyka się również akomplikowane wzory uzakeżniające wielkość K₁ od geometrii azczeliny głównej oraz etanu naprężeń i odkształceń [58-70].Nieco inaczej rozważaję problem wpływu wtrąceń na przebieg pękania autorzy pracy [71], korzystając z założeń Griffitha i Irvina, dotyczących możliwości zastępienia energii powierzchnacowej pękani wielkościę energii odkształcenia plastycznego wyznaczeniem tej wielkości, ujmującej parametry atomowe oraz parametry mikro i sakrostrukturalne, zajmowano się w pracach [72, 73].

Stwierdzono, że zniezczenie następuje głównie w pasmach poślizgu stanowięcych obszary zlokalizowanego odkeztałcenie [71]. Znaczenie wtrąceń maleje ze wzrostem granicy plastyczności G, natomiest rośnie, kiedy hemuję dekohezję płaszczyzn poślizgu. Odporność na pękanie często jest określona zeleżnościę:

$$K_{IC} \cong \sqrt{2EG_yL}$$
 (5)

Do podobnych wniosków dochodzą Rice i Johnson [74] analizując pole linii poślizgu (rys. 9). Stwierdzeją oni, że w siarę wzrestu odkształcenie proste linie poślizgu przechodzą w krzywe spiralne z ogniskiem w punkcie D (rys. 9b). Towarzyszy tesu koncentracja odkaztałceń prewedząca do zarodkowania i wzrostu pustki, szczególnie w obecności wtręcenia. Proces ten będzie uprzywilejowany przy odległości x = 1.965, kiedy wielkość rozwarcia szczeliny stanowić będzie wielkość krytycznę δ_c .Knott [75] stwierdze, że w obezarze pomiędzy wierzchołkiem szczeliny i punktem D sa miejsce przeprężenie i wielkość tego obezaru, porównywalnego z wielkością d_T [66], decyduje e odporności na pękanie. W praktyce inżynierskiej,jako ped-



Rye. 9. Model zniezczenie wg [74] a) pola linii poślizgu, b) achamat rozprzestrzenienie się pekniecie

stawows kryterium ocany własności plastycznych stosuje eis próbe udarności, której wyników jednak nie można wykorzystać bezpośrednio w obliczeniach konstruktorekich. Sted istnieje azereg prób powięzania wielkości krytycznej K₁₀ 1 δ_{c} wyznaczonych próbani mechaniki pękania z udernością [76, 77]. Autorzy [50, 59] wykorzystując modelowy układ z wtrąceniemi (rye. 8) i rozważenie w precy [55] uzeleżnieję uderność w zekresie górnego progu kruchości od geometrycznego rozkładu wtrąceń. Analizujęc wyniki taoretyczne i praktyczna w pracy [50] stwierdzone, że obecność wtreceń wpływa na udarność spoin do pewnej krytycznej wartości d/L,równej,ok. 0.8. Poniżej tej wartości o własnościach spoiny decydować będą inna czynniki, np. umocnienie. Polesizuje z ww. wynikami Farrar [59] etwierdzając, że wspomniane rozbieżność jest nieznaczne i sieści się w pasmie rozrzutu. Końcowe jednak wnioski o zneczeniu wielkości d/L wtrąceń są podobne. W pracach [68, 78-80] wyznaczeno etetyetyczne zeleżności pomiędzy udernościę s rozkładem wtrąceń niemetalicznych. Natomiaat w precech [163, 164] na podetswie badań fraktograficznych neguje eie wpżyw wtraceń tlenkowych ne udarność epoin. Takie etwierdzenie jest wyjątkiem i wynika prawdopodobnie z metody przedetawienie wyników. Br. : korelecji pomiędzy zawartościę wtrąceń e udarneścię określonę w zakrasiu temperatur -40 ÷ +40°C może wakazywać na różną rolę wtrąceń przy zniezczeniu w górnym i dolnym zakresie krzywaj przejścia w stan kruchości. Przy dużym odkeztałceniu – plastycznym wtrącenie zarodkują aikropuetki i decydują o przebiegu tzw. krytycznej ścieżki pękania. Przy pękaniu kruchya ich zneczenie asleje – a o przebiegu zniezczenie decydować będzie etrukture cenowy.

W spoinach ŁK nierównosierny rozkład wtrąceń w efekcie eegregacji i nierównowagowa etruktura osnowy potęgują złożoność oddziaływania wtrąceń w procesie spoin ŁK.

2.3. Strukture pierwotne spoin ŁK

Struktura pierwotna epoiny jest sfektem krystelizacji będącej uporzędkowaniem układu stymulowanym poprzez pole sił na powierzchni międzyfazowej [83-86]. Zależy ona w dużym stopniu od warunków chłodzenie i składu chemicznego stopiwa [83-85]. Ogólnie stwierdze się [87], że o strukturze pierwotnej decyduje przechłodzenie temperaturowe i stężeniowe.

Do oceny etruktury pierwotnej wykorzystywany jest persmetr G/\sqrt{R} , stanowiący etosunek gradientu temperatury G do szybkości chłodzenie R [88, 89], (rys. 10). Struktura decyduje w dużym atopniu o segregacji niektórych



Rys. 10. Schemat wpływu przechłodzenie i etopnie zanieczyszczenie epoiny na jej strukturę pierwotne [97, 88]

pierwiestków, np. C.S.P (rye. 11). O segregacji w obrębie kryształu może decydować również przemiana parytaktyczna [90]. której obecność zależeć będzie od składu chesicznego stopiwa, to jest stężenie C, Ni i Mn. Również szybkeść chłodzenia może istotnie zniekształceć przebieg tej przemiany [91]. Segregacja w kryształach może prowadzić do niejednorodności struktury wtórnej [92] (rye. 12). W spoinach ebserwuje się wzrest koncentracji wtrąceń niemetelicznych w przestrzeniech międzydendrytycznych [93].W pracy [94] wskazuje się na duży wpływ zanieczyszczeń segregujących w efekcie przemiany perytektycznej na uderność staliw typu Fe-C i Fe-Ni-C. Gwałtow-





Rys. 11. Wpływ struktury pierwotnej na koncentracji zanieczyszczeń



ny spadek udarności występuje powyżej zawartości C = 0,1% typowej dla punktu przemiany perytektycznej. Autorzy badań spadek ten tłuczczę segragację zanieczyszczeń i tworzeniem się siarczków względnie tlenkosiarczków na granicach krzepnięcych kryształów $\frac{4}{5}$ – Fe.

W literaturze prektycznie nie spetyka się ilościcwych opisów wpływu etruktury pierwetnej ne włesności plastyczne spoin ŁK. Wpływ ten można analizować w oparciu o model Smithe [95],typowy dle etruktury zierniatej z ebecnościę ne granicech kruchej fezy e grubości d_K. Zakładając,że podczee krzepnięcie i segregacji zenieczyszczeń uzyskuje się kryształy o wielkości d_D otoczone wtrąceniemi, to naprężenie zniezczenia będzie rosło wraz ze zmniejszeniem się wielkości d_K i d_D. W przypadku typowych spein ŁK, enelizoweny układ wlege przekrystalizowaniu, jednak wtrącenia pozostaję i wyznaczaję etrukturę pierwotrę. Stęd odporność spoin ŁK na pękania będzie wzrestała ze zmniejszeniem ...ę wielkości dendrytów oraz etopnia segregacji zenieczyszczeń.

2.4. Struktura wtórna spoin ŁK

Struktura wtórna apoin ŁK jast wynikiem przemieny przechłodzenego auatenitu. W typowych złączach stali niekoweglowych i niekostopowych spoiny wzyskują strukturę ferrytyczną w układzie nierównowegowym.W zależności od temperatury przemieny $\frac{1}{2}$ - Fe -> ∞ - Fe powstający ferryt możne podzielić na [96-102]:

- ferryt przedeutektoidalny (PF), tworzący się w zakresie temperatur 1000-750°C głównie na granicach ziern austenitu pierwotnego jako ziernisty ferryt bezwęglikowy.
- ferryt lamelarny (AC) zarodkujący często na granicach ferrytu przedeutektoidalnego w zakresie temperetur 700-600°C, ferryt ten zwany również bocznopłytkowym as postać prawie równoległych płytek, pomiędzy którymi występują drobne węgliki,
- ferryt iglasty (AF), występujący w postaci przypadkowo użożonych pżytek, tworzący się w temperaturach poniżej 600°C.

Obok typowych struktur ferrytycznych obserwuje się również pewne ilości perlitu (FC) przy małych szybkościach chłodzenia (pom. 2,0°C/s) względnie aartenzytu (M) przy dużych szybkościach chłodzenia (pow. 20°C/s), [103-105]. Nalaży również wsposniać o występowaniu tzw. "mikrofaz",głównie posiędzy płytkami składnika lamelarnego. Ich obecność w spoinie może decydować o własnościach plastycznych spoin ŁK [106-105]. Do mikrofaz zalicza się przede wszystkim martenzyt występujący łącznie z nieprzemienionya austenitem (M-A) oraz wydzielmnia niektórych węglików, szotków i węglikoszotków.

Sprawą otwartę pozostaje występowanie bainitu w typowych spoinach cK. W pracy [100] etwierdzono duże prawdopodobieństwo występowania bainitu tworzęcego się poniżej 500°C, którego płytki cechowały się dużę gęstościę dyslokacji. Często ferryt bocznopłytkowy jest nazywany bainitem górnym [97, 106], a ferryt iglasty bainitem dolnym [97], przy czym zaznacza się, że różnice między ferrytem bocznopłytkowym i iglastym a bainitem górnym i dolnym sę nieznaczne i często nieuchwytne, natosiast ich oddziaływanie na własności plestyczne jest podobne.

W pracach [98, 100] unika się nazwy bainit argumentując to wyższymi temperaturami tworzenia się ferrytu w porównaniu z bainitem. Wydaje się, że typowe struktury beinityczne będą występowsć przy wzroście zawartości C i pierwiastków stopowych w spoinie, jak również przy większych ezybkościach chłodzenia. Dowodem tu mogę być wykresy CTP-C uzyskane przy chłodzeniu stopiwa [103, 111-113].

Szybkość chłodzenis spoiny zależy od zastosowanej liniowej energii spawania. W pracy [114] stwierdzono, że wysoka energie spawenie prowadzi do tworzenie struktur lemelarnych (AC) z obecnością sertenzytu posiędzy płyskami ferrytu i do wzrostu kruchości epoin ŁK. Na strukturę epoiny może wpływeć również rodzaj topnika. Przy zastosowaniu topników kwaśnych obserwuje się większe ilości ferrytu przedeutektoidalnego w spoinach ŁK niż przy zastosowaniu topników zasadowych. Zastosowania topników zasadowych sprzyje powstaweniu struktury o dużej zawartości ferrytu iglastego [114]. Podobnie spewanie topnikami zawierającymi dużę zawartość Al₂O₃ gwarantuje wysokie udziały ferfytu iglastego, nawet przy energiach 7,6 MJ/m.

Duży wpływ na zawartość ferrytu iglestego na również ekład chemiczny epoiny ŁK. Na przykład wzrost stężenia Mn powoduje zwiększenie ilości ferrytu iglastego oraz spadek udziału ferrytu przedeutektoidalnego i nieznacznie ekładnike lamelarnego (rys. 13). Przekroczenie zawartości 1,6% Mn



Rys. 13. Wpływ zawartości Mn na strukturę spoiny ŁK w zależności od s) szybkości chłodzenia w zakresie 800-500°C, b) zawartości [0]

prowadzi do wzrostu ilości martenzytu listowego i obniżenie własności plestycznych spoin. W pracy [100] badano wpływ Mn na postać ferrytu w spoiwie. Stwierdzono, że zawartość Mn w stopiwie ok. 0,8% powoduje powstanie dużej ilości ferrytu bocznopłytkowego, którego ilość maleje ze wzrostem atężenia tego pierwiaetka, na korzyść ferrytu iglaetego. Przy zawartości 2,2% Mn w płytkach ferrytu iglastego i bocznopłytkowego obserwuje šięznaczny wzrost gęstości dyslokacji oraz obecność fazy M-A. Oddziaływanie Mn uzależnione jest również od zawartości tlenu (rys. 13b), [115].Wzrost zawartości O eprzyja tworzeniu się gruboziarnistego ferrytu przedeutektoidalnego [26]. Podobne oddziaływanie jak Mn przejawieją także Mo, Nb 1 V [106]. Nich zgodnie z wynikami pracy [116] eprzyja również powstawaniu struktury laselarnej ferrytu, w przeciwieństwie do V, który eprzyje tworzeniu się ferrytu iglastego i hemuje zarazem wzrost struktur lamslarnych 117]. Pierwiastki te stymulują wzrost i zawartość fazy M-A w spoinie 106, 107]. W pracy [118] stwierdzono, że wzrost zawartości C z 0,12 do 0,19% w spoinie zaniejsza ilość ferrytu przedeutektoidalnego oraz zwiększa zawartość martenzytu przy nieznacznym wzroście udzimżu ferrytu iglastego. Wzrost zawartości Si oddziaływa podobnie. W ostatnich latach prowadzone sę bedania wpływu mikrododatków, głównie Ti i B, na mikrostrukturę spoin. Mikrododatki te oddziaływają korzystnie ne strukturę zwiększejąc udział ferrytu iglaatego, w wiekezości przypadków baz dodatkowego wzrostu niekorzystnych zawartości martenzytu i austenitu 27, 34, 119-121.

Analizując własności struktury spoin ŁK stwierdza się [120, 122], że ferryt przedeutektoidalny, jako gruboziarnisty (200-300 µm) wykazuje esłą odporność na pękania (rys. 14a), w przeciwieństwie do ferrytu iglastego, który będąc drobnoziarnistym jest mniaj skłonny do pękania (rys.14b).Własności plmatyczne ferrytu lemelarnego sę niekorzystne, w przypadkach kiedy



Rys. 14. Wpływ struktury spoin ŁK na temperaturę przejścia a) wpływ szerokości farrytu przedustektoidalnego, b) wpływ udziału AF i PF+AC

pomiędzy płytkami znajdują mię mikrofazy, np. w postaci faz M-A. Pękające mikrofazy mę inicjatorami pęknięć w ferrycie [108]. Płytki ferrytu bocznopłytkowego charakteryzują mię niekokątowymi granicami ziarn z wydzieleniami węglików, które stanowię często "krytyczną ścieżkę pękania" [122]. Dużo uwagi znaczeniu mikrofaz poświęcono w pracach [27, 36, 107,122-127]. W pracach [104, 105] analizowano wpływ niewielkich ilości perlitu (ok.8%) i aartenzytu, stwierdzając, że "wyspy" te stanowią kruche punkty wyznaczajęce ścieżkę pękania. Ujemny wpływ martenzytu w epoinie podkreślają również autorzy pracy [128] dodając, że gruboiglasty martenzyt jest związany z dużymi krysztażami pierwotnymi.

Ne rys. 14b przedstawiono wpływ struktury spoin ŁK na temperaturę przejścia w stan kruchości [129], natosiast na rys. 15 schemat propagacji pęknięcia w spoinie o różnej strukturze [130].

Przy zełożeniu rozdzielczego pękania spoiny do analizy własności plastycznych można wykorzystać dyslokacyjne modele Cottrella i Smitha [95], wyznaczając wartości krytycznego naprężenia zniszczenia G_p.W pracy [131] określono naprężenia zniszczenia G_p dla struktur bainitycznych.

W pracy [132] stwierdzono natosisst, że pękania struktur ferrytycznych nestępuje w dwóch stapach, tj. zarodkowania i propagacji.Jednocześnie wyznaczono potrzebne naprężenie do kontynuacji tych procesów. Analiza tych modeli wskazuje, że w przypadku ferrytu przedautaktoidalnego o odporności na pękanie decyduje wielkość jego zierna, natosiast ferrytu bocznopłytkowego, grubość płytek ferrytu jak i wielkość wydzieleń fazy kruchej pomiędzy płytkami. Pewnę rolę odgrywa również wzajemny stosunsk tych wielkości. W przypadku ferrytu iglastego skłonność do pękania rozdzielczego zależy także od grubości płytek. We wszystkich tych przypadkach wraz ze zaniejezaniem parasetrów struktury rośnie wielkość $\mathcal{G}_{\rm F}$ i odporność spoiny re pękania rozdzielcze. Obserwacja rzeczywistego pękania epoin tX wskazu-

- 21 -

Skład	S<0,1%	SI = 0,1 ÷ 0,25 %	S > 0,25 %			
spoiny	Mn<0,8 %	Mn = 0.8 + 1.0%	Mr >1,0 %			
Mikrostruk tura	grube ziarna i plytki ferrytu	ferryt drobny i ferryt iglasty	składnik lamelarny ferrytu			
Typowy przebieg pękania						
Udarność - 20°C	mała < 100 J	duża > 100 J	mała < 100 J			

Rys. 15. Wpływ struktury na przebieg pękanie spoin [130]

je jednak, że aechanizmy rozdzielczego pękania mają mniejeze znaczenie w porównaniu do mechanizmu tworzenia i łączenia eię pustek.

Szczególnie w przypadkach spoin wielowarstwowych obscność równowagowej struktury przekrystalizowanej wyrażnie poprawia wżesności plastyczne spoin ŁK w sfekcie wzrostu strefy odkazteżconej plastycznie i hamującej rozprzestrzenianie się szczeliny głównej w procesie pękania spoiny [133-139].

- 22 -

3. TEZA PRACY I JEJ UZASADNIENIE

Własności plastyczna spoin, będęce często kryterium odbioru konstrukcji spawanych przez towarzystwa klasyfikacyjna decyduję w dużym stopniu o niezawodności całej konstrukcji spawanej. Dokonana analizy czynników setalurgicznych pozwala na ogólniejsze stwierdzenie, że własności plast czne spoin ŁK rozusiane jako odporność na pękanie możni rozważać jako funkcję bezpośredniego oddziaływania struktury i wtręceń niemetalicznych w procesie pękania spoiny, względnie jako fenomenologiczną funkcję warunków spawania, decydujęcych o strukturze i wtręceniach. Przedstawione w literaturze sechanizay zniezczenia wskazuję na złożoność problemu odporności tworzywa na pękanie. Mniej uwagi poświęca się znaczeniu i roli czynników matalurgicznych oraz istotnym różnicom w mechanizmie zarodkowanie i propagacji pękania w różnych warunkach obciążenia.

Własności plastyczne spoiny są zależne od różnych czynników setalurgicznych, zarówno zewnątrznych jak i wewnętrznych. Zwraca się uwagę na znaczenim struktury wtórnej spoiny ŁK, natomiast rzadziej spotyka się spisy badań oceniających rolę struktury pierwotnej spoiny, decydującej często o układzie struktury wtórnej i rozkładzie wtrąceń niesetalicznych oraz analizę efektów interakcyjnych. W przypadku jednowarstwowego spawanie ŁK stali SPW ferrytyczno-perlitycznych, o własnościach spoiny w dużym stopniu decyduję udziały objętościowe ferrytu o różnej postaci. Praktycznie pomijalny jest wpływ udziału struktury równowegowej oraz obecności faz M-A.

Udziały objętościewa różnych postaci ferrytu zależeć będę od warunków epawenia. Warunki spawania decydować będę również o wtręceniach niemetalicznych. Wtręcenia ta, których ilość waha się od 0,1 do 0,5%, sę głównie efercidalnymi tlenkasi o wielkości 0,1 do 10 µm względnie tlenkosiarczkaai powstajęcymi w efekcie rozpuszczania się siarczków w tlenkach [140] lub ich krystalizacji na tlenkach. W analizach wpływu wtręceń zakłada się zwykle równomierny rozkład wtręceń o średniej wielkości d_w względnie rozkład losowy wtręceń d_w. Do rozważań będęcych przedmiotem pracy przyjęto spoinę, jako układ modelowy (rys. 16) o określonych własnościech fizycznych i chemicznych, przedstawiajęcy osnowę z wtręceniasi, przy czym model może przedstawiać:

- równomierny układ wtrąceń d_ w jednorodnej cenowie,
- równomierny układ wtrąceń d w niejednorodnej osnowie,
- nierównomierny układ wtrąceń d_ w niejednorodnej osnowia.



Rys. 16. Schemat modelowych układów osnowy i wtrąceń a) równomierny rozkład wtrąceń w jednorodnej osnowie, b) równomierny rozkład wtrąceń w niejednorodnej osnowie, c) nierównomierny rozkład wtrąceń w niejednorodnej osnowie

Układy nierównomierne są odzwierciedleniem rzeczywistych warunków kryatelizacji i segregacji wtrąceń. W przyjątych ukłedach zakłada się a priori, że istnieje ezczelina inicjujące zniezczenie, osnowa składa się z ziern ferrytu iglastego i siatki ferrytu przedeutektoidelnego.przy czys $G_{mAF} > G_{mPF}$ orez że włesności wytrzymałościowe wtrąceń względnie grenic międzyfazowych wtrąceń i osnowy sę wyraźnie mniejeze od własności osnowy, co w większości przypadków znajduje potwierdzenie w układach rzeczywistych. Rozpatrywany układ ulegnie zniezczeniu w przypadku, kiedy pod wpływem przyłożonego naprężenie powataną mikropęknięcia, a w afekcie ich połączeń szczelina o wielkości krytycznej a_c . Podkreślając znaczenie czynników zewnętrznych i wewnętrznych układu stanowiące b spoinę w określeniu włesności plastycznych sformułowane następującą tezm:

Przy założeniu, że podatność do odkeztałcenia plastycznego utożesmie się z odpornościę spoin ŁK na pękanie, to w górnym zakresie kruchości znizczenie następuje wskutek zarodkowanie pustek na wtręceniach, ich rozrost i kosgulacje podczes odkeztałcenie plastycznego. Natomiast w dolnym zakresie kruchości powstaję mikropęknięcia rozdzielcze, łączące się w szczelinę o wielkości krytycznej "a c", co powoduje ketastroficzne rozprzestrzenienie się pęknięcia. W zakresie przejściowym, powstające mikropęknięcie łęczę się podczas odkeztałcenie plastycznego, często przy udziele wtrąceń niemetelicznych. Ogólnie, pękanie spoin nestępuje zwykle w obszerach fer-

- 24 -

rytu przedeutektoidalnego wskutek szybszego wyczerpania zapasu plastycznego, względnie dłuższej krytycznej ścieżki pękania. Korzystając z opisu matematycznego własności plastycznych jako równoczesnej funkcji energii spawania, rodzaju drutu i topnika, jak również parametrów struktury i wtrąceń niemetalicznych można wyznaczyć zakresy warunków optymalnych zapewniających maksymalną odporność na pękanie.

Z tak sformužowanej tezy wynika schasat zniszczenia spoiny ŁK, który przedstawiono na rys. 17. Przy mażym udziale w spoinie ferrytu przedeutektoidalnego pękanie w zakresie plastycznym w dużym stopniu żależy od objętości wtrąceń niemetalicznych (rys. 17a), co powinno być potwierdzone proporcjonalnę zależnościę pomiędzy ilościę wtrąceń w jednostce powierzchni przełomu, a ogólnym udziałem wtrąceń (rys. 17e).



Rys. 17. Założony schemat zniszczenia spoiny ŁK

a,c) zniezczenie w zakresie plastycznym, odpowiednio przy małej i dużej zawartości PF, b,d) zniezczenie w zakresie kruchym przy małej i dużej zawartości PF, e,f) zależności pomiędzy ogólnę zawartościę wtrąceń V i liczbę wtrąceń na przełomie

Zależność ta powinna zanikać przy -niszczeniu w zakresia kruchym (rys. 17f). Poniżej pewnej krytycznej zawartości ferrytu iglastego V_{AF.C} pęknięcie będzie rozprzestrzeniać eię w obszarze ferfytu przedeutektoidalnego (rys. 17c i d). Dla określenia tej wartości można wykorzystać rozważania typowa dla zachowania się tworzyw kompozytowych. Porównanie wżasności wytrzymałościowych układu przy zachowaniu równych odkaztałceń [141] pozwala na uzyskanie wyrażenia reprezentujęcego krytyczny udział ferrytu

VAF,C " 1 + 5 PF/GAF " Gy/GAF

(6)

arright providing of the

mer win

AND A DOWNSON OF STREET, STREE

- 26 -

Wielkość w tym przypadku jest naprężeniem płynięcia plastycznego a \Im_{pF} i \Im_{AF} odpowiednio wytrzymałością poszczególnych postaci ferrytu. Wzrost wielk ci \Im jest zwięzany z umocnieniem ferrytu przedeutektoiwalnego, co może następić w efekcie obecności dużej ilości drobnych wtrąceń Su,=ruje to korzystny wpływ obecności drobnych wtrąceń w porówneniu do mniejszej ilości większych wtrąceń będących zarodkami pustek i mikroszczelie.

Comparison of the second design of the second state of the second

4. CEL I ZAKRES BADAÑ

Celem pracy było uzyskanie infermacji o roli wtrąceń i struktury w procesie niszczenia epoin ŁK orsz określenie warunków epawania ŁK zapewniających meksysalne własności plastyczne jednostronnych spoin ŁK nieobrobionych cieplnie. Przeprowadzono badania modelowa oraz badania własności spoin w złączach spawanych ze stali 18G2A. W ramach badań modelowych określono metodą elementów skończonych i badań elemtooptycznych rozkład naprężeń w pobliżu wtrąceń i azczeliny inicjującej pękenie. Badano również pękania układów niejednorodnych, składających się z osnowy i fez symulujących wtrącenie metaliczne, wykorzystując tworzywa aztuczne o R_ od 38 do 135 MPa, reprezentujące meteriały plastyczne (np. teflon) i kruche (np. polimetakrylen). Badano również pękanie stopiwa modelowego w postaci spoim i wlewków o różnej strukturze pierwotnej i wtórnej oraz o różnych rozkładach wtrąceń niematalicznych uzyskanych poprzez topienie indukcyjne.przetapianie i apawanie ŁK. W celu uzyskania zaian struktury i rozkładu wtrąceń do atopiwa wprowadzono dodatkowe pierwiastki stopowe Mn, Si, Mg, Al i Ti. Do oceny przebiegu zniezczenie układów modelowych wykorzysteno głównie bedania metalograficzne i fraktograficzne.

Przeprowadzono również próby wyznaczenia zakresu optymalnych warunków apawanie ŁK, celem zapewnienia makaymelnych wżasności plestycznych spoin jednowarstwowych przy jednoczesnej enelizie roli struktury i wtrąceń niemetalicznych jako czynników bezpośrednio decydujących o procesie pękania.

Jako miarę własności plastycznych przyjęto wyniki prób uderności (KV) i COD ($\zeta_{\rm m}$) oraz temperatury przejście w sten kruchości, wyznaczone przy założonym kryterium KV = 0,35 MJ/m² i $\zeta_{\rm m}$ = 0,1 mm. Do rozważań przyjęto apoinę jako układ niejednorodny składający mię z osnowy i wtrącsń niemetalicznych, zeleżny od optymelizowanych czynników zewnętrznych, to jest: energii epewania E, rodzaju drutu elektrodowego C_{ES} i rodzaju topnika B. Stan układu był określony poprzez czynniki wewnętrzne, tj. strukturę pierwotną i wtórną oraz rozkład wtrąceń niemetalicznych, deşydujące bezpośrednio o przebiegu poszczególnych etapów zniezczenia spoiny i zarazem o jej własnościach plastycznych. Własności plastyczne (WP) jako fenomenologiczne funkcje obiektu bedeń przedstewiono w postaci równań regresji etopnia drugiego:

 $WP = B_{0} + \sum_{k=1}^{n} B_{k} X_{k} + \sum_{k=1}^{n} B_{kk} X_{k}^{2} + \sum_{k=1, q \le k}^{n} B_{qk} X_{q} X_{k}$

(7)

umożliwiających przeprowadzenie optymalizacji czynników zewnętrznych i wewnętrznych w calu uzyskania maksymalnych własności plastycznych.Fenomenologiczny opie własności spoin uzupełniono analizą procesu pękania w całym zakresie kruchości, zarówno przy obciążaniu statycznym, jak i dynamicznym. W szczególności badano zarodkowanie i wzrost sikropęknięć oraz ich propegację w pobliżu szczelin inicjujących proces pękania. Do analizy wykorzystano badania modelowe przeprowadzona na tworzywach sztucznych i specjalnych stopiwach.

W celu wyznaczenia równań regresji opisujących wpływ warunków spawania ŁK na własności plastyczne wykorzystano astodę planowania eksperymentu 142, układając maciarz zaiennych $X_1 = E, X_2 = C_{ES}, X_3 = B$ obejaującą obezar warunków spawania ŁK najczęściej spotykanych w przesyśle.Zastosowanie takiej macierzy jest uproszczeniem. Jej rozbudowanie jednak o daleze wielkości reprezentujące zmiany składu chemicznego spoiny, względnie własności topników znacznie poezerza zakres badań i kosplikuje analizę wyników. Typową macierz {3}¹ uzupełniono dodatkowymi eksperymentami pozwalającymi z jednej strony na zmniejszenie niedokładności obliczeń współczynników równań regresji [143], a z drugiej na dokłądniejszę analizę uzyskanych zależności wpływu czynników na proces pękania i własności plastyczna spoin ŁK. Do spawania ŁK stosowano druty niskostopowe o zawartości Mn od 0,5 do 2,0%, topniki o współczynniksch zasadowości od 0,5 do 2,5 (wg rów.1),przy czya energię spawania zmieniono w zakresie 2 do 8 MJ/m. Pospawane płyty ze stali 1862A poddano badanioa, celem określenia własności plastycznych (KV, COD, Tp, Ag, Z) i wytrzymałościowych (R_,R_) oraz struktury metodaai cheaicznymi i metalograficznymi. W ramach badań przeprowadzono m.in. analizę ilościową i jakościową wtrąceń niemetalicznych, analizę składu chesicznego, ocenę struktury pierwotnej i wtórnej spoin orsz scenę fraktograficzna przełomów.

Uzyskane wyniki badań stanowią podstawę opracowania wytycznych optymalizacji warunków spawania ŁK gwarantujących maksymalną odporność na pękanie spoin.

And a part of the second probability of the second to the second to the second second

5. BADANIE PROCESU ZNISZCZENIA SPOIN

Do badania procesu zniezczenia spoin wykorzystano modele matematyczne i fizyczne. Wpływ wtrąceń niemetalicznych modelowano układami niejednorodnymi, dla których wyznaczono rozkłady naprężeń w pobliżu symulowanych wtrąceń i mikroszczelin oraz naprężenie i energię zniezczenia układów. Do badań zestosowano tworzywa sztuczne (tablice 1) reprezentujące zarówno materiały bardzo plestyczne, np. teflon, jak i kruche, np. polimetakrylen. Jako kryterium oceny plestyczności wykorzystano wielkość wydłużenia & . Araldit (poz. 2, tablicy 1) z uwagi na własności elestooptyczne wykorzyetano do wyznaczenia rozkładu naprężeń. Nitrocelulozę (poz. 8, tablicy 1) zestosowano jako tworzywo symulujące wtrącenia. Doboru tworzyw dokonano w oparciu o kryterie podobieństwa geometrycznego i materiałowego. Badania przeprowadzono na próbkach (rys. 18), w których zmieniano wielkość d/L reprezentujące rozkład i ilość symulowanych wtrąceń. Wielkości te przyję-



Rys. 18. Wymiary modelowej próbki do wyznaczenia naprężenia i energii zniazczenia

to na podstawie epotykanych zawartości O w spoinach ŁK, wahających się od 150 do 1000 ppm i wielkości wtrąceń od 0,5+3 µm. Stosunek modużów Younga osnowy i wtrącenia przyjęto jako 0,3. Analizowano również zniszczenie układu dwufazowego symulującego strukturę wtórną spoiny ŁK.W tym celu zastosowano polimetakrylan metylu jako modelowe ziarno fazy A orzz ⁴ żywicę epokeydowę o różnej twardości jako fazę B (rys. 16). Stosunek wytrzymażości doraźnej 6 tworzyw wynosiż odpowiednio 1,6 i 2,0. Udziaż fazy B zmieniono od 20 do 60%. Przy modelowaniu matematycznym wykorzystano programy MKT2, MPN4 i MAPA opracowane poprzez IPKM Politechniki Ślaskiej,Po-

Lp.			Wielkości cherekterystyczne						
	Rodzaj tworzywa	handlowa	grubość mm	E GP=	G _r MPa	6 ₈ MPa	e %		
1	Polimatakrylan metylu	Plexiglas	3,5	3,0	80	135	4,5		
2	Żywica epoksydowa	Arelait	6,0	2,6	55	84	8,0		
3	Poliweglan	Makrolon	4,0	2,6	65	95	95,0		
4	Akrylan, butadian, styren	ABS	3,2	2,7	43	52	23,0		
5	Metakrylan, bute- dien, styren	MBS	3,5	2;2	40	48	30,0		
6	Policzterofluoro- etylen	Teflon	4,0	5,0	35	43	320,0		
7	Polichlorek winylu	PCW	4,0	1,4	33	68	45,0		
8	Azotan celulozy	nitrocelulo- ze, celuloic	3,0	1,9	30	56	25,0		

Własności tworzyw wykorzystanych w badaniach

Uwaga: Wepółczynnik elastooptyczny dla aralditu K = 14 . 10^5 N/m² j.rz.iz. G_r - granica proporcjonalności, MPa. zwalająca wyznaczyć naprężenie w płaskim stanie metodą elementów skończonych. W badaniach wykorzystano również modelowe etopiwa uzyskane przez topienie indukcyjne, przetapianie ŁK żeleze eraco orez spawanie ŁK stali 18G2A. W procesie topnienie do spoiwa dodawano Al, Mg, Mn, Si i Ti w celu jego odtlenienia. Zastosowanie różnych odtlenieczy oraz sposobów topienie i warunków chłodzenie stopiwe pozwoliło uzyskać tworzywe o różnej ilości i rozkładzie wtrąceń niemetalicznych oraz o różnej strukturze pierwotnej i wtórnej.

5.1. Wyznaczenie rozkładu naprężeń w układach niejednorodnych

Określono naprężenia w pobliżu szczeliny inicjującej pękanie oraz w pobliżu symulowanych wtrąceń i mikroszczelin metodą elemantów skończonych eraz metodą elastochtyczną Na rys. 19 przedstawiono podział modelowej prób-



Rys. 19. Przykład podziału próbki na trójkąty, d/L = 0,18

ki na trójkętne elementy, przy czym symulowano wtręcenia oraz mikroszczeliny zmieniając wielkość d/L od 0,08 do 1,0. Przyjęto meksymalne naprężenie spowodowane obciążeniem $G_0 = 550$ MPa, moduł Younga E_{oen} = 2,15 GPa, E_W = 0,75 GPa, gęstość $g_{osn} = 8,87$ Mg/m³, $g_W = 3,10$ Mg/m³. Obliczenie wykonano na EMC 1305 uzyskując wydruki (rys. 20) wykorzystane do obliczeń naprężeń (rys. 21) oraz wyznaczenie wepółczynników koncentracji naprężeń (teblice 2, rys. 22).

Stwierdzono epiętrzenie naprężeń zerówno w pobliżu ezczeliny inicjującej jak również w pobliżu zemodelowanych wtrąceń i mikroszczelin,przy czym największe wartości i współczynników koncentracji występują przy dużych ezczelinech inicjujących, a najmniejsze przy wtrąceniech kulistych. Kon-



Rys. 20. Przykład rozkładu naprężeń w pobliżu ezczeliny głównej i wtrąceń



, zmiany współ koncentracji dla układu mikroszczelin



Rys. 22. Zmieny współczynników koncentracji w pobliżu szczeliny głównej oraz symulowanych nieciągłości

Tablica 2

Lp.	Wielkość d/L		Wapół, k	oncentracji	k _c , dl	e kolejnyc	h nieci	ęgłości		
		L Szezel.	I		II		III		IV	
		główne	Wtr.	M.szcz.	Wtr.	M.ezcz.	Wtr.	M.szcz.	Wtr.	M.szcz.
1	0,08	3,6	1,2	2,5	-	-	-	-	-	-
2	0,11	2,7	1,3	2,4		-	-	-	-	-
3	0,15	3,6	1,3	2,7	1,3	2,3	-	-	-	-
4	0,18	3,7	1,2	2,6	1,2	2,3	1,1	2,0	-	-
5	0,25	3,7	1,3	2,3	1,2	2,1	1,1	2,0	-	-
6	0,33	3,6	1,8	2,4	1,1	2,2	1,1	1,9	80	-
7	0,50	3,8	1,4	2,5	1,2	2,2	1,1	1,9	1,1	1,9
8	1,00	3,7	1,3	2,4	1,2	2,1	1,2	2,1	1,1	1,8

Wepółczynniki koncentracji naprężeń wyznaczone metodą elementów skończonych

- 33 -

84.30	d/L = 0,11		d/L = 0,13		d/L = 0,15		d/L = 0,18			
oeiowa	Szcz.gł.	Wtr.	Szcz.gł.	Wtr.	Szcz.gł.	Wtr.	Szcz.gł.	Wtr.	Uwagi	
	k _c	k _w	k _c	k _w	*c	kw	k _c	k _w		
	24	-	- Acres			3/ 24				
250	2,2	1,4	2,9	1,7	2,0	1,2	1,3	1,0		
									<u>"</u> e	
375	1,5	1,0	2,2	1,2	2,0	1,3	1,6	1,1	"c "n	
500	2,3	1,2	1,9	1,1	2,1	1,1	2,1	1,1	$k_{\rm W} = \frac{n_{\rm W}}{n_{\rm H}}$	
625	2,5	1,3	2,2	1,5	2,0	1,0	2,3	1,1		
750	2,2	1,1	2,0	1,5	1,9	1,1	2,2	1,2		

Wepółczynniki koncentracji naprężeń wyznaczona metodę elastooptyczną

Lp.

1

2

3

4

5

Uwaga: m_c, m_w, m_n - wartości rzędu izochromy odpowiednio dla szczeliny, wtrącenia i modelu

- 34 -

centracje neprężeń nie zależy prektycznie od wielkości d/L. Prewidłowości powyższe potwierdzono badaniemi elastooptycznymi próbek z aralditu z za-



Rys. 23. Rozkłed izochrom w próbie d/L = 0,15 obciężonej siłę 700 N

modelowanyai wtrąceniami,przy d/L równym 0,11, 0,13, 0,15 i 0,18. Wepółczynnik koncentracji określono ne podstawie enalizy izochrom (rys. 23) uzyekanych na próbkach obciążonych siłami od 375 do 750kM, etosując poleryskop firmy Carl Zeise-Jene. Wyniki zestawiono w tablicy 3. Potwierdzono spostrzeżenie uzyskane metodą modelowania matematycznego.

Spiętrzenie neprężeń nie zależy od rozmieszczenie wtrąceń i jest wyraźnie większe w pobliżu szczeliny głównej w porówneniu do epiętrzenie w pobliżu symulowanych wtrąceń.

5.2. Określenie napreżenie i energii zniezczenie układów nietednorodnych

Próbki (rye. 18) o wielkościach d/L od 0,05 do 1,0 rozciągano na maazynie wytrzymałościowej Instron 1195 rejestrując siłę i wydłużenie.Wielkości te pozwoliły wyznaczyć neprężenie zniezczenie ⁶ oraz energię pękania reprezentoweną przez całkę J, (tablica 4).

Korzystaję z danych Griffitha [45], Langa [142] orez Panasiuka [143] określono energię powierzchniową pękenia U* orez przyrost energii eprężystej U*. Porównania tych wielkości pozwoliło określić warunki rozprzeetrzenianie się pęknięcie, które są spełnione w przypadku, gdy U* > U*. Do wyznaczania wielkości U* wykorzystano schemat rozcięgania przedstawiony na rys. 24. Uzyskane wielkości zestawiono w teblicy 5.

Badano również neprężenie i energię pękanie układów o różnych schematach niecięgłości eymulujęcych aikroszczeliny (rys. 25, tablica 6). Analizując uzyskane wyniki można etwierdzić, że zależność $d_F = f(d/L)$ nie jest funkcję monotoniczną, gdyż wykazuje lekalne maksima (rys. 26). Położenie maksiawa zależy od własności plastycznych tworzywa dla tworzyw plastycznych i przesuwe się ono w stronę małych wartości d/L, natomiast dla tworzyw kruchych w atronę większych wartości d/L (rys. 27). Maksimów nie obserwoweno w zależnościach J = f(d/L), (rys. 28). W tych przypadkach wraz ze wzrostem wielkości d/L wartość energii pękania malejs.Porównanie wyznaczonych wielkości U^{*} i U^{*} wekazuje na możliwość hamowania romprze-
		P	lexi	Makro	lon		ABS	MBS		Tef	lon		PCW	
Lp.	d/L	б _г МРа	J kN/m	G _F MPa	J kN/m	G _F MPa	J kN/m	G _F MPe	J kN/=	G _F MPa	J kN/m	⁶ F MPa	J kN/m	
1	0,05	44,6	4,2	27,8	505	17,2	155	16,8	224	14,7	385	33,0	683	
2	0,08	44,3	2,9	28,9	497	16,8	175	19,5	223	12,1	456	28,3	475	
3	0,11	47,5	2,6	24,4	464	18,3	114	17,9	193	13,6	366	30,8	666	
4	0,13	56,4	4,2	22,2	429	15,9	149	18,1	194	10,4	354	30,0	496	
5	0,15	61,0	3,5	23,9	432	18,9	109	20,7	184	10,9	254	26,7	385	
6	0,18	53,0	4,1	26,6	411	19,3	82	18,5	137	10,2	275	28,3	422	
7	0,25	68,1	3,6	24,5	406	20,6	91	17,2	104	9,4	262	27,4	361	
8	0,33	95,2	4,2	23,1	402	24,4	105	16,1	103	8,4	254	25,3	333	
9	0,50	88,6	4,6	22,4	394	22,1	76	17,3	121	10,1	232	26,1	346	
10	1,00	102,3	4,8	21,1	385	20,8	84	15,2	94	8,3	247	24,2	325	

Naprężenie 6_F i energia pękanie J próbek modelowych

Uwaga: J = 2 JPdu/B (s-s), JPdu określono z wykresu rozcięgania.

- 36 -

۰.



Rys. 25. Schematy niecięgłości symulujących mikroszczeliny m) układ równoległy, b) układ pod kątem 45⁰, c) układ prostopedły



Rys. 26. Wpływ wielkości d/L ne poziom neprężeń zniezczenie ⁶r

Ta	b1	10	8	5
----	-----------	----	---	---

1.0	5	MB	15	A	lon	Mekro	xi	Ple		1.81
Uwagi	U* kN/m	Uo kN/m	U* kN/m	U _o kN/m	U [#] kN/m	U* o kN/=	U [#] kN/m	U# kN/m	d/L	Lp.
w toni	0,7	60,4	1,2	39,1	1,2	94,1	7,0	6,3	0,08	1
U* =	1,0	53,5	0,5	38,9	1,0	100,1	6,7	5,2	0,11	2
	0,7	68,1	0,5	37,9	0,6	96,4	5,7	5,9	0,15	3
E = (L+d)(Lb+d)	0,5	42,4	0,6	32,4	0,5	87,2	6,1	5,0	0,18	4
	0,3	44,6	0,6	24,6	0,4	98,1	4,0	6,8	0,25	5
b = E _{osn} /E _w	0,3	32,5	0,4	23,5	0,2	64,1	4,4	5,3	0,33	6
	0,2	25,6	0,2	21,8	0,2	58,3	4,1	5,2	0,50	7
	0,2	33,0	0,2	25,1	0,2	67,3	3,9	4,7	1,00	8

Wartości wyznaczonej energii powierzchniowej pękania U^{*} i obliczonej energii sprężystej U^{*}

- 38 -

Tablica 6

Naprężenie 6 i energie pękanie J dla różnych echematów niecięgłości eymulujących nikroezczeliny

	Schenet	Plo	xi	Makı	Mekrolon		8\$	MBS		
Lp.	Schemat mikroszczelin	G _F MPa	J kN/m	ର୍ଜ _ନ MPa	J kN/m	G _F MPa	J kN/m	⁶ F MPa	J kN/m	
1	Równoległy	67,5	10,5	32,1	702,3	25,4	118,2	23,1	218,2	
2	Pod kętem 45 ⁰ / / / /	48,2	5,7	26,5	625,8	22,1	109,7	20,6	195,9	
3	Prostepadžy 	58,2	9,1	29,3	618,4	23,5	109,3	19,5	205,4	
									1	

- 39 -



ne wielkość d/L,przy której ^GF ^{= G}F_Bs_x etrzeniajecego sie pekniecie w tworzywech kruchych ze względu na brak zabezpieczenia energetycznego (U_>U_ rye, 29). W odniesieniu do epoin,warunki do hamowenia rozprzestrzeniania się pęknięcia epsłnione będę przy zawartościach obcej fazy DOW. 4%. co praktycznie odnosi się do materiałów kospozytowych.Dla tworzyw plastycznych w cełys badenys zakreeie obserwuje się $U^* > U^*$, co zabezpiecza przed ketastroficznym rozorzeetrzenianiem aię pęknięcia. Analiza "ścieżki pękania" wekazuje, że pek-

PLEXI

0.5

1 d/L

energii U# i

õ

U.

Ud

01 02

Porównenie

dle próbek z PLEXI

Uo Ue

6,0

4,0

3.0

0.05

29

U.

Rys.

kN/m



Rys. 28. Wpływ wielkości d/L na poziom energii zniszczenia J

nięcie w układach z równomiernie rozmieszczonymi niecięgłościami rozprzestrzenia się w płaszczyżnie szczeliny głównej. W przypadku innych ukżadów o pękaniu decydują własności plastyczne osnowy. Pękanie tworzyw plastycznych następowało symulowanymi mikre zczelinami w płaszczyźnie szczeliny głównej, natomiast przy tworzywach kruchych pęknięcie następoweło przypadkowe, niezależnie od płeszczyzny trzeliny inicjującej pękenie (rys. 30). Perównenie wielkości neprężeń i energii zniezczenie różnych schemetów nieciegłości (tablica 6) wskazuje, że ich rozmieszczenie równoległe do ezczeliny głównej jest najkorzystniejsze zerówno dle tworzyw plastycznych jek i kruchych. Inne układy sę aniej korzystne szczególnie dle tworzyw kruchych. Przy niecięgłościech rozaieszczonych pod kętem 45⁰ naprężenie i energia zniezczenia zaniejeza eię prawie o 40%. W przypadku tworzyw plastycznych różnice te są mniejsze i nie przekreczeją 20%. W przypedku zniezczenie ukłedów dwufezowych pekenie może następować poprzez fazę A (rye. 30c) lub wzdłuż fezy B. Pęknięcie poprzez fezę A me miejsce przy małej za-

- 40 -



wertości fazy B (do 20%). Wzrost zewartości fazy B powoduje pękania tej fazy, a o własnościach układu decydują własności fazy B.



Rys. 30. Przykłady zniezczenie próbek a) z tworzywa kruchego, b) z tworzywa plastycznego, c) układu dwufezowego

5.3. Pekanie stopów modelowych

c1

Badano stopy w postaci wlewków i spoin uzyskane zgodnie ze echemetami pokazanymi ne rys. 31. Wlewki o masie 10 kg uzyskano metodą przetapiania indukcyjnego Fe-Armco z dodatkami Al. Mn. Si i Ti. spełniejącymi rolę odtlenieczy. Średnie szybkości chłodzenia "w" wlewków wynosiły sk. 0.1° C/s. Dle porównenia wykonano stopiwe przez przetapianie Fe-Armco łukies krytym (w~ 1°C/s) i epawenie ŁK steli 1862A (w~ 10°C/s). Speiwe te modyfikowano Al. Mg. Mn. Si i Ti. Stepy te (tablica 7), różnią się wielkościę i rozmieszczeniem wtręceń oraz etrukturę, stenowiły modelowe układy niejednorodne wykorzystane do amalizy procesu pękemie, a w szczególności do



Rys. 31. Schematy wykonania stopów modelowych a) przetapianie indukcyjne, b) przetapianie ŁK, c) epswenie ŁK

określenie wpływu wtrąceń i struktury na inicjowanie orez rozprzestrzenianie się pęknięcia. Wpływ ten badano w temperaturowym zakresie kruchości od zniezczenie plestycznego, typowego dle górnego progu kruchości,do zniezczenie kruchego, typowego dle progu dolnego przy obciążeniu zarówno etatycznym jak i dynamicznym.

5.3.1. Wtrecenie i struktura badanych stopów

Oceny ilościowej wtrąceń dokonano na zgładech nietrawionych ze pomoca urządzenie Quantimet 720 (teblice 8), natomiast do analizy jakościowej wykorzystano mikroskop optyczny i elektronowy orez mikrosondę.Urządzenia te wykorzysteno również do oceny struktury pierwotnej i wtórnej, wyzneczejąc odległości między dendrytami oraz udziały różnych posteci ferrytu i innych ekładników struktury (teblica 9). Analizując wtrącenie niemstaliczne jeko produkty odtlenienia w procesie chłodzenia stopiwe (tablica 9) stwierdzono, że ze zmniejezeniem ezybkości chłodzenie mestępuje zeniejezenie ilości wtrąceń i ich etoeunku wielkości d, ., przy czym wlewki wytopione indukcyjnie uzyskują większe wtrącenie, d $_{\rm m}\sim$ 4 μ m, natomiast spoiny ŁK mniejeze ok. d. \sim 1.5 μ m. Dodatek Al i Mg powoduje wyraźne zmniejszanie wielkości wtrąceń bedanych wlewków i etopów, w przeciwieństwie do Mn i Si,których obecność powoduje wystąpienie większych wtrąceń. Obserwuje sig sogregację wtrąceń typu Al-O-Fa do granic pierwotnych (rys. 32), co można tłunaczyć efektem wypychania wtrąceń powstałych powyżej temperatury T, do grenic krzyształów. W przypedku wtrąceń typu Si-O-Fe, obrez wtrąceń (rys. 33) jest nieco inny i wekezuje ne tworzenie się i kosgulację wtrąceń w końcowym etapie krzepnięcie w przeetrzeniach międzydendrytycznych.

				}.	1						Tablica
	SAVEAL "		Skžedy	chemic:	zne sto	piw mod	alowych			0.20	arars.
1.	Wernski wybonenie	Rodzat	1011-1	a mat an	Zawart	ość pie	rwisstk	ów,	· %	pople .	
Lp.	stopiws	odtleniecze	С	Hn	51	Р	8	O2 ppm	N ₂ ppm	inne	Uwagi
1	Przetapienie	Al	0,016	0,025	0,015	0,006	0,012	85	45	A1-0,15	Fe-araco
2	indukcyjne	Hin	0,032	0,640	0,007	0,014	0,021	205	23		C-0,02
3		S1	0,014	0,135	0,335	0,010	0,021	155	50	01-0-10	Mn-0,15
-4	1	T1	0,014	0,021	0,011	0,007	0,013	176	45	Ti-Śl	P1S-0,018
5	Przetepienie	Al	0,08	0,43	0,31	0,020	0,018	543	49	A1-0,08	Fe-araco
6	ŁK	Hg	0,07	0,51	0,28	0,018	0,016	465	71	Mg-S1	C=0,03
7	4HU/m	Hn	0,07	1,01	0,21	0,015	0,018	763	111		81-0,21
8	SpG1+	81	0,07	0,48	0,51	0,019	0,014	513	93		P=0,016
g	UV420TT	Ti	0,08	0,31	0,35	0,019	0,017	419	58	T1-0,02	0-0,025
10	Spawania	AL	0,15	1,43	0,47	0,015	0,020	310	53	A1-0,09	18G2A
11	ŁK	Mg	0,14	1,28	0,38	0,019	0,020	365	71	Mg-S1	C-0,16
12	8MJ/m	Hn	0,16	1,47	0,35	0,018	0,018	765	121	in	Mn-1,3
13	SpG4+	S1	0,17	1,41	0,58	0,017	0,019	431	63	0-0	S1-0,42
14	UV420TT	Ti	0,14	1,39	0,36	0,016	0,017	519	39	T1-0,015	P-0,025 S-0,019
15	Spewania	AL	0,15	1,40	0,45	0,020	0,023	396	45	Al-0,13	
16	ŁK	Mg	0,17	1,33	0,33	0,030	0,021	409	85	Mg-Ś1	-*-
17	2MJ/m	Hn	0,14	1,51	0,41	0,021	0,024	825	98	-	
18	SpG4+	81	0,16	1,39	0,64	0,018	0,024	613	48	-	
19	UV420TT	T1	0,14	1,43	0,39	0,019	0,021	509	51	T1-\$1	
									1		

G

1

Lp.	Werunki wykonenie stepiwe	Rodzaj odtleniecza	Iloić wtrąceń ne 1 am ²	Średnia wielkość wtr. d _m um	Udział wtrąceń poniżej w µm, %	Udział powierzchni wtrąceń Vw, %	Wielkość d/L	Wepółczynnik rozkładu wtrąceń,λ
1	Przetepienie	Al	333	1,73	49	0,10	0,03	-
2	indukcyjne	Min	157	4,72	63	0,35	0,07	-
3	Aug. 1 1 1 1 1	S1	122	4,34	53	0,23	0,06	
4	Rept 1 1 1	Ti	99	4,60	56	0,21	0,05	
5	Przetapianie	Al	3112	1,25	89	0,49	0,08	0,010
6	ŁK	Ng	2224	1,67	93	0,62	0,09	0,013
7	4MD/m	Hn	1497	2,39	66	0,86	0,12	0,010
8	SpG1+	S1	1486	2,36	84	0,83	0,11	0,010
9	UV420TT	Ti	2356	1,80	93	0,77	0,10	0,010
10	Spewanie	Al	4761	0,93	96	0,41	0,08	0,010
11	£K.	Mg	3836	1,01	97	0,39	0,08	0,012
12	8MJ/m	Hin	2864	1,78	91	0,87	0,12	0,011
13	8pG4+	S1	1398	2,18	83	0,67	0,10	0,010
14	UV420TT	Ti	2628	1,48	94	0,58	0,09	0,013
15	Spawanie	Al	6107	0,88	98	0,48	0,08	0,010
16	ŁK	Mg	4326	1,13	97	0,56	0,09	0,010
17	210/1	Hn	2567	1,87	97	0,90	0,13	0,012
18	SpG4+	Si	1782	2,09	93	0,78	0,11	0,010
19	U¥420TT	Ti	3263	1,40	96	0,64	0,10	0,012

Wyniki analizy ilościowaj wtrąceń w etopiwech modelowych

- 44

.

Tablica 9

MAVIXI SUSTIZA ITOECIOMEl ELLAKIALA SIODIM MO	DGGTOWACU
---	-----------

	Warunki wykonania	Redzej	Odległość	Udz	ieły skł	adników,	%	11
Lp.	etopiwe	odtleniscza	dendrytemi d _D , µm	PF	AC	AF	FC	Uwagi
1	Przetepianie	Al	790	100	-	-	-	Wydzielenia
2	indukcyjne	Mn	1290	87	-	-	13	w postaci
3		81	1180	100	-	-	-	igież
4		Ti	940	100		-	-	32 - 3
5	Przetapianie	Al	31,6	43	12	37	8	
6	EK .	Hg	30,2	48	16	31	5	
7	4M3/m	Hn	46,1	38	13	49	-	Stwierdzono
8	SpG4+	81	57,3	54	15	26	5	M-A
9	UV420TT	Ti	36,7	45	8	43	3	
10	Spewanie	Al	40,1	50	6	41	13	
11	ŁK	Mg	42,6	43	8	40	9	
12	8MJ/m	Hn	63,5	40	7	43	10	
13	SpG4+	51	71,0	51	7	31	11	1
14	UV420TT	Ti	41,5	47	3	44	6	11111
15	Spawenie	Al	28,1	30	5	65	-	
16	LK	Mg	30,6	32	8	60	-	Stwierdzono
17	2MJ/m	Mn	41,2	23	7	70	-	H-A
18	SpG4+	51	38,1	38	9	53	-	21212.3
19	UV420TT	Ti	36,2	26	3	71	-	

- 45 -



- 46 -

Segregacja wtrąceń zanika ze wzrostem szybkości chłodzenia stopiwa,tym niemniej koncentrują się ona w przestrzeniach międzydendrytycznych, widać to wyrażnie na próbkach stopiwa uzyskanego ŁK,trawionych elektrolitycznie (rys. 34).

Warunki uzyskania atopiwa decydują również o strukturze pierwotnej. Stwierdzono, że dodatek Al i Mg do stopiwa wyraźnie zaniejeza odległości alędzydendrytyczne i tym samym zmniejeza wielkość kryształów pierwotnych prewdopodobnie w efekcie ograniczania ich wzrostu poprzez wtrącenia utworzone powyżej temperatury T, [144]. Przy analizie atruktur wlewków stwierdzono brak pokrywania się granic pierwotnych i wtórnych, co szczególnie jest widoczne w przypadku stopiwa Fs-Al (rys. 35). Wtrącenia niemetaliczne wyraźnie wyznaczeją kryształy δ – Fe,a granice są wynikiem przemien δ -Fe — X - Fe 1 X - Fe — 🕫 - Fe. W stopiwach chłodzonych ze zwiękazoną ezybkością efekty ta zanikają. W strukturach tych stopiw (rys. 36) wyróżnia się głównie typowe postacie ferrytu: przedeutektoidalnego (PF),składnika lamelarnego (AC) i iglastego (AF) oraz niewielkie ilości perlitu (FC). Ferryt przedeutektoidalny występuje głównie na granicach ziarn sustenitu pierwotnego [101]. Ferryt lamelarny jest zwykle związany z ferrytem przedeutektoidelnym, narastejąc w postaci bocznych płytek, których ilość i grubość rośnie ze zeniejszeniem szybkości chłodzenie stopiwa.W przypadku odtleniania Ti duży udział ferrytu iglastego (tablica 9) jest prawdopodobnie wynikiem zarodkowanie ziarn∦oFe i ∞-Fe ne wydzieleniech TiN w procesie przemian fazowych. Mn stosowany jako odtleniacz w znacznym stopniu przechodzi do roztworu i obniżając temperaturę przemieny zwiększa ilość ferrytu iglastego, zmniejezając ilość ferrytu przedeutektoidalnego i bocznopłytkowego. Towarzyszyć tenu może jednak niekorzystne pojawienie eię fazy M-A (rys. 37). Przytoczone uwagi wskazują, że stopiwe modelowe jeko modele fizyczne znacznie różnią się od bedanych modeli z tworzyw sztucznych, głównie niejednorodnością eamej cenowy jak i nierównomiernością rozmieszczenie wtrąceń. Czynniki te mogą jednek decydować o procesie pękania rozpatrywanym w ujęciu probabilistycznym.

5.3.2. Role wtraceń w procesie pekamie

Rolę wtrąceń w procesie inicjowenie i propagacji pęknięć badeno w pobliżu szczeliny głównej przy zniszczeniu etatycznym i dynemicznym w całym zakresie kruchości. Oceny dokonano na zgładach metalograficznych i przełomach próbek łamanych na maszymie wytrzymałościowej oraz młocie udarnościowym w temperaturach od 20 do -196°C. Stwierdzono,że w otoczeniu wtrąceń często powstaję pustki (rys. 38) wskutek odkeztałcenia plastycznego w pobliżu szczeliny głównej w obszarze spiętrzenie naprężeń. Wtrącenie mogę również inicjować pustki w pasmach poślizgu przy łączeniu się wcześniej powstałych mikrepęknięć (obszary kruche na przełomie - rys. 39).Tworzenie pustek następuje głównie na granicy międzyfazowej wtrącanim - osnowa (rys. 40). Nie ujewniono natomiast pękanie wtrąceń wspomnianego w pre-





Rys. 36. Struktura wtórna atopiw przetopionych i spawanych ŁK, SpG1+ +UW420TT, E = 4 MJ/m, traw.nital pow. 360x



Rys. 37. Martenzyt listwowy (feza M-A). Stopiwo Fe-Mn, E = 2 MJ/s, cienke folis

pew. 9000x



Rys. 38. Pęknięcie w spoinie w zakrosie plastycznym. Wideczne pery sę wynikiem wzrostu pustek i ich kosgulacji +20⁰C, Fe-Al, E = 2 MJ/m, traw. nitel

pow. 1000x



Rys. 30. Przeżom próbki - SpG4N+ UV420TT, E = 4 MJ/m, pow. 500x, T = = -20⁰C - 1 uderzenie, + 20 - zżemenie próbki



Rys. 43. Zalożność ilości wtrąceń N_p ne przałomie od ogólnej ilości wtrąceń N_w w spoinach

a) dle różnych temperatur badania, b) dle różnych uderności

cech [46, 51, 52, 59], co można tłumnczyć ich kulietym keztałtem i wielkością d_ < 2 µm. Zwiększenie odkeztałcenie plastycznego powoduje wykładniczy wzrost wielkości pustek i ich koslescencję poprzez lokalne ścinanie (rys. 39), [64]. Opiesny mechanizm as miejece zerówno przy statycznym jak i dynasicznym obciążaniu próbek w dodetnich tesperaturach i prowadzi do powstawanie przeżomów cięgliwych z dużę ilościę porów i pustek, często z wtrąceniami (rys. 41). Obniżanie temperatury badania powoduje zmniejszenie ilości pustek i wtrąceń na przełomach, e w temperaturze -196°C wystapienie przełomu kruchego (rys. 42). Obserwecje te sugeruje,że role wtracań w procesie niezczenia eprowadza się głównie do zarodkowania pustek przy zniezczeniu w zekresie górnego progu kruchości. W zekresie dolnego progu kruchości. role wtrąceń eprowadza się do przypadkowego udzieżu w zarodkowaniu i propagacji peknieć. Sugestie te potwierdzeje zeleżności przedstawione na rys. 43. Ilość wtrąceń na przeżonie wyraźnie zależy od włęsności plestycznych spoiny i temperatury badania, przy czym dla wysokich udarności i temperatur charakterystycznych dla górnego progu kruchości zeleży od ogólnej zawartości wtrąceń.

Dla dolnego progu kruchości ilość wtrąceń na przeżonie praktycznie jest eteże i nie zeleży od warunków zniezczenie próby.

Nie stwierdzono wpływu rodzeju obciążenia ne mechanizm zerodkowania puetek. Obciążenie dynamiczne przesuwa jedynie zekres kruchości do wyżezych temperatur. Powyżeze rozweżenie o istotnej roli wtrąceń w przypadku zniezczenie plestycznego mogą stenowić pewno uzupełnienie wyników i stwierdzeń podenych w precech [81, 82], w których pomniejsze się rolę wtrąceń tlenkowych oraz ich wpływ ne uderność spoin.

5.3.3. Zneczenie struktury pierwotnej w procesie pekanim

Wpływ struktury pierwotnej ne proces pękania spoiny w całym zakresie kruchości badeno zarówno przy obciążeniu statycznym jak i dynamicznym.Wpływ struktury jest ściśle związany z obecnością na granicach pierwotnych ferrytu przedeutektoidalnego o niekich własnościach wytrzymałościowych (HV = = 150-180) w porównaniu do innych składników typowej struktury stopiwe ŁK (HV = 160-220) orez z obserwowanę segregecją wtrąceń niemetalicznych w pobliżu pierwotnych granic ziern (rys. 44, Czynniki te decyduję o rozprzeetrzenianiu się pęknięcis zainicjowanego w pobliżu szczeliny głównej.Tendencja propegecji pęknięć w obszerze ferrytu przedeutektoidalnego (rys.45) jest związene z pękeniem międzykrystalicznym po granicach pierwotnych (rys. 46). Ujewnie się to ne przeżomech próbek w postaci ebszerów e typowym układzie dendrytycznym (rys. 47 i 48). Warunki obciążenie decyduję e cięgliwya lub kruchym charakterze pękania.

Przy obciążeniu statycznym w zakresie górnego progu kruchości zachodzi pękanie cięgliwe (rys. 49),a przy obciążeniu dynamicznym w dolnym zakreele kruchości pękanie kruche (rys. 50). Często w jedmym i drugim przypadku pękamia na przeżomech próbek można wyróżnić występy (rys. 51 1 52).



Rys. 44. Segregacja wtręceń niemetalicznych w pobliżu granic pierwotnych. Fe-Si, 8 MJ/m

pew. 500x



Rys. 45. Pęknięcim w speinie Fe-Mm, 2 MJ/m. Próbka miezczona w temp. -20⁰C, dyasmicznie pew. 250x

Rys. 46. Pęknięcie wzdłuż granic pierwotnych. Traw.w roztworze kwasu pikryn. Fe-Mn, E = 3 MJ/m

pow. 120x



Rys. 47. Przeżom próbki Fe-Mg, E = = 2 MJ/m. Widoczne obszary dendrytyczne

pow. 300x





pow. 600x



Rys. 50. Próbka Fe-Al, E = 3 MJ/m badana w temp. -196⁹C, dynamicznia

pew. 250x

Rys. 51. Przekrój próbki – Fe-Ma, E = 2 MD/m. zniezczenej dynamicznie w +20⁰C, traw. nitel pow. 250x





Rys. 52. Przekrój próbki Fe-Mn, E = = 8 MJ/m, zniezczonej dynemicznie w -20⁹C, traw. nitml

pow. 250x

Rys. 53. Pęknięcie siędzykrystaliczne przebiegające wzdłuż granicy ziern utworzonej przy współudziele wtrąceń, SpG4N+UV420, E = 3 MJ/m

pow. 600x

Rys. 54. Mikropęknięcis utworzone w wyniku kosgulacji sikropustek SpG4N+ UV42OTT, E = 3 NJ/s

pow. 6000x



Rys. 55. Obszary ciągliwa na przeżomie próbki Fe+Al

pow. 300x

Tablica 10

0700	Mac	ierz							
CZO-	X.	Xa	X.,	Meteriały dodatkowe		Uwag	1		
110	E, MJ/m	CES	B	17.0°	-				
1	2	0,15	0,68	SpG1 + TA.St.6		E = 2 HO	/m		
2	3	0,15	0,68	SpG1 + TA.St.6	I,A	U.V	Vs,m/h		
3	4	0,15	0,68	SpG1 + TA.St.6	500-	31-	30		
4	6	0,15	0,68	SpG1 + TA.St.6	550	33			
5		0,15	0,00	SpG2 + TA.St.0	-	E = 3 PD			
7	3	0.26	0.79	SpG2J+ TA.St.4	550-	35-	V III/n		
8	4	0,26	0,79	SpG2J+ TA.St.4	600	37	25		
9	6	0,26	0,79	SpG2J+ TA.St.4		1 4 M	/=		
10	8	0,26	0,79	SpG2J+ TA.St.4	A.I	1 U.V	Vs.m/h		
11	2	0,37	0,91	SpG4N + UV420	650-	40-	25		
13	3	0,37	0,91	SpG4N + UV420	700	42			
14	6	0.37	0,91	SpG4N + UV420					
15	8	0,37	0,91	SpG4N + UV420	750-	42-			
16	2	0,37	0,93	SpG4N + ESAB10-91	800	44	20		
17	3	0,37	0,93	SpG4N+ESAB10-91		E = 8 MJ	/=		
18	4	0,37	0,93	SpG4N+ESAB10-91	I.A	U.V	Vs.m/h		
20	8	0,37	0,93	SpG4M+ESAB10-91	800-	44-	18		
21	2	0.37	1.07	SpG4N+TU.St.2A	030	40	<u></u>		
22	3	0,37	1,07	SpG4N+Tu.St.2A					
23	4	0,37	1,07	SpGAN+TU.St.2A					
24	6	0,37	1,07	SpG4N+TU.St.2A	C_	= C + Mn	L.		
25	8	0,3/	1,0/	SpG4N+IU.St.2A	-E	6			
27	3	0.38	1.30	SpG4+TA.St.1					
28	Ă I	0,38	1,30	SpG4+TA.St.1					
29	6	0,38	1,30	SpG4+TA.St.1					
30	8	0,38	1,30	SpG4+TA.St.1	B = ((CaO + Mg	0 + Na,0		
31	2	0,44	1,30	Sp4 + TA. St.1			0.540.0		
32	3	0 44	1 30	Sp4 + TA. St. 1	+ 12) + Car_ +	U,SMNU) I		
34	6	0.44	1.30	Sp4 + TA.St.1	. [51]	. + 0.5	(A1.0 +		
35	8	0,44	1,30	Sp4 + TA.St.1	. Lon	2	2-3		
36	2	0,37	1,30	SpG4N+TA.St.1	Ti0,)]			
37	3	0,37	1,30	SpG4N+TA.St.1	-	-			
38	6	0,37	1,30	SpG4N+TA St 1					
40	8	0.37	1.30	SpG4N+TA.Stul	¥ =	R . MPa.			
41	2	0,37	2,86	SpG4N+UV420TT	'1 "				
42	3	0,37	2,86	SpG4N+UV420TT	Y =	R_, MPa,			
43	4	0,37	2,86	SpG4N+UV420TT	~		. 2		
44	6	0,37	2,80	SpG4N+UV420TT	Y ₃ =	KV20' NJ	/ = ~,		
40		0,3/	2,00	SP0401042011	Y ₄ =	KV_20' P	0/s ² ,		
				2010	Y ₅ =	T3,5' de	9		
					Y ₆ =	б _{в20} , ва			
		1			Y ₇ =	6 -20' -			
	-				Y ₈ =	T _{0,1} , de	9		

o odstępach odpowiadających odległościom międzydendrytycznym.Rola wtrąceń niemetalicznych znajdujących się w pobliżu lub na granicy aprowadza się do obniżania wytrzymałości kohazyjnej granic (rys. 53) i zwiększenia prawdo-podobieństwa uzyskania mikroszczeliny krytycznej (rys. 54),która może do-prowadzić do zniezczenie bez konisczności doprowadzenia dodatkowej energii. W stopiwach kruchych (KV<0,2 MJ/mm²) wtrącenia znajdujące aię w pobliżu granicy kryształów mogę hamować rozprzestrzenianie aię pęknięć żupliwych (rys. 55). Ma to miejsce przy statycznym obciążaniu stopiwa ferrytycznego wlewek Fs-Al (poz. 1,tablica 20) w temperaturze 20°C. Obniżenie temperatury do -20° C w warunkach dynamicznego ebciążenia prowadzi do pękania żupliwego a rola wtrąceń w procesie pękania jast przypedkowa (rys.56). O dużya wpływie struktury pierwotnej na proces pękania epoin świadczy rysunek 57, wskazujący na niakorzystny wpływ gruboziarnistości, tj. dużych odległości aiędzydendrytycznych.Związana to jest częato z dużya udziałem ferrytu przedeutektoidalnego.





Rye. 56. Przełom łupliwy,Fe-Al, pow. 1000x

Rys. 57. Wpływ struktury pierwotnej d_D na udział przełomu cięgliwego w niezczonych próbkach udernościowych

5.3.4. Znaczenie struktury wtórnej w procesie pękania

Przeprowadzone badania wykazały wpływ struktury wtórnej na przebieg procesu pękania stopów modelowych, a w ezczególności spoin w całym zakresie kruchości, zerówno w procesie inicjacji jak i propagacji pęknięć.Podczas obciążenie próbek w zakresie górnego progu kruchości obserwuje się



Rys. 58. Mikropustki i pęknięcie w strefie odkeztełconej plastycznie w pobliżu szczeliny głównej. Próbka Fa-Mn, 2 MJ/m

pow. 300x

Rye. 59. Mikropęknięcia występujące w pasmach poślizgu. Fe-Ti,E= = 8 MJ/m

pow. 1000x

Rye. 60. Pesne peślizgu i mikropęknięcie występującm w obezarze ferrytu przedautektoidelnego. Fe-Ti, E = 2 MJ/m traw. mitel, pow. 250x

Rys. 61. Mikropęknięcie w ferrycie jako pęknięcie bezpośrednio przed szczelinę głównę.Fe-Mm, E = = 8 MJ/m

traw. nital, pow. 10000x



Rys. 62. Mikropęknięcie w węgliku. Fe-Mn, E = 8 MJ/m traw. nitel pow. 10000x

Rys. 63. Mikropęknięcie wzdłuż grenic bliźnisków Fe-Al traw. nitel. pew. 160x

Rys. 64. Mikropęknięcia – Łupliwa w pobliżu szczeliny głównej,Fe-Al, E = 8 MJ/m

traw, nital

pew. 250x

Rys. 65. Hikropęknięsie w stepiwie Fe-Ma, E = 2 MJ/m

traw. mital pow. 3000x



Rys. 66. Mikropęknięcia w stopiwie Fe-Al, E = 8 MJ/m trew. nitel. pew. 360x



Rys. 67. Pęknięcia plastyczne,częściowo w obszarze ferrytu przedeutektoidalnego, Fe-Ti, E = 2 MJ/m traw. notel, pow. 250x





Rys. 68. Pęknięcia żupliwe w obezerze ferrytu przedautektoidelnege, Fe-Si, E = 2 MJ/m

traw, mitel, pow. 250x

Rys. 69. Pory i mikropustki towarzyszące plastycznemu łączeniu się łupliwych mikropęknięć

pow. 250x

duża lokalna odkaztałcanie plastyczna w pobliżu szczeliny głównej prowadzące do powstania w pasmach poślizgu licznych pustek (rys. 58) i mikropęknięć (rye. 59). Stwierdzono, że poślizg zachodzi w ferrycie przedeutektoidalnym (rys. 60), cechującym się mniejszą wytrzymałościę i większą wielkością ziern w porównaniu z pozosteżymi ekładnikami struktury. W zekresie dolnego progu kruchości lokalne naprężenia normalne 🤞 nie przekraczają wielkości efektywnego naprężenie stycznego 💑 i prowedzą do powstanie w ferrycie Łupliwych mikrepęknięć (rys. 61) oraz w węglikach (rys.62) zgodnie z modelem spiętrzanie dyslokacji w pobliżu grenicy zierne [95], często w strefie odkeztałcenia plastycznego i sprężystego, gdzie występuję największe naprężenia normalne. W strukturze równowagowej ferrytu (wlewek Fe-Al) podczee obciążenie tworzę się lokalnie bliźnieki odkeztełcenie i eikropęknięcia wzdłuż granic bliźnieczych (rys. 63). W strukturze spoin, typowo nisrównowegowej, mikropęknięcie Łupliwe powstaję w pobliżu ezczeliny głównej, niezeleżnie od rodzeju struktury, zarówno w ferrycie przedeutektoidalnym, bocznopłytkowym jak i iglastym (rys. 64).Łączenie elę pustek i sikropeknieć podczas pekanis plastycznego odbywa się poprzez dekohezję w pasmach poślizgu przy udziale wtrąceń niemetalicznych jako inicjatorów pustek (rys. 65). Pękanie kruche następuje w pobliżu płeszczyzny szczeliny głównej poprzez łączenie się mikropęknięć (rys. 66). Propegacje pęknięcia jest często związena z obecnością ferrytu przedeutektoidelnego i to zarówno przy pękeniu plastycznya (rys. 67) jak i kruchya (rys. 68). Jest to wynikiem sprzyjających warunków, umożliwiejących przy niższym naprężeniu pękania 6. uzyskenie dłuższej "ścieżkipękania". W zakresie przejściowym kruchości obserwuje eię powstające mikropęknięcie żupliwe, często w ferrycie przedeutektoidalnym łączące się w efskcie narastanie pustek w ferrycie iglastym (rys. 69). Widoczne jest to ne przeżonie (rys. 70), ne którym kruchy obszer A jest typowy dla ferrytu przedeutektoidalnego, podobnie obezar B dla składnika laselarzego a fragment przełomu C dla ferrytu iglastego. Wzrost udziełu fernytu iglastego wyreźnie zwiększa udział obezaru ciągliwego na przełomie, głównie ze względu na małą wielkość płytek ferrytu i krótkę "ścieżkę pękenie".



Rys. 70. Przeżom próbki udernościowej w temp. -20°C, Fe-Mn. E = = 8 MJ/s pow. 1000x

6. OPTYMALIZACJA PROCESU SPAWANIA ŁK

Do optymalizacji warunków spawania ŁK wybrano: energię spawania,skład chemiczny spoiwa oraz zasadowość topników. Czynniki te jako zewnętrzne, przyjęto za dane wejściowe X. X₂ i X₃, a własności plastyczne: udarność KV, COD (δ_m) i temperatura przejścia Tp stanowiły czynnik wynikowy Y. Jako czynniki stałe przyjęto: stal 1862A o grubości 12 em na płyty próbne, automat AS7-1200 ze źródłem prędu przemiennego ETA-900 i temperatury badania 20, 0, -20 i -40°C. Własności mechaniczne określono na 3 próbkach. W celu uniknięcia czynników zakłócających o charakterze losowym przyjęto do spawania te sase partie materiałów dodatkowych wykorzystywane do całości badań. Schemat obiektu podane na rys. 71, a zestawienie eksperymentów i oznaczenia prób w tablicy 10.





Rys. 71. Schemat obiektu badań, oznaczenia w tabl. 1

Równania regresji opisujące układ przyjęto jako wielomiany stopnie drugiego (rów. 7), co wymagało prowadzenia badań przy zmianach czynników co najaniej na trzech poziomach. Macierz eksperymentów obejmuje obszar przypadków najczęściej spetykanych w przemyśle. Umożliwia to wiarygodne określenie współczynników równeń regresji i analizę wpływu poszczególnych czynników na własności plastyczne spoin ŁK. Przeprowadzono również badanie 1lościowe i jakościowe wtrąceń niesetalicznych w spoinach oraz badanie struktury pierwotnej i wtórnej. Wyniki tych badań wykorzystano między in-

Ln.	Gatunek		Skłe	d chemic	zny, %		C Mn	Uwagi
цр.	drutu	С	Mn	81	Р	S	ES 6	owayı.
1	1862A	0,16	1,30	0,42	0,025	0,019	0,38	
2	5pG1	0,08	0,52	61	0,018	0,020	0,15	
3	8pG2J	0,09	1,03	0,21	0,031	0,020	0,26	Al - 0,03%
4	Sp04	0,10	1,64	0,02	0,022	0,021	0,37	
5	SpG4N	0,09	1,73	61	0,025	0,027	0,38	N1 - 0,61%
6	8p4	0,087	2,16	0,98	0,022	0,018	0,44	

Skłed chemiczny eteli i drutów elektrodewych

Uwaga: Drut Sp4 spełniał wymegania PN-70/M-69420,a druty pezestałe normy PN-76/M-69420.

- 61 -

Tablice 12

Ln.	Getunek		Skład ekemiszny, % Wap.						
	topnika	810 ₂	A1203	CaO	MgO	MnO	CeF ₂	zasad. B	Uwegi
1	TA.8t.6	41,0	5,6	6,3	-	39,3	3,7	0,68	
2	TA.8t.4	37,8	4,5	4,1	8,2	24,2	7,2	0,79	Provine 3
3	UY420	27,7	37,9	18,9	0,4	8,7.	5,6	0,91	
4	E8A8 10-91	26,6	28,5	18,2	10,5	10,3	4,3	0,93	2.014
5	TU.St.2A	28,9	25,9	12,9	2,4	6,8	25,2	1,07	
6	TA.8t.1	26,5	14,2	16,5	14,9	7,3	12,8	1,30	T10 ₂ - 6,3%
7	UV420TT	15,5	18,2	24,2	30,3	1,3	10,8	2,86	$Na_2^0 - 1,4\%$ $K_2^0 - 1,4\%$

Skład chemiczny tepników

Uwaga-

 $B = \frac{Ca0 + Mg0 + Na_20 + K_20 + CaF_2 + 0.5Mn0}{S10_2 + 0.5(Al_20_3 + T10_2)}$

- 62 -

Tablica 13

Skład chemiczny badenych spoin

	Materiały	E	E Skład chemiczny, %							C_ =
цр.	dodatkowé	MJ/m	С	Mn	Si	Р	S	N2 ppm	0 ₂ ppm	C + Mn/6
12345	SpG1 + TA.St.6	2 3 4 6 8	0,11 0,12 0,10 0,13 0,10	1,03 1,14 1,04 1,05 1,11	0,48 0,53 0,49 0,43 0,47	0,026 0,016 0,018 0,016 0,017	0,022 0,026 0,024 0,023 0,024	88 89 70 55 87	682 678 682 737 749	0,28 0,31 0,27 0,30 0,28
6 7 8 9 10	SpG2J + TA.St.4	2 3 4 6 8	0,09 0,14 0,14 0,15 0,14	1,18 1,08 1,14 1,20 1,16	0,47 0,45 0,43 0,43 0,37	0,021 0,018 0,017 0,024 0,014	0,026 0,023 0,023 0,025 0,029	70 109 45 60 53	530 576 569 568 616	0,30 0,32 0,33 0,35 0,33
11 12 13 14 15	SpG4N + UV420	2 3 4 6 8	0,15 0,13 0,12 0,13 0,14	1,48 1,43 1,39 1,51 1,38	0,52 0,55 0,48 0,48 0,45	0,015 0,017 0,015 0,016 0,017	0,027 0,024 0,023 0,018 0,026	71 67 56 58 49	543 526 517 457 437	0,39 0,37 0,35 0,38 0,37
16 17 18 19 20	SpG4N + E5AB10-91	23468	0,14 0,14 0,15 0,13 0,14	1,56 1,40 1,41 1,29 1,58	0,36 0,35 0,41 0,53 0,39	0,016 0,018 0,018 0,021 0,023	0,019 0,021 0,030 0,029 0,021	45 57 011 92 87	391 483 491 466 519	0,40 0,37 0,38 0,35 0,40
21 22 23 24 25	SpG4N + TU.St.2A	23468	0,15 0,15 0,14 0,13 0,14	1,48 1,36 1,38 1,41 1,41	0,35 0,34 0,45 0,38 0,42	0,017 0,016 0,018 0,018 0,019	0,021 0,018 0,018 0,025 0,019	50 49 53 46 61	263 283 285 363 417	0,39 0,38 0,37 0,37 0,38
26 27 28 29 30	SpG4 + TA.St.1	2 3 4 6 8	0,12 0,11 0,12 0,13 0,12	1,33 1,36 1,30 1,42 1,35	0,39 0,41 0,38 0,37 0,39	0,023 0,018 0,019 0,017 0,018	0,018 0,024 0,023 0,021 0,025	93 42 56 53 74	354 496 413 487 312	0,34 0,34 0,34 0,36 0,35
31 32 33 34 35	Sp4 + TA.St.1	2 3 4 6 8	0,11 0,12 0,10 0,13 0,11	1,90 1,84 1,86 1,82 1,88	0,31 0,34 0,39 0,41 0,35	0.019 0,021 0,019 0,022 0,013	0,018 0,022 0,023 0,020 0,019	39 76 89 64 56	431 463 317 413 364	0,43 0,42 0,41 0,43 0,42
36 37 38 39 40	SpG4N + TA.St.1	2 3 4 6 8	0,12 0,14 0,13 0,13 0,14	1,43 1,28 1,38 1,42 1,45	0,36 0,38 0,41 0,37 0,37	0,018 0,019 0,018 0,017 0,018	0,020 0,024 0,019 0,018 0,025	70 72 90 81 67	463 491 484 497 348	0,36 0,35 0,36 0,37 0,38
41 42 43 44 45	SpG4N + UV420TT	2 3 4 6 8	0,13 0,14 0,12 0,15 0,14	1,38 1,45 1,43 1,49 1,39	0,51 0,58 0,48 0,39 0,45	0,014 0,018 0,015 0,015 0,015 0,016	0,019 0,021 0,020 0,018 0,022	48 50 52 56 70	256 275 236 229 215	0,36 0,38 0,36 0,38 0,38 0,37

nymi do ustalenia korelacji posiędzy własnościami plastycznymi a czynnikami wewnętrznymi układu oraz do określenia zakresu optymalnego tych czynników w celu uzyskania makaymalnych własności plastycznych spoin.

6.1. Spawanie płyt próbnych

Płyty próbne ze stali 1862A o grubości 12 se (tablica 11) spaweno ŁK zgodnie ze schematem podanym na rys. 72. Pierwszę warstwę spaweno stałymi



Rys. 72. Schemat spewania płyt próbnych

parametrami (J = 650 A, U = 37 V i V = 30 m/h) i stanowiła ona pownego rodzaju stalową podkładkę, na której wykonano spoiny próbne. Składy chemiczne drutów elektrodowych zestawione w tablicy 11, a składy topników w tablicy 12. Parametry spawania i oznaczenia płyt próbnych podano w tablicy 10.

Pospawane płyty stosowano do badań własności plastycznych i wytrzymałościowych spoin oraz do badań metalograficznych i fraktograficznych.Skład chemiczny spoin zestawiono w tablicy 13.

6,2. Ocena własności aschanicznych spoi

W ramach oceny własności sechanicznyck badanych spoin określono własności wytrzymałościowe i plastyczne. Własneści R₀, R₁, 1 Z wyznaczono w oparciu o wyniki statycznej próby rezsiegania przeprowadzonej zgodnia z PN-69/H-041316, natemiast udarność i COD określono na podstawie wyników próby Charpy V przeprowadzonej w tespereturach 20, 0, -20, -40°C mg PN-69/H-04131D i wyników próby zginania trójpunktowego przeprowadzonej w identycznych tesperaturach, zgodnie z BSI DD : 19/1972. Wysiery próbek i schemat ich wycinania pokazano na rys. 73. Uzyakane wyniki zestewiono w tablicy 14 i 15. Wyniki te wykorzystano również do opracowania równań regreeji opisujących zależność własności sechanicznych od warunków spawania



Rys. 73. Schemat wycinamia i wymiary próbok

(E, C_{EŠ}, B), których współczynniki obliczono przy pomocy sikrokomputera EMS Wang 2200 B. De obliczeń wykorzystano metodę regresji krokowej [145], której istotą jest przeprowadzenie regresji z kilkoma zmiennymi niezależnymi jako ezeregu regresji liniowych. W kolejnych krokach zmienne niezależne dedawane są z uwzględnieniem sekwencyjnego testu F. Równania regresji zestawiono w tablicy 16. Eliminacji i weryfikacji członków liniowych, kwadratowych względnie interekcyjnych dokonano w oparciu o obliczone współczynniki korelacyjne i wielkości częstkowego testu F. Jeko wartości krytyczne testu F przyjęto F(0,95,9,35) = 2.25.

Uzyskane wyniki wskazują na dużą zależność własności wytrzymałościowych, a w szczególności R_ 1 R, od wielkości C_{FS} (rys. 74). Wzrost równoważnika C_{FS}, spowodowany głównie zwiększeniem zawartości Mn w spoinie, powoduje wzrost wielkości R i R eraz nieznaczny spadek A5 i Z (tablica 14). Znacznie mniejezy wpływ za energie spawania, której wzrost powoduje obmiżenie R_ i R_ i nieznaczne pedwyższenie A_R i Z. Zasademość topników nie wpływa istotnie na własności wytrzymałościowe. W2as-Rości plastyczne epein ŁK (KV,COD,Tp) zależę praktycznie od wezystkich wymienionych czynników. Z pewnym uproszczeniem seżne stwierdzić, że wżesności plastyczne rosnę wraz ze wzrestem zasedoweści tepnika B i zmniejezenies energii epewanis oraz równowsżnika C_{pp} (rye. 75-77). Prawidłowesei te obserwuje się zarówne przy osemie własneści w temperaturach +20°C jak i obniżonych -20 i -40°C, Analizując jednak szczegółowe wyniki badań (tablice 15) możne zeuweżyć, że w przypadku spein ŁK wykonanych topnikami kwaśnyci sakeywalne własności plastyczne uzyskuje się przy energiach 30-40 MJ/a, o czym wepomniane w pracach [3, 4]. Również wmikliwa analiza składu chemicznego spoin (tablica 13) pozwela stwierdzić istnienie lokalnych obszarów zawartości Ma zapewniejących wyżeze wżesności plastyczne spein [146]. Zależności te zanikają jednak przy badaniu równań regreeji ujaująTablica 14

Lp.	Materiały dodatkowe	E MJ/m	Własności mechaniczne					
			R _e MPa	R _M MPa	^5 %	z %		
1 2 3 4 5	SpG1 + TA.St.6	2 3 4 6 8	381 377 365 350 337	508 503 494 471 466	24,1 27,0 25,2 23,5 24,2	56,0 57,2 56,1 55,1 54,6		
6 7 8 9 10	SpG2I + TA.St.4	2 3 4 6 8	394 403 404 358 347	543 542 537 505 477	25,5 26,3 25,1 24,6 25,8	56,7 55,2 54,8 53,8 55,4		
11 12 13 14 15	SpG4N + UV420	2 3 4 6 8	458 438 434 405 395	609 605 577 549 538	24,6 26,3 25,0 24,4 25,2	55,3 56,3 55,7 55,3 56,1		
16 17 18 19 20	SpG4N + ESAB 10-91	2 3 4 6 8	438 447 406 393 384	564 673 546 527 515	26,2 25,4 26,1 24,6 26,2	56,3 55,9 54,3 53,9 56,4		
21 22 23 24 25	SpG4N + TU.St.2A	2 3 4 6 8	461 452 429 391 390	580 573 559 529 517	24,3 25,6 26,3 25,5 26,2	53,8 54,2 56,3 56,4 55,8		
26 27 28 29 30	SpG4 + TA.St.1	2 3 4 6 8	478 462 454 430 412	599 583 571 561 527	25,2 28,3 28,8 26,2 27,5	54,1 57,2 56,9 56,4 57,0		
31 32 33 34 35	Sp4 + TA.St.1	2 3 4 6 8	534 547 532 521 513	622 614 606 604 598	21,9 23,4 24,5 23,8 25,2	48,3 53,1 56,3 54,1 53,0		
36 37 38 39 40	SpG4N + TA.St.1	2 3 4 6 8	458 454 532 419 415	587 593 581 539 546	26,9 27,8 27,5 25,5 25,8	55,3 60,5 56,0 55,9 56,7		
41 42 43 44 45	SpG4N + UV420TT	2 3 4 6 8	480 468 453 439 440	601 593 590 587 573	25,2 29,1 27,4 27,3 26,3	57,7 61,3 60,8 57,1 57,3		

Własności wytrzymałościowe badanych spoin

- 67 -

Tablica 15

Lp.	Materiały dodatkowe	E MJ/m	Udarność KV,MJ/a ²			T	$COD - \delta_{m}$, mm x 10^{-3}			Tot		
			20 [°] C	o°c	-20°C	-40°C	deg	20°c	o°c	20 [°] C	40°C	deg
12345	SpG1 + TA.St.6	2 3 4 6 8	0,53 0,59 0,65 0,49 0,37	0,38 0,44 0,42 0,41 0,29	0,28 0,29 0,32 0,28 0,28	0,15 0,18 0,18 0,15 0,12	-6 -14 -12 -10 +10	179 221 215 163 154	139 202 183 131 125	96 144 153 74 82	75 89 84 76 78	-15 -36 -37 -10 -14
6 7 8 9 10	SpG2I + TA.St.4	2 3 4 6 8	0,64 0,86 0,68 0,60 0,45	0,76 0,61 0,57 0,48 0,73	0,31 0,33 0,35 0,23 0,20	0,18 0,21 0,31 0,28 0,17	-18 -19 -20 -10 - 7	113 163 191 145 166	89 75 109 121 138	83 75 109 121 128	76 73 85 63 61	+10 + 5 -20 - 4 -11
11 12 13 14 15	SpG4N + UV420	2 3 4 6 8	0,79 0,94 0,71 0,69 0,49	0,74 0,76 0,56 0,55 0,45	0,30 0,38 0,29 0,28 0,25	0,30 0,30 0,29 0,31 0,24	-18 -30 -16 -14 -11	194 122 132 174 158	162 110 123 184 127	105 74 78 124 97	73 58 84 69 85	-24 - 5 -10 -30 -18
16 17 18 19 20	SpG4N + ESAB10-91	23468	0,86 0,78 0,89 0,62 0,57	0,82 0,76 0,66 0,54 0,36	0,34 0,35 0,30 0,28 0,29	0,33 0,28 0,31 0,20 0,18	-19 -20 -17 -15 - 7	193 179 152 209 153	147 124 114 199 198	133 130 94 70 90	64 55 47 72 63	-30 -32 -15 -16 -17
21 22 23 24 25	SpG4N + TU.St.2A	2 3 4 6 8	0,81 1,18 0,68 0,57 0,60	0,50 0,57 0,48 0,39 0,42	0,35 0,35 0,26 0,21 0,20	0,15 0,29 0,29 0,16 0,20	-20 -20 -12 - 6 - 6	216 201 208 209 231	154 177 324 114 237	140 118 213 156 124	76 68 115 74 64	-32 -28 -40 -33 -28
26 27 28 29 30	SpG4 + TA.St.1	2 3 4 6 8	0,82 0,91 0,73 0,64 0,57	0,62 0,64 0,68 0,54 0,41	0,42 0,40 0,45 0,32 0,25	0,20 0,25 0,30 0,18 0,18	-26 -28 -32 -17 - 8	311 268 283 256 242	294 253 246 264 247	248 267 212 223 236	164 187 175 161 142	-50 -62 -60 -56 -50
31 32 33 34 35	Sp4 + TA.St.1	2 3 4 6 8	0,54 0,59 0,65 0,72 0,60	0,40 0,43 0,59 0,62 0,47	0,21 0,18 0,35 0,40 0,30	0,15 0,12 0,20 0,22 0,21	- 5 - 7 -20 -26 -14	205 212 222 207 191	194 187 210 211 134	132 136 175 156 163	69 71 83 95 79	-30 -32 -36 -37 -35
36 37 38 39 40	SpG4N + TA.St.1	23468	0,91 1,27 0,86 0,64 0,48	1,05 0,81 0,72 0,50 0,38	0,48 0,52 0,35 0,33 0,28	0,29 0,31 0,60 0,18 0,15	-30 -35 -20 -18 - 5	268 280 235 226 189	192 207 208 189 228	180 178 154 177 189	86 92 96 88 95	-37 -38 -37 -36 -38
41 42 43 44 45	SpG4N + UV420TT	2 3 4 6 8	1,23 1,02 1,11 0,79 0,88	1,04 0,85 0,78 0,61 0,63	0,88 0,64 0,62 0,50 0,46	0,35 0,25 0,30 0,31 0,28	-40 -35 -37 -36 -33	307 278 295 288 251	294 296 258 265 242	245 266 221 224 172	186 179 168 159 131	-66 -66 -64 -62 -52

Wyniki własności plastycznych badanych spoin







Rys. 75. Wpływ warunków spawania na udarność KV badanych spoin







T0,35 1 T0,1

cych i uogólniających całość wyników. Równania te (tablica 15) wykorzystano do wyznaczenia obszaru optymalnych warunków spawania, zapewniających uzyskanie maksymalnych własności plastycznych spoin ŁK.

6.3. Analiza możliwości optymalizacji warunków apawania

Do optymalizacji wykorzystano procedurę KRUPO [147] przydatną meto-Procedura ta obejmuje określenie funkcji dyce badań doświadczalnych. obiektu, funkcji kryterialnej orez określenie obezaru adekwatności. Jako funkcję obiektu przyjęto wyznaczone równanie regresji (tablica 16) opisujace obiekt bedań. Równenie regresji wykorzystano również jeko funkcje kryterialne, które odpowiadają tożesmościowo funkcji obiektu. Obszar adekwatności stanowiły warunki epewania najczęściej spotykane w przemyśle,mianowicie E = 2-8 MJ/m, C_{FS} = 0,15-0,45 1 B = 0,5-2,5. Ekstremum funkcji kryterialnej jako warunek optymalności określono poprzez różniczkowanie równań regresji i przyrównanie pochodnych częstkowych do zera.Uzyskane wyniki nie mogą być jednak wykorzystane w przemyśle. Leżą one poza obazarem adekwatności i ich znaczenie jest jedynie teoretyczne.





Rys. 78. Obszary optymalnych warunków spawania ŁK wyznaczone przy kryteriach: 0,15 < $C_{\rm E}$ < 0,45 - ograniczenia wynikłe z obszaru badań, $C_{\rm ES} \ge 0,2$ 1 $C_{\rm ES} \ge 0,34$ - ograniczenia wynikłe z warunku R ≥ 520 MPa odpowiednio dla E = 2 1 E = 8 MJ/m

Tablica 16

Lp.	Równenie regresji	Odchyžki standar- dewa	Wapół. korela- cji	Test Fishera
1	Re = $542.0 - 1509C_{ES} + 3425C_{ES}^2 - 24.7EC_{ES}$ + 37.1 C _{ES} B, MPa	18,0	0,94	76,0
2	$R_{m} = 547,2-12,8E-193,3C_{ES}+932,4C_{ES}^{2} + 3,1 E B, MPa$	13,2	0,95	93,8
3	KV ₂₀ ° _C = 0,90+4,27C _{ES} +2,06B - -0,005E ² - 5,05C _{ES} B, MJ/m ²	0,12	0,81	18,3
4	$KV_{-20}^{9}c = 0.015+0.67B-0.0218^{2}+$ +0.044EC _{ES} -0.028E B-0.75C _{ES} B, MJ/m ²	0,062	0,89	25,3
5	$KV_{-40} = 0,6+0,06E+2,1C_{ES}-0,75B - 0,0065E^2-0,3C_{ES}^2+0,04B^2-0,007EC_{ES} + 0,002EB - 2,4C_{ES}^2B$	0,07	0,81	23,1
6	δ ₊₂₀ = -0,18+0,708-0,108 ² -0,003EB- -0,55C _{ES} B, m	0,025	0,67	32,7
7	€-20 = 0,33+0.868-0,138 ² +0,017E C _{ES} -0,006E 8-0,72 C _{ES} 8	0,030	0,86	28,5
8	$\delta_{-40} = -0,47+0,006E-0,87C_{ES}+1,3B = 0,001E^{2}+4,2C_{ES}-0,0BB^{2}+0,02EC_{ES} = 0,005E B-2,7C_{ES} B$	0,02	0,88	13,9
9	T _{0,35} = 48,76-139,3C _{E8} -93,248 + 0,50E ² -8,76E C _{E8} +217,7C _{E8} B, ^o C	5,77	0,86	22,4
10	$T_{0,1} = 87,81-196,18+32,018^2 + 0,43E C_{E8}+131,7C_{E8} B, ^{\circ}C$	10,5	0,84	25,3

Równania regresji opisująca wpływ warunków spawania na własności mechaniczne



- 71
W badeniach wyznaczono warunki spawania ŁK zapewniająca udarność $KV_{+20} \ge 1.0 \text{ MJ/m}^2$, $KV_{-20} \ge 0.35 \text{ MJ/m}^2$ i $KV_{-20} \ge 0.5 \text{ MJ/m}^2$ oraz wartość COD: $\delta_{20} \ge 0.4 \text{ mm}$, $\delta_{-20} \ge 0.1 \text{ mm}$ i $\delta_{-20} \ge 0.2 \text{ mm}$. Te dodatkowe kryteria często występuję w wymaganiach towarzystw klasyfikacyjnych, dokonujących odbioru konstrukcji spawanych [148]. Obszary optymalnych warunków spawania przedstawiono na rys. 78. Wzrost wymagań wyraźnie zawęża zakres warrunków spawania gwarantujących wzrost własności plastycznych, do stoeowenia niakich energii spawania, niakomanganowych drutów i wysokozasadowych topników. Optymalne warunki wyznaczone przy założonych własnościach plastycznych mogą nie zapewnić odpowiednich własności wytrzymałościowych spoin. Stęd konieczność wprowadzenia dodatkowych ograniczeń wynikających z warunku zachowania wytrzymałości. Przy założeniu wymaganej wytrzymałości spoin ŁK R ≥ 520 MPa, ograniczenia warunków spawania do konieczności stosowania drutów o wartościach C $_{\rm ES} \ge 0.2$ i C $_{\rm ES} \ge 0.34$ odpowiednio dla energii E = 2 MJ/m i E = 8 MJ/m nanieeiono na rye. 78.

Wnioski z powyższych rozważań łącznie z wyznaczonymi równaniami regresji umożliwieją konstrukcję wykresów i diagramów (rys. 79), poaocnych w ustaleniu technologii spewanie ŁK bezpośrednio w przemyśle.Różnice pomiędzy warunkami epawania wynikającymi z ekstremua funkcji regreeji i obszarem warunków optymalnych wynikają z faktu, że równania regresji przedstawiające w przestrzeni powierzchnie stenowią wzory interpolacyjna,opisujące w sposób fenomenologiczny obiekt badań. Współczynnikom tych równań nie neleży przypisywać sensu fizycznego, a istotność funkcji regresji dowodzi tylko korelacji pomiędzy wielkościami wejściowymi układu – wielkościami wyjściowymi, tzn. pomiędzy warunkami spawania (E, C_{FS} i B) a własnościami plastycznymi spoin ŁK. Własności plastyczne spoin, rozumiena jako ich odporność na pękanie, są jednek wynikiem bezpośredniego oddziaływania wtrąceń oraz struktury pierwotnej i wtórnej, jako czynników wewnętrznych układu, stanowiącsgo spoinę. Interesującymi stają się zależności pomiędzy własnościami plastycznymi a czynnikami wewnętrznymi oraz optymalizacja tych czynników. Informacje te będące wynikasi badań metalograficznych stanowić mogą podstawę do uogólniań, dotyczących inicjowania i propagacji pękania w spoinach ŁK oraz do określenie obszar א optymalnego ww. czynników,zapew– niających maksymalne własności spoin ŁK.

6.4. Wtracenia niemetaliczne w spoinach

Przeprowadzono ocenę ilościowę i jakościowę wtrąceń niemetalicznych w spoinach złączy spawanych, podanych w tablicy 2. Oceny ilościowej dokonano w oparciu o wyniki uzyskane na polerowanych zgładach poprzecznych próbek spoin za pomocę urzędzenia QUANTIMET 720, natomiast oceny jakościowej dla wybranych przypadków dokonano w oparciu o analizę izolatów uzyskanych poprzez rozpuszczenie próbek w roztwerze bromu (5 ml/1 g) w octanie mety-

8446N	36 37 39	54555	30 28 30	NNNNN 54 GNH	16 17 19 20	112111	109876	41 (FIL) 4 FD	÷
Spe4N + uv420TT	SpG4N + TA St 1	5p4 + TA, St.1	SpG4 + TA.St.1	SpG4N + TU, st.2A	SDG4N + ESAB 10-91	SpG4N + UV 420	Sp(12] + TA_St_4	Spitt + TA, St. 6	Materiały dodatkowa
004 W N	001 UN	001.5 U N	004400	004UN		0040N	00 0 A 4 N	0 0 4 0 0	NO.
7197.3 4752.0 5444.3 3137.3	4263,1 3242,1 5003,9 3145,1 2605,4	4901,6 3096,3 2911,2 3467,3 2791,0	5267,3 4936,8 2929,4 3195,7 2384,5	1968,1 1415,7 675,5 948,9 613,0	3196,3 2848,2 2595,5 2473,7 3132,1	3501,6 3381,5 2411,4 2222,1 2498,0	889,5 713,2 935,5 873,6 1258,7	865,3 687,9 753,3 771,6 833,0	N _W £loáč wtrąceń na 1 ma ²
0,84 0,770 0,89	1,00 1,00 1,00 1,04	1,00 1,09 1,09 1,09 1,09	1,04 1,04	1 30 1 40 1 83 1 72 1 61	1,33 1,24 1,24 1,21 1,06	1,32 1,21 1,40 1,34 1,22	2,71 2,63 2,246 2,246 2,21	3,10 3,22 3,25 3,25	di ula koéd cu
11 11 11 11 11 11 11 11 11 11 11 11 11	15 15,6 13,8 17,1 17,1	13,9 17,7 16,0 18,2	13,7 19,4 20,2 20,2	4035404	17,6 18,9 18,4 18,4	16,6 16,2 19,2 21,7 20,3	284,6 34,6 34	336,23 4,92,36	L. drodn. adl. s. utroon.
0 20 0 27 0 24	0,43 0,28 0,57 0,34 0,35	0.212	0 0 0 0 0 42 0 36 29 6	0 29 0 28 16	0,43 0,43 0,41	0,53 0,53 0,38 0,41	0,67 0,52 0,53	0,56 0,56 0,56	vw.udzież powierzoh- ni wtrą-
8212 4602 5286 3981 5782	8532 6554 8395 4988 3728	8122 6894 6473 6592 4182	9669 13761 4550 6202 5363	5860 2521 581 1063 939	11259 5577 4864 4474 4414	7989 11835 7330 6202 7661	1874 1124 1721 2339 2176	2354 1715 1223 1881 2139	
1,690 1,655 1,610 1,610 1,499	1.510 1.433 1.434 1.446 1.340	1,379 1,454 1,415 1,338 1,184	1 298 1 394 1 280 1 189 1 312	1.422 1.472 1.205 1.182 1.153	1,229 1,399 1,443 1,443 1,355	1,463 1,474 1,474 1,380 1,378	1 063 1 030 1 068 1 068 1 068 1 160 0 835	1 189 0 926 1 144 1 144 1 190	N du tr
0,019 0,024 0,022 0,024 0,024	0,016 0,018 0,018 0,020 0,021	0,016 0,017 0,018 0,018 0,018	0,013	0,018 0,029 0,029 0,037	0,012 0,021 0,021 0,021 0,021	0,016 0,017 0,017 0,017 0,016	0,024 0,025 0,025 0,034 0,034	0,024 0,022 0,032 0,021 0,025	1=

Wyniki analizy wtręceń niemetelicznych

- 73 -

Tablics 17

Lp.	Materialy	E.	Sk	lidest = 3			
	dodatkowe	MJ/m	\$10 ₂	MnO	A1203	FeO	wtrąceń %
1	SpG1 + TA.St.6	2	39,21	46,98	2,63	8,47	0,243
2	SpG1 + TA.St.6	8	68,30	23,10	1,13	16,31	0,356
3	SpG2J + TA.St.4	2	60,05	28,81	9,42	8,04	0,105
4	SpG2J + TA.St.4	8	68,43	15,54	10,72	4,94	0,087
5	SpG4N + UV420	2	23,70	20,74	37,40	17,03	0,005
6	Sp64N + UV420	8	25,63	19,63	32,18	20,12	0,203
7	SpG4N + TA.St.1	2	32,38	38,09	13,57	16,19	0,143
8	SpG4N + TA.St.1	8	39,22	31,36	8,92	21,08	0,176
9	SpG4N + UV420TT	2	24,68	26,34	32,78	15,25	0,049
10	SpG4N + UV420TT	8	22,40	26,00	20,40	30,72	0,066

Wyniki analizy wtrąceń metodą izolatorów

Uwaga: W próbkach 7 i 8 stwierdzono ślady TiO₂, natomiast w próbkach 9±10 obecność śladów MgO.

74

Tablica 19

_		-					
Lp.	Materiały	E	S	kled chesica	Prawdopodobny typ		
	dodatkowe	MJ/m	Al	Mn	S1	Fe	wtrąceń
1	SpG1 + TA.St.6	2	-	21,00	8,80	6,52	(FeMn)SiO ₃
2	SpG1 + TA.St.6	8	5-105	42,51	48,90	3,62	(FeMn)510 ₃
3	SpG2J + TA.St.4	2		2,64	1,53	67,51	(FeMn)5103
4	SpG2J + TA.St.4	8	0,06	7,80	-	65,60	(FeMn)0 . Al ₂ 03
5	SpG4N + UV420	2	2,50	1,10	-	62,53	(FeMn)0 . Al ₂ 0 ₃
6	SpG4N + UV420	8	1,75	0,62	0,03	63,40	Fe0 . Al2 ⁰ 3 + + MnS103
7	SpG4N + TA.St.1	2	0,04	19,68	24,65	6,60	Fe0. Al ₂ 0 ₃ + + MnS10 ₃
8	SpG4N + TA.St.1	8	2,83	2,10	- 20	63,71	(FeMn)0. Al ₂ 03
9	SpG4N + UV420TT	2	3,50	46,80	4,21	36,42	Fe0 • A1203 + + MnS103
10	SpG4N + UV420TT	8	1,64	8,86	3,10	78,60	Fe0 . Al203 + + MnS103

Uwaga: Nia stwierdzono obecności Ca, Mg i Ti. Składy podano po korelacji wg: 🖏 – corection – III iteration. - 75 -

Odchylenie Wapółcz. Test. F Lp. Równania regresji standard. korelacii dla f. w.wymiar. regreeji $V_{W} = 1,46 - 4,75 C_{ES} + 5,69 C_{ES}^{2} - 0,015 E B$ 1 0,09 0,84 33,8 d = 10,8-1,6C_E-14,88-55C_E+0,228²+0,07EB+36C_E B 2 0.20 0.96 96.5 L = $112,9+0,6E+95,6C_{FS}-180,6B-0,2E^2-874,7C_{FS}^2+1,9C^2+5,3EC_{FS}+1,9C^2+1,$ 3 5,42 7,9 0,82 0,17EB + 445,1 B C d₀ = 2,23 + 1,27E - 0,023E - 1,60 E C_{ES} - 0,026 E B 4 0,42 0.94 86.2 8 = 3,7 = 27,01 C_{FS} + 52,33 C_{FS}^2 = 0,28 E C_{FS} +0,72 C_{FS} B 5 0,26 0,86 41.4 $PF = -37,7+6,4E+241C_{FS}+93,48-0,3E^{2}+3,8C_{EC}^{2}+8,9B^{2} =$ 6 2,53 0,97 70.7 3,6E C_{FS} - 0,2EB - 350 C_{FS}B AF = 170,4-9,9E-284,3C_{FS}-189,5B+0,4E²-450,4C_{FS}² 7 3,81 0.97 75.0 16,98²+10,1 E C_{FS} - 0,7 EB + 702,2 C_{FS} B

Równanie regresji opisujące wpływ warunków spawania ŁK na zawartość wtrąceń i strukturę spoin

- 76 -

Tablica 20



Rys. 80. Wpływ ogólnej zewartości wtrąceń V na własności plastyczne spoin









- 77 -



Rys. 83. Wpływ warunków spewania na zawartość wtrąceń w spoinach



Rys. 84. Wpływ werunków spawanie na średnię wielkość wtrąceń d w spoinach



Rys. 85. Wpływ warunków spawania na odległość między wtręceniami

lu (15 ml/1 g) oraz mikroanalizę wtrąceń za pomocą mikrosondy JEOL JXA-3A. Wyniki analizy ilościowej wtrąceń niemetalicznych podano w tablicy 17. Wepółczynniki opisujące rozkład wtrąceń wyznaczono przy pomocy minikomputera EMC WANG 2200B. Analize jakościowa wtrąceń zastawiono w tablicy 18 i 19. Wyniki podana w tablicy 18 wykorzystano, do wyznaczenia równań regreeji opisujących związki pomiędzy czynnikami zewnętrznymi i wewnętrznymi układu przedatawionego na rys. 71. Równania zestawiono w tablicy 20. Równanie własności plastycznych i wielkości charakteryzujących rozkład wtrąceń niemetalicznych pozwoliło na uzyskania zależności przedetawionych na rys. 80-82. Z zależności tych wynika duży wpływ wtrąceń niemetalicznych na własności plastyczne spoin. Zmniejszenie ogólnej ilości wtrąceń oraz zeniejszenie ich wielkości powoduje wzrost tych własności,tzn.układ drobnych wtrąceń w epoinie jest znacznie korzystniejszy w porównaniu do układu wtrąceń większych. Ilość, wielkość i rozkład wtrąceń jest funkcją wsrunków spawania (rys. 82-85). Zaniejszenie ilości wtrąceń naatępuje ze wzrostem energii spawania E, wielkości C_{FS} i zasadowości topników B. Jest to wynikiem korzyetnych warunków reakcji metalurgicznych odtleniania, a w



Rye. 86. Zależność pomiędzy zawartością wtrąceń V_W a zawartościę tlanu w apoinie

ezczególności przedłużenie czasu reskcji oraz zmniejszenia ogólnej ilości tlenu w spoinie.Warunki spawania decyduje również o wielkości wtraceń i ich rozkładzie. Średnia wielkość wtrąceń d_ rośnie ze zwiękezeniem energii epawania 1 zaniejszaniem współczynnika zasadowości. Podobnie średnie odległości między wtrąceniami L rosną ze wzrostem energii E, wielkości C_{co} i zaniejszeniem eię zasadowości topników B. Wyniki zestawione w tablicy 17 i 18 wskazują na korelację ogólnej zawartości wtrąceń V z zawartością tlenu w spoinsch (rys. 86). Świadczy to o tym, że więkazość wtraceń niemetalicznych w apoinach

ŁK występuje w postaci tlenków. Potwierdza to analiza jakościowa wtrąceń. W większości przypadków spotykane wtrącenia stanowiły układy złożonych tlenków (rys. 87), natomiast znacznie rzadziej spotyka się układy tlenkosiarczków. Skład chamiczny wtrąceń w dużym atopniu zależy od rodzaju zastosowanego topnika, co oznacza, że w miarę wzrostu zawartości SiO₂ w topniku rośnie ilość SiO₂ we wtrąceniach, podobnie zmienia się również zawartość Al₂O₃ i MnO (tablica 20). Nie stwierdzono w badanych wtrąceniach niemetalicznych tlenków MgO i CaO, mimo dużej zawartości tych tlenków w top-



niku. Obserwowane wtrącenie etanowią głównie złożone tlenki typu: (Fe.Mn).Si0_z, (Fe.Mn).Al₂0₄, MnSi0_z lub FeSi0_z.

Rys. 87. Przykład wtrącenie przedstawiejącego układ złożonych tlenków (UV420TT, SpG4N, 4 MJ/m)

Rozkład wtrąceń w epoinach jest zwykle rozkładem logarytmiczno-normalnya. Taki rozkład był wykorzystany do wyznaczenia średniej wielkości wtrąceń a_ oraz ich zawartości V_ (tablica 17).

Do opisu wtrąceń wykorzystano również rozkład wykładniczy N(d_) = $\lambda_s \exp - \lambda_s d_s$, stanowiący rozkład kosulacyjny. Stosunek stałych λ_s/λ_s reprezentuje odległość siędzy wtrąceniami a mielkość 🛝 sumerycznę liczbę wtrąceń [79], Na rys. 82 przedatawiono zależność własności plastycznych od odległości siędzy wtrąceniami wyznaczoną w oparciu o analizę regresji. Uzyskane równania, a w azczególności współczynniki korelacji świadczą o dużym rozrzucie ryników i meżej etetystycznej zgodności. Takie stwierdzenie są sprzeczne z ogólnie przyjętymi poględmmi, opisanymi w pkt.2.2. Wydaje się, że "ozbieżność wynika z różnego oddziaływania drobnych wtrąceń o érednicy d_ < 1,0 μ m o wzejemnych o ległościmch L ~ 15 μ m, których obecność jest korzystna, głównie ze wzg. du na możliwość umocnienia ferrytu, w przeciwieństwie do dużych wtrąceń d> 1.0 μ m, odgrywających zarodków pustek i mikropęknięć. W tym przypadku odporność na pękanie rośnie proporcjonalnie wraz za wzrostam odległości między wtrąceniasi.Jednoznaczny pozostaje jednek ujemny wpływ ogólnej zewertości wtrąceń.

6.5. Ocena struktury pierwetnej spein

Jako miernik struktury pierwotnej spoin ŁK przyjęto odległość między kryształami pierwotnymi d_n, ujawnionymi poprzez słabe wytrawione obszary



Rys. 88. Struktura pierwotna stopiwa, traw. Oberhoffer., SPG4N + + UV420TT, 8 MJ/m

 $d_{D} = \frac{d_{D_1} + \cdots + d_{D_n}}{d_{D_n}}$

spein w miejscach eegregacji fosforu w procesie krystalizacji (rve. 88). Ilościowe wyniki jako średnie wielkości z 10 pomiarów zestawiono w tablicy 21. Zależność wielkoéci d_n jako funkcji warunków spawania w postaci równania regresji podano w tablicy 22 i przedetawiono na rva. 89. Analiza tych zależności przy założeniu, że odległości między kryształami charakteryzują wielkość dendrytów pozwala na stwierdzenie, że wielkość dendrytów w dużym stopniu zależy od składu chemicznego etopiwa C_{FS} i energii epawania E, natomiast praktycznie nie zeleży od współczynnika zasadowości B.







Rys. 90. Wpływ odległości międzydendrytycznych na własności plastyczne spoin - 82 -

Teblice 21

Lp.	Matariely dodatkowe	/ E MJ/s	Odległ. eiędzy- dendryt.	Udzieży ekżedników, %					Twerdość ^{HV} 100	
				F.przed- eutekt. PF	Skł. leme- lerny AC	F. ig- leety AF	Per- lit FC	S = AF PF+AC	HVPF	HVAF
12345	SpG1 + TA.5t.6	2 3 4 6 8	40,0 47,0 50,0 71,4 90,0	45 45 51 57 59	22 20 20 15 15	33 35 22 18 11	- 7 10 15	0,49 0,54 0,28 0,25 0,15	135 135 128 128 122	160 156 156 151 151
6 7 8 9 10	SpG2J + TA.St.4	2 3 4 6 8	38.4 41,7 52,6 62,5 71,4	46 44 51 60 64	16 17 12 10 10	38 39 19 17 11	- 8 13 15	0,61 0,64 0,30 0,24 0,15	151 151 135 135 128	170 160 160 160 151
11 12 13 14 15	SpG4N + UV 420 :	2 3 4 6 8	35,7 38,4 41,6 47,6 55,5	41 43 45 52 53	16 21 24 20 22	43 36 31 28 25	01111	0,75 0,56 0,45 0,39 0,33	160 160 151 151 143	193 161 181 181 170
16 17 18 19 20	SpG4N + ESA8 10-91	2 3 4 6 8	38,4 45,4 47,6 52,6 62,5	36 39 46 52 54	21 22 25 14 10	43 39 29 34 28		0,75 0,64 0,41 0,52 0,44	160 151 143 143 135	181 181 161 170 170
21 22 23 24 25	SpG4N + TU.31.2A	2 3 4 6 8	30,3 37,0 41,6 50,0 58,8	38 42 45 51 53	11 16 16 15 11	51 42 39 35 30		1,04 0,72 0,64 0,54 0,47	160 150 151 143 143	193 181 181 170 160
26 27 28 29 30	SpC4 + TA.St.1	23468	41,6 45,4 55,5 58,8 62,5	31 42 38 40 45	10 11 12 10 10	59 47 50 47 35	- - - 3 10	1,44 0,89 1,00 0,70 0,64	151 160 143 135 128	181 170 170 160 160
31 32 33 34 35	Sp4 TA.St.1	23468	21,7 34,4 37,0 41,0 47,6	21 25 25 33 29	6 5 8 7 8	73 70 67 60 63	1111	2,71 2,33 2,03 1,50 1,70	181 170 160 160 151	221 206 193 193 181
36 37 38 39 40	SpG4N + TA.St.1	2 3 4 6 8	33.3 41.7 47,6 52,6 58,8	34 36 48 45 46	13 14 18 19 16	53 50 44 36 34	1114	1,13 1,00 0,78 0,53 0,57	151 143 135 128 128	181 170 170 160 160
41 42 43 44 45	SpG4N + UV420TT	2 3 4 6 8	31,2 37,0 45,4 47,6 52,6	28 29 33 38 40	8 12 11 17 13	64 59 56 45 41	6	1,77 1,44 1,27 0,82 0,77	160 151 151 143 135	181 170 181 170 170

Wyuzri enelizy ilościowej etruktury pierwotnej i wtórnej spoin

Uwega: W próbkech 31-35 nie obserwoweno struktur mertenzytycznych przy pomocy sikroskopu optycznego, siec stwierdzenie ich obserości przy obserwacji ne mikroskopie slektronowym.

Tablica 22

Lp.	Równania regresji	Odch. atard.	Wapół korelac.	Test Fishera
1	$KV_{20} = -0,11-0,77V_{W}+0,27d_{D}+1,9S-0,41V_{W}^{2}-3,67d_{D}^{2}-0,4S^{2}+0,26V_{W}d_{D} -0,45V_{W}S-0,20d_{D} S$	0,13	0,82	8,1
2	$KV_{-20} = -1,93+0,34V_{W}+0,52d_{D}+2,528$ +4,3V_{W}^{2}-3,88d_{D}^{2}-0,438^{2}+4,29V_{W}d_{D}^{2} - - 0,86V_{W}S = 0,26d_{D}S	0,08	0,85	10,5
3	$KV_{-40} = -0,22-1,24V_{W}+0,26d_{D}+0,48-$ -7,91V_{W}^2-3,3d_{D}^2-0,138^2+0,23V_{W} d_{D} +0,48V_{W} S-7,42d_{D} S	0,08	0,67	7,9
4	$T_{0,35} = 111,3+25,1V_{W}-35,3d_{D}-140,88+$ 17,0V_{W}^{2}+3,3d_{D}^{2}+28,88^{2}-12,3V_{W} d_{D} +21,2V_{W}^{S+14,5d_{D}S}	6,33	0,83	8,8
5	$\vartheta_{20} = 0, \Im_{1-1}, \Im_{0} \nabla_{W} + 0, \Im_{0} + 0, \Im_{0} + 0, \Im_{0} + 0, \Im_{0} + 2, \Im_{0} - 0, \Im_{0} + 2, \Im_{0} + 2, \Im_{0} - 0, \Im_{0} + 2, \Im_{0$	0,03	0,88	13,8
6	$d_{20} = -0.81 - 0.63V_W + 0.29d_D + 0.82S + +0.36V_W^2 - 2.31d_D^2 - 0.17S^2 + 4.70V_W d_D^+ + 0.10V_W S - 9.59d_D S$	0,04	0,79	6,7
7	$d_{-40} = -0.62 - 0.26V_{W} + 0.19d_{D} + 0.62S + 0.23V_{W}^2 - 0.014d_{D}^2 - 0.12S^2 + 0.017V_{W} d_{D} + 0.001V_{W} S - 0.066d_{D} S$	0,03	0,73	4,6
8	$T_{0,1} = 247,4+362,4V_{W}-99,8d_{D}-242,1S205,9V_{W}^{2}+8,5d_{D}^{2}+51,3S^{2}-25,1V_{W} d_{D}67,3V_{W} S + 29,6d_{D} S$	12,0	0,82	8,1

Równania regresji opisujące wpływ czynników wewnętrznych (V_W, d_D, S) na własności plastyczne Obserwuje się wzrost odległości międzydendrytycznych wraz za wzrostem energii spawania i zmniejszaniem się zawertości Mn w stopiwie. Porównanie wielkości w tablicy 6 z odległościami międzydendrytycznymi wskazuje na wpływ odległości d_D na własności plastyczne spoin (rys. 90). Ten ujemny wpływ soże wynikać z obecności ferrytu przedeutektoidalnego na pierwotnych granicach austenitu oraz z segregacji wtrąceń niemetalicznych. Zjawiska te mogę decydować o rozprzestrzenieniu się pęknięcia.

6.6. Ocena atruktury wtórnej apoin

Dokonano ilościowej i jakościowej oceny atruktur wtórnych badanych apein. Wyniki zestawiono w tablicy 12. Ocenę ilościową atruktury uzupeżniono oceną jakościową za posocą analizy replik i folii na mikreskopia elektronowym oraz zgładów na eikroskopie akaningowya. Wyniki ilościowe przedstawiono w postaci równań regresji w tablicy 20 oraz na rys. 91.



Rya. 91. Wpływ warunków spawanie na wielkość wskaźnika S = AF/PF+AC reprezentującego strukturę wtórne epoin

Badane etruktury były w większości przypadków etrukturami ferrytycznymi, a mienowicie obserwowano ferryt przedeutektoidalny PF, składnik lemelerny AC, zwany często ferrytem bocznopłytkowym oraz ferryt iglasty AF. W strukturze obserwowano również niewielkie ilości perlitu, w ezczególności przy dużych energiach spawanie i mniejszych zawartościach Mn w spoinie lub martenzytu przy niekich energiach i dużych zawartościach Mn. Do ilościowej analizy atruktury wykorzystano wskażnik S, reprezentujący podetawowe udzieły postaci ferrytu:

(8).

- 84 -

Stwierdzono duży wpływ warunków spawania na strukturę spoin (rys. 92). Wzrost energii spawania i zmniejszanie się zawartości Mn (maleje C_{ES}) powoduje wzrost zawartości ferrytu przedeutektoidalnego i zmniejszanie się udziału ferrytu iglastego (rys. 92), przy czym warunki spawania znacznie



Rys. 92. Wpływ warunków apawania na udziały podstawowych postaci ferrytu: przedeutektoidalnego PF i iglastego AF

mniej wpływają na udzieł ekładnika lamelarnego w strukturze.Badania jakościowe struktury pozwalają na stwierdzenie:

- ferryt przedeutektoidalny jest ferrytem bezwęglikowym (rys. 93,94,95), Występuje on często ne granicach pierwotnych (rys. 93) wyznaczajęc granica i wielkość zierna austenitu. Przy wyższych energiach obserwuje się również ferryt nie zwięzeny z granicami pierwotnymi zwany ferrytem poligonalnym,
- składnik lamelarny etanowi układ prawie równoległych płytek ferrytu (rys. 96) o różnej gęstości dyslokacji. Widoczne sę wydzielenie węglików pomiędzy płytkami ferrytu (rys. 97), ale obserwoweno również wydzielenie węglików wewnątrz płytek, typowe dla bainitu (rys. 98),
- ferryt iglasty w postaci płytek (rys. 99) o różnej gęstości dyslokacji, z nierównomiernie rozłożonymi węglikami (rys. 100 i 101).

Wydaje eię, że dwa ostatnie typy ferrytu są postaciami ferrytu bainitycznego, powstającego w efekcie ograniczenie dyfuzji węgla w procesie chłodzenie epoiny. Wydzielenie perlitu maję postać tzw. perlitu drobnopłytkowego (rye. 102). W etrukturze epoin występuje lokalnie martenzyt liatwowy (rys. 103), niekiedy częściowo zbliźnieczony (rye. 104).Poszczególne postacie ferrytu wpływają wyraźnie na własności plastyczna spoin. Zauważe eię korzystne oddzieływanie obecności ferrytu iglastego 1 zerszem niekorzystną rolę ferrytu przedeutektoidalnego (rye. 105). Ferryt lamelarny oddzieływa również niekorzystnie, przy czym w badenych spoinach jego role jest niewielka ze względu na mały jego udzieł.



Rys. 93. Spoins SpGi+TASt1. 8 MJ/m. Ferryt przedeutektoidalny i perlit. Traw. nitel. pow. 360x



Rys. 94. Spoins SpG4N+UV420, 6 MJ/m. Bezwęglikowy ferryt przedeutektoidalny. Repl. węglowa

pow. 9000x



Rys. 95. Spoins SpG4+TASti, 6 MD/m. Bezwęglikowy ferryt o różnej gęstości dyslokacji, cienka folia

pow. 10000x



Rys. 96. Spoins SpG4N + ESAB 10-91. Ferryt lamelarny

strend the acceptation

traw. nital,

pow. 250x



Rys. 97. Spcina SpG4N+UV420,4 MJ/m, Ferryt ismelarny z wydzieleniami węglików pomiędzy płytkami ferrytu. Cienka folia

pow. 10000x



Rys. 98. Spoins SpG4N+UV420,4 MJ/m, Ferryt lamelarny z wydzieleniami cewiantytu wewnątrz płytek ferrytu. Cienka folia

pow. 10000x



Rys. 99. Spoins Sp4+TASt1, 3 MJ/m. 3 MJ/m. Ferryt iglasty Traw. nital, pow. 250x



Rye. 100. Spoins SpG4N+UV420,6 MJm. Ferryt iglesty. Repl.wegl. pow. 9000x



Rys. 101. Spoine SpG4N + UV42OTT, 4 MJ/m. Ferryt iglesty o różnej gęstości dyslokacji i z wydzieleniemi faz ne granicach. Cienka folie pow. 10000x



Rys. 102. Spoins SpG4N+UV420,6MJ/m. Perli drobnopłytkowy. Repl. węgl. pow. 16000x





pow. 21000x



Rys. 104. Spoins Sp4+TA.St.1,2 MJ/m. Martenzyt listowy, częściowo zbliźniaczony. Folis

pow. 21000x



Rys. 105. Wpływ zawartości ferrytu przedeutektoidelnego PF i iglestego AF na własności plastyczne spoin ŁK



Rys. 106. Wpływ wskaźnika S = AF/PF + AC na własności plastyczne spoin

Na rys. 106 przedstawiono wpływ wskaźnika S na własności plastyczne badanych spoin. Wzrost wielkości S powoduje poprawę własności plastycznych w całym zakresie warunków badania. Wskazuje to na dużą rolę struktury ferrytu w inicjowaniu i rozprzestrzenianiu się pęknięć, w całym zakresie temperatur przejścia w sten kruchości.

6.7. Analiza możliwości optymalizacji struktury i wtraceń w spoinie

Przeprowadzono optymalizację struktury i wtrąceń jako czynników wewnętrznych, zapewniających maksymalne własności plastyczne spoin ŁK. Wykorzyatano wyznaczone równania regreeji (tablica 14), przy czym obszar adekwatności atanowiła tym razem macierz zmiennych V_w , d_D , S, będąca wynikiem zaetosowanych warunków spawania ŁK. Równania regreeji wykorzystano, również jako funkcję kryterialną, a warunek optymalizacji stanowiło m.in.maksimum tej funkcji wyznaczone poprzez różniczkowanie równań regreeji. Określone maksima leżsły poza obszarem adekwatności, dlatego wyznaczono obszary czyn-



Rys. 107. Obezary wielkości V_w, d_D i S zapewniające założone wielkości udarności





Rys. 109. Obszery wielkości V_w , d_D i S zepewniejące zełożone temperetury przejścia w sten kruchości

- 90 -

ników wewnętrznych zapewniająca uzyskanie założonych własności plastycznych. Założono własności najczęściej wykorzystywana przez towarzystwe kwolifikecyjne, jako kryteria przy odbiorze konstrukcji epawenych, a mianowicie $KV_{20} \ge 1 \text{ MJ/m}^2$, $KV_{-20} \ge 0.35 \text{ MJ/m}^2$ 1 $KV_{-20} \ge 0.5 \text{ MJ/m}^2$ orez $\delta_{+20} \ge 0.2$ ms, $\delta_{-20} \ge 0.1$ i $\delta_{-20} \ge 0.2$ ms. Wyznaczone obszary optymalizowanych wielkości przedstawiono na rys. 107–109. Z obezarów tych wynika stwierdzenie, że w celu zepewnienie makeyselnych własności plastycznych należy dężyć do uzyekenie epoin ŁK zawierejących małe ilości wtrąceń niemetalicznych, drobnoziarnistą etrukturę pierwotną orez dużą zewertość ferrytu iglastego w etrukturze wtórnej. Wzrost wymagań powoduje zawężenie możliwych kombinacji V, d_n i S zmpewniających założone wielkości. Wyraźnie jest to widoczne przy analizie własności plastycznych wyznaczonych próbą COD. Można doszukiwać się wyjeśnienia tego faktu w astodyce przeprowadzenie prób udarności i COD. W próbie COD bada się moment zapoczętkowania pęknięcia, natomiast w próbie uderności analizuje się całkowitę energię zniezczenia próbki. W przypadku tya hamowanie rozprzestrzeniającego się pęknięcia przez wtręcenia wskutek zalany frontu pękania jest bardziej prawdopodobne, szczególnie przy pąkaniu plastycznym. Ogólnie związki, przedetawione na rys. 107-109, sugerują duży wpływ struktury pierwotnej 1 wtórnej oraz wtrąceń niemetalicznych na procee pękenie epoin ŁK.

7. ANALIZA WYNIKÓW

Badania na modelach z tworzyw sztucznych potraktowano jako badania wstępne. Analizowano modele posiadająca główną ezczelinę inicjujaca oraz wtrącenia jako obcą fazę, względnie mikropęknięcie jako efekt pękanie względnie dekohezji wtrąceń w osnowie. Stwierdzono, że obecność zarówno szczeliny jak i wtręceń powoduje występowanie epiętrzenie naprężeń, przy czym spiętrzenie w pobliżu szczeliny głównej jest znacznie większe od spiętrzenie w pobliżu mikroszczelin oraz wtręceń (rys. 20–23). Koncentracja naprężeń powoduje lokalne odkaztałcenia, a w przypadku wielkości krytycznej następuje rozwój pęknięcia prowadzęc do relaksacji naprężeń. Daleze obciążenie powoduje zniezczenie próbki. Obecność wtręceń aoże częściowo hamować rozprzestrzenianie się pęknięcia w przypadku, kiedy przyroet energii sprężystej nie zabezpiecza wzrostu pęknięcia (rys. 29),co ma miejscs w materialsch kompozytowych przy udziałe obcej fazy przekraczającym 4%. Analiza wytrzymałości i przebiegu pękania układów niejednorodnych dwufazowych i z wtrąceniami wskazuje na znaczenie udziałów poszczególnych faz na ścieżke pękania (rys. 31) oraz na ujemnę rolę wtręceń w pękaniu tworzyw plastycznych (rys. 26, 27). Mikropęknięcia w otoczeniu wtręceń niemetalicznych zarodkuje w silnie odkeztałconych plastycznie obszarach i wyznaczają krytycznę ścieżkę pękania (rys. 30). W tworzywach kruchych ich rola jest wyraźnie mniejsza (rys. 30a). Podziału na tworzywa plastyczna i kruche dokonano w oparciu o wielkość odkaztałcania plastycznego poprzedzajęcego pękanie. Podobnie w rozważaniach inżynierskich można wykorzystać to kryterium do podziału na pękanie plastyczne i kruche epoin jako przypadki typowe, odpowiednio do zniszczenia w górnym i dolnym zakresie kruchości. Dla pękania plastycznego typowe są przeżomy cięgliwe (rys.41),natomiast dla pękania kruchego przełomy łupliwe (rys. 42). Przełosy mieszana występują przy zniezczeniu w zakresie przejścia w stan kruchości (rys.70). Analizujęc proces zniezczenie stopów modelowych ormz spoin stwierdzono,że proces ten jest procesem dyskretnym, składzjącym się z kolejnych stapów pękania elementarnego (rys. 40,45,65,69). Procee ten nestepuje począwszy od końca szczeliny głównej w obszarach odkeztełconych plastycznie wekutek dużej koncentracji naprężeń, zbliżonych do płaszczyzny największych naprężeń norsalnych. Elementarne pękanie ekłada się z procesu inicjowania sikroszczeliny i łączenia się sikroszczelin w procesie propagacji. Jeko mikroszczeliny mogę występować w epoinach aikropustki, zarodkujące na wtrą~ ceniach niemetalicznych (rya. 40) lub mikropęknięcia rozdzielcze w atrukturze (rys. 61, 62). Inicjowanie mikropęknięć następuje w płaszczyznach

Łupliwości korzystnie usytuowanych w stosunku do szczeliny głównej, zwykle w pobliżu granicy pomiędzy obszarem odkeztażconym plmetycznie i sprężyście. W miejscu tys acgę zarodkować również aikropustki na wtrąceniach niemetalicznych. Wspomina o tys często Knott w swoich pracach [75,95]. W badaniach dotyczących kinetyki pękania [151] stwierdzeno, że inicjowanie mikropęknięć odbywa się z bardzo dużę szybkością, natomiast ich żączenie nestępuje znacznie wolniej. Werunkiem delszego pękanim jest doprowadzenie energii z zewnętrz, oczywiście z wyjętkiem przypadków pękania kruchego, apełniejęcych warunek Griffithe, kiedy przyrost energii sprężystej powoduje delszy rozwój pęknięcia.

Powyżeze uwagi ogólna odnoszą się do zniazczenia epoin ŁK w całym zakresie kruchości. Analizujęc rolę wtręceń niemetalicznych 1 struktury epoin w procesie zniezczenie w górnym zakresie kruchości stwierdzono, że pękanie plastyczne następuje poprzez tworzenie się mikropustek w efekcie dekohezji na powierzchni międzyfazowej wtręcenia - osnowa (rys.40) i wzrost mikropustek wekutek dyfuzji po granicach ziern [65] w czasie odkeztałcenie plastycznego. Wzrost ten może być ograniczony utrate podatności matalu do dalazego odkaztełcenie plastycznego. Nestępuje wtedy pokanie w płaazczyznach poślizgu (rys. 49, 60). Mejęc ne uwadze fekt, że epoine nie etanowi ideelnego ukłedu: wtręcenie - jednorodne cenowa, tylko składa się w uproszczeniu z ferrytu przedeutektoidelnego o niższej wytrzymałości ferrytu iglastego o wytrzymełości wyższej oraz wtręceń rozmieszczonych w pobliżu granic kryształów w efekcie segregacji (rys. 34), utrata zdelności do umacniania występować będzie w ferrycie przedeutektoidalnym. Stęd tendencja do pekania wzdłuż granic pierwotnych ziarn auatenitu, gdzie między wtreceniazi se mniejeze odległości oraz duże ilości ferrytu przedeutektoidalnego (rye. 45, 46, 60, 67). W delnys zekreeie krucheści proces zniezczenia rozpoczyna się również w pobliżu końca szczeliny głównej w obazarze niewielkiej etrafy lokalnego odkaztažesnie (strefa przedpęknięsia [95], przeprężenia [66]). W tym obszerze wskutek makaymelnych neprężeń normelnych powstaje mikropeknięcie rozdzielcze zlokalizowane przypadkowo w strukturze (rys. 61, 62). De interpretecji zarodkowanie mikropęknięć acżna wykorzystać modele dyslokacyjne spiętrzenie dyslokacji w pobliżu grenicy ziern lub obecności wtręceń czy wydzieleń [45]. Pęknięcie rozprzestrzenie się w obszerze leżęcym w pobliżu płeszczyzny makaymalnych nepreżeń noraslnych przez kumulecje mikropeknieć usytuowanych korzystnie w stosunku do płaszczyzn łupliweści. Proses ten często nestępuje w obezerze ferrytu przedeutektoidalnego (rys. 66), którego duże ziarno o małej gęstości dófektów, pozbawione eubziarn zapewnie znacznie dłużezę "krytycznę ścieżke pekania" w porównaniu do płytkowej aorfologii innych postaci ferrytu. W zakresie przejściowym wymienione mechanizmy nakżadaję się na siebie. W zależneści od warunków zniezczenia spoiny, pewetejęce przed frontem pękania mikropęknięcia typu rozdzielczego żęczę aię w sposób plastyczny w efekcie dekohezji paam poślizgu (rye. 59, 60), często przy udziele



Rys. 110. Model zniezczenia spoiny ŁK a) zeleżności teoretyczne, b) zerodkowania pustek i mikroszczelin, c i d) rozprzestrzenianie się pęknięć, e) przełomy spoin

wtrąceń niemetalicznych jako inicjatorów pustak. W miarę obniżania temperatury próby, wzrost naprężeń stycznych niezbędnych do poślizgu zmniejeza wielkość strefy odkaztałcania plastycznego i stwarza warunki do łęczenie się mikropęknięć w sposób łupliwy (rys. 66). Powyższe rozważanie pozwalaję na przedstawienie modelu pękania spoiny ŁK (rys. 110). Zniszczenia spoiny typowo transkrystaliczne (rys. 110c) ma miejsce w przypadku małego udziału ferrytu przedeutektoidalnego, mniejszego od pewnej wartości granicznej. Wartość tę z pewnym przybliżeniem można wyznaczyć ze wzoru (6).





Przy założeniu, że wytrzymałość ^G_{PF} 1 ^G_{AF} jest proporcjonalna do mikrotwardości tych odmian ferrytu, graniczny udział ferrytu przedeutektoidalnego waha aię w granicach 10 do 20%.

Porównania wyników w tablicy 14 1 21 pozwala na opracowanie wykresu przedstawionago na rys. 111, z którego wynika, że w rzeczywistych spoinach ŁK graniczny udział ferrytu przedeutektoidalnego waha się w granicach 35-45%. Poniżej wartości 35% PF o wytrzymałości apoiny decyduje fer-

ryt iglasty, natomiast powyżej 45% ferryt przedeutektoidalny, wskazuje to na duże prawdopodobieństwo rozprzestrzeniania się pęknięć w obszarze ferrytu przedeutektoidalnego zgodnie ze schematem na rys. 110d.Przypadek ten jest niekorzystny i powoduje wyrażne obniżenie własności plastycznych spoin ŁK. Do opisu kryteriów pękania podanych na rys. 110 wykorzystano wzory i rozważania podane głównie w pracach "[95, 152].

Do optymalizacji warunków spawenia oraz atruktury i wtrąceń w spoinach ŁK wykorzystano równania regresji odracowane na podstewie wyników zamieezczonych w tablicy 14, 15, 17 i 21.

Równania w tablicy 16 posiadają wysokie wartości teetu Snedecora Fishere, które znacznie przewyższają Wartości krytyczne teetu F(0,95, 9,35)= = 2,25. Dowodzi to poprawności doboru obazaru badań oraz prawidłowości programowania planów poszczególnych eksperymentów. Równania te jako hiperpowierzchnie II stopnia posiadają punkty sketremalne. Punkty te posiadają jednak tylko sene teoretyczny, gdyż w praktyce przemysłowej warunki spawania odpowiadające tym punktom są nierealne. Znacznie większe znaczenie praktyczne mają obszary warunków spawania gwarantujące założone własności plastyczne (rys. 78). Mogą one być pomocne w opracowaniu technologii spawanie ŁK w postaci np. wykresów (rys.79), pozwalających na dobór paramstrów spawanie i materiałów dodatkowych przy założonych wymaganiach uderności spoin. Wzrost wymagań w dużym stopniu zawęża obszar optymalnych warunków, szczególnie w przypadku spawania większymi energiami. Jest to widoczne bardzo wyreźnie na rys. 112, który łą-



Rys. 112. Obszar warunków spawania ŁK zapewniających założone – własności spoin

czy jednocześnie wymaganie odnośnie temperatury przejścia oraz wytrzymałości spoiny. Warunki optymalna zapewniejące nejwyższe własności plastyczne spoin grupuję się na skraju badanej macierzy zmiennych dężęc w kierunku niekich energii spawanie i wysokich wepółczynników zasadowości a wymaganie wytrzymałościowe prowadzą do podwyżezenie wielkości równoważnike C_{ES}. W badaniach wzrost wielkości C_{ES} związany jest przede wszystkim ze wzrostem zewartości Mn w spoinie (tablica 13). Własności plastyczne wyraźnie maleją wraz ze wzrostem ogólnej zewartości wtrąceń V_w , wzrostem wielkości kryształów pierwotnych d_D i zm. sjszaniem się wskaźnika S, tzw. wzrostem udziału ferrytu przedeutektoidelnego i epadkiem ilości ferrytu iglastego (rys. 80, 90, 106).

W przypadku wtrąceń, zależność ta jest jednak bardziej złożona. Niejednoznaczny jest wpływ odległości między wtrąceniami L (rys.82).Stwierdzono, że istnieje pewien punkt ekstremalny w zależnościach własności plastycznych od odległości L. W obszarach małych L(L $\leq 20~\mu$ m) nie spełniona jest ogólnie przyjmowana prawidłowość K $_{\rm C} \simeq \sqrt{2E\,G\,L}$. Wartościom tym odpowiadają drobne wtrącenia o średnicy d_W $\leq 1~\mu$ m, które są typowe dla spoln ŁK wykonanych topnikami zasadowymi (tablica 17). Drobne wtrącenia hemuję rozrost kryształów pierwotnych (rys. 89c) oraz sprzyjają zarodkowaniu ferrytu iglastego (tablica 17 i 21). Obecność wtrąceń typu Fe-O-Al względnie Fe-O-Ca obniża wielkość krytycznego przechłodzenia reakcji: ciecz — ⁴/₂ Fe oraz zwiękaza ilość zarodków wakutek zawężania narastających kryształów i ich dalezego podziału [149]. Powoduje to zmniejszenie ziarn pierwotnego austenitu i prowadzi do drobnoziarnistej struktury pierwotnej. Wtrącenie te mogą również sprzyjać zarodkowaniu ferrytu iglastego w pierwotnym austenicie.

Drobne wtrącenie powodują również umocnienie grubego ferrytu przedeutektoidalnego tworzącego eię na granicach austenitu, gdzie występują korzystne warunki przemieny $\frac{1}{2}$ - Fe — α - Fe. W przypadku wtrąceń niekoherentnych przyrost granicy plastyczności wynosi $\Delta d = 0.3 \text{ G}$. b $\sqrt[3]{V_w}/d_w$, natomiast przy wtrąceniech koherentnych $\Delta d = 0$. $\sqrt{v_w^2}/\sqrt{d_w}$. [150]. Efekt ten występował przy wtrąceniech o średnicy $\overline{d_w} \sim 1 \mu \text{m}$.

Wtręcenia większe stanowiły zerodki mikropustek powodując obniżenie własności plastycznych epoin. O istnieniu krytycznej średnicy wydzieleń względnie wtręceń, powyżej której następuje zmiana ich oddziaływania,wspomina się w pracech [155, 156], np. Yokobori 156 podaje krytyczną wiel-kość wtręcenia d_w~ 6 µm w przypadku zmęczeniowego zniezczenia stali SAE 4350.

Własności plastyczne maleję również ze wzrostem kryształów pierwotnych (rys. 90). Wielkość kryształów d_D zależy wyrażnie od energii apawanie i wartości równoważnika C_{ES} (rys. 89). Jest ona proporcjonalna do czesu krystalizacji jeziorka t_k(E) jako funkcji energii epawania i wzrasta zgodnie z równaniem: d_D = A $\sqrt{t_k(E)}$, gdzie A jest stałą [144]. Zaniejszenie się kryształów ze wzrostem C_{ES}, szczególnie przy wyższych energiach epawania jest zwięzene z zawężeniem obszaru pomiędzy T_L i T_S przy wzroście Mn w stopiwie [41].

Spadek odporności epoin ŁK na pękanie jest wynikiem ujemnego oddziaływania podwyższonej koncentracji wtręceń w przestrzeniach międzydendrytycznych oraz obecności ferrytu przedeutektoidalnego na pierwotnych granicach austemitu. Przy zawartości ferrytu przedeutektoidalnege powyżej 45% pękanie spoin następuje w obezarze granic pierwotnych austenitu i posiada swoistego rodzaju charakter pękania międzykrystelicznege. Do interpretacji odporności na pękania w tym przypadku można wykorzystać rozważania dotyczące pękania po granicach pierwotnych austenitu stali 45HN2MVA. Autorzy w pracy [157] wyprowadzają zsleżność własności plastycznych od wielkości pierwotnego zierna jako: K_{IC} = K^O_{IC} + N/Vd_D, gdzie: K_{IC} stała charakteryzujące wpływ ruchu defektów, natomiast N stała zależne od zanieczyszczenia steli. W uzyskanych wynikach (tablica 14, 15 i 21) można doszukać się pewnych analogii, gdyż wielkości KV, , Tp wyraźnie zależę od wielkości kryształów pierwotnych d_D (rys. 90). Wapomniana zależność przypomina równanie Petcha określające granicę plastyczności jako funkcję wielkości ziarn ferrytu.

Wielkość zierne ferrytu decyduje również o rozprzestrzenianiu się pęknięcia. Jeżeli mikropęknięcie przedstawić jako wędrującę grupę dyslokacji n . b, to w przypadku odkeztałcenia zierne jest równe eprężystemu przemieszczeniu n . b = $(qG - G_0)2G$, gdzie: q - wepółczynnik rodzaju obciążenia, G - naprężenie tercia dla poruszajęcych się dyslokacji, D- wielkość zierne ferrytu. Przy pękeniu ferrytu prace przemieszczenie powienz być równe energii powierzchniowej sp. tworzących się powierzchni, tzn.: G n b ≥ 2 g_p . Po przekształceniach i wykorzysteniu zależności Petcha, naprężenie pękenie G jest równe: $G_p = 4$ G /k VD, gdzie: k - opór ruchu

dyslokacji. Wzór ten jest równoważny wyrażeniu $d_F = \sqrt{4w} \frac{1}{2} \sqrt{34(1-9^2)}$ Op podany przez autorów pracy [131] dla pękania struktur bainistycznych,gdzie: Dp oznacza grubość płytki ferrytu. Jeżeli zełożyć, że Dp jest grubościę płytki ferrytu iglastego, to naprężanie pękania tego ferrytu a zarazea własności plastyczne sę wyrażnie wyżeze w porównaniu do grubego ferrytu przedeutektoidalnego.

Korzystajęc z zależności i przekształceń Irvina, Dugdalas czy Ricea [95] można podobne rozważania prowadzić dla wielkości δ_c , K_{IC}, przy czym wnioski uzyskuje się podobne do wyżej przedstawionych.

Obecność ferrytu iglastego zapewnia wyższe wżasności plastyczne spoin ŁK, co potwierdze wzrost udziału przełomu ciągliwego na przełomach próbek udarnościowych (rys. 113). Stwierdzono wzrost własności plastycznych spoin





wraz ze wzrostem wskaźnika S (rys. 106) ezczególnie wyrażny w zekresie S od 0,5 do 2. Wekaźnik S rośnie łacznie ze wzrąstem zawartości Mn i zmniejszaniem się energii spawania (rys.91).Stwarza to korżystne warunki przemiań mertenzytycznych 1 przekroczenie wielkości S = = 2 móże powodować pojawienie śię martenzytu (rys.103, 104); obnižającego własności plastyczne apoin.Wskażnik S, łęcząc korzystnie oddziaływający udział ferrytu iglastego i niekorzystny udział ferrytu przedeutektoidalnego (rys. 105), stanowi wielkość charakteryzującą jednoznacznie strukturę wtórną spoiny jako kolejny czynnik wewnętrzny badanego obiektu.

Wpływ czynników wewnętrznych na własności plastyczne ujęto łącznie za pomocą równań regresji (tablica 22), wykorzystując je również do wyznaczenia obszaru własności maksymalnych. Maksymalne własności plastyczne uzyskują spoiny o małej zawartości wtrąceń niemetalicznych, drobnoziarnistej strukturze pierwotnej oraz przy udziale ferrytu iglestego w strukturze powyżej 60%. Obszar wielkości V_W , d_D i B zapewniający założone wielkości COD jest mniejezy w porównaniu do obszaru gwarantującego założoną udarność Charpy V (rys. 107-109). Można to tłumaczyć istotną różnicą efektów próby COD i udarności Charpy V. Przy próbie COD badane czynniki decydują o etapie zapoczątkowania pęknięcia, natomiast w próbie udarnościczynniki te warunkują cały proces pękania próbki.

W podsumowaniu należy atwierdzić, że opis matematyczny wyników badań mechanicznych i metalograficznych pozwala na uzyskania zależności wpływu czynników matalurgicznych na własności plastyczna spoin ŁK. Uzyskane równania regresji stanowią jednak opisy fenomenologicznie i nie mogą być podstawą do jednoznecznej fizycznej interpretacji zależności. Stąd konieczność dodatkowych badań procesu zniezczenia, które pozwolą wyjaśnić problem odporności spoin na pękanie, decydujący w ocenie własności plastycznych spoin ŁK. Uzyskana zależności mogą być wykorzystane do interpretacji własności spoin wykonanych innymi metodami (np. elektrodami otulonymi, żużlowo) w przypadku spawania połączeń ze stali niskowęglowych i niskostopowych węglowomanganowych.

8. WNIOSKI

1. Własności plastyczne spoin ŁK zależę od mechanizmu zniezczenia, zawartości i rozkładu wtrąceń niemetalicznych oraz od morfologii ferrytu, a w szczególności:

- pękanie spoin następuje w sposób dyskretny. W zakresie plastycznym zachodzi ono w wyniku zarodkowania pustek na wtrąceniach, ich wzrost i łączenie się w miarę zwiększania obciężania, w zakresie kruchym mikroezczeliny powstając w pobliżu koncentratora naprężeń w korzystnie umiejscowionych płaszczyznach łupliwości łączę się w wyniku stałego przyrostu energii sprężystej, natomiast w zakresie przejścia w stan kruchości powstają łupliwe mikroszczeliny łącząc się w pasmach poślizgu, często przy udziale wtrąceń niemetalicznych,
- obecność wtrąceń o średnicy $\overline{d}_W > 1 \ \mu m$ jest niekorzystna i powoduje obniżenie własności plastycznych. Wtrącenia drobniejsze są korzystne ze względu na możliwość utwardzania ferrytu i małe prawdopodobieństwo zarodkowania pustek,
- o trajektorii pęknięć decyduje obecność ferrytu przedeutektoidelnego.
 Przy jej zawartości granicznej (ok. 45%) występuje tendencja pękania w obezarze ferrytu i obniżenie własności plastycznych spoin.

2. Badania na modelach z tworzyw sztucznych potwierdziły podane stwierdzenia wskazując na ujemną rolę obecnych faz jako koncentratorów naprężeń, które mogę decydować o inicjacji i propagacji pęknięć.W przypadku tworzyw plastycznych wtrącania obcej fazy wyznaczają krytyczną ścieżkę pękania, natomiast w tworzywach kruchych ich ujemna rola jest znacznie mniejsza, a w pewnych szczególnych przypadkach mogą one hamować rozprzestrzenianie się pęknięć.

3. Opis matematyczny doświadczeń etworzył możliwość określenia i praktycznego wykorzystania w postaci nomogramów obszaru optymalnych warunków spawania ŁK niekowęglowych i węglowomanganowych stali ferrytyczno-perlitycznych. Obszar ten pozwala na uzyskanie maksymalnych własności plastycznych spoin.

4. Warunki spawania zapewniające największe wżasności plastyczne sprowadzają aię do równoczesnego stosowania: niskich energii liniowych spawania, wysokozasadowych topników oraz manganowych drutów elektrodowych o zawartości Mn wzrastającej z wymaganiami wytrzymałościowymi spoin.Wzrost tych wymagań wyraźnie ogranicza obszar warunków eptymalnych. the last of the second and the second of the second s

[9] S. Amerikan, S. Landrag, Southern Langerstein, S. M. Land, J. M. S. Mark, S. Mark, S. Mark, S. Mark, J. S. Mark, S.

- Ball option for the strength
- Siz & Southart, J. Lo, C. Martin, St. Mart.
- 11 D. Withhere and the Low Low have the line the state
- [11] 3. Value has bloom distanting the estation and remaining the system
- fold & Descender M. Property Contraction Collegian Contraction Statements
- (14) by hear 1 bit a surpression with a property of the boundary of the
- [11] a permanent in indentity and "lives have been detailed in the
- (but) by failing the constitution of the state of the sta
- [et] hats, in Description Angels States in States in State
- (an) the Desire Desire and the bit deals dealed as a result of the bar ware
- [A] A monormal data in the other state of a second state of the se
- part as facility of the main sector of most from the state of 100.

.

9. UWAGI KONCOWE

Uzyskane wyniki potwierdzają przyjętą tezę o wpływie procesu pękania na własności plastyczne spoin ŁK. Pękanie następuje w obszarze ferrytu przedeutektoidalnego przy dużym współudziałe wtrąceń niemstalicznych i struktury odpowiednio w zakresie górnego i dolnego progu kruchości.

Analiza równań regresji opisujących w sposób fenomenologiczny własności plastyczne wskazuje na możliwość opracowania nomogramów. Nomogramy te mogą być podstawą do wytypowania warunków spawania, zapewniających założone własności plastyczne i wytrzymałościowe spoin ŁK.

particle statics whereas the fermion site a period over latter

2. Anteriol en anterior e meneral e meneral anterior province dal la parte artnation este este alternation e deservat anterior de province de la compañsion este este alternatione en este alternation en este alternation este anterior de province de la compañsion este alternation este anterior de la compañsion este alternation este alternatistical este alternatistical este alternation este alte

In this outsettyping deputations concerned and party of selftypings of any product a realized comparison and party selftypings and the approximate a realization of the selftyping and the provide re-approximate concerns of the selftyping and the provide re-approximate concerns of the selftyping and the self-

ante, estatuti estatuti estatuti estatutente estatute estatuti bilarrate estatute es

LITERATURA

the first restance of the second seco

- J. Wegrzyn, R. Korkiewicz: Automatyczne spawania i nepawanie pod topnikiem. WNT, Warszawa 1966.
- [2] H. Baach: Zwiększenie wydajności i jakości przy spawaniu łukiem krytym. Mat. 24 Konf. Spaw. Wrocław, 18-20.10.1979.
- [3] J. Wegrzyn: Properties of mild steel SA welds made with neutral fluxes. Doc. IIW. 1974.
- [4] J. Valette: La desoxydation du metal fondu, consequences pratiques. Soud. Tech. Conn. N.11/12, 1981, s. 412.
- [5] G. Austedt, G. Schaefer: Beeinflussung der mechanischen Guetewerte von UP-Schweisegut. ZIS Mitt. N9, 1979, s. 999.
- [6] D. Anselot, J. Landry: Soudage longitudinal des tubes a grande vitesse par procede automatique sous flux. Soud. Techn. Conn. 1981, t. 35 N. 11/12, s. 391.
- [7] R. Dolby, G. Saunders: Underclad cracking in nuclear vessel steels. Metal Constr. N. 12, 1977, s. 565.
- [8] P. Adamiec: Dobór materiałów dodatkowych do spawania łukiem krytym. Mat. II Symp. Takł. Spaw. Poznań 13.05.1980, s. 120.
- [9] T. North i in.: Slag metal interaction oxygen and toughness in SA welding. Weld. Journal. N.3. 1978, s. 63-S.
- [10] T. Eagar: Sources of weld metal oxygen contamination during SA welding. Weld. Journal. N3. 1978, s. 76-S.
- [11] H. Nakamura i in.: A study of variable influencing the toughness of weld metal. Doc. IIW XIIA-30-71.
- [12] S. Tuliani i in.: Noth Toughness of Commercial SA weld metal.Weld a. Metal Fabr. N.8.1969, s. 327.
- [13] K. Hirabayashi i in.: Improvement of toughness of SA weld metal of low temperature service line pipe. Doc. IIW.XIIA-135-77.
- [14] J. Palm: Haw Fluxes determine the metalurgical properties of SA welds. Weld. Journal N.7. 1972, s. 358-S.
- [15] T. Mazanek, K. Mamro: Metalurgia żelaza. Ślask, Katowice 1968.
- [16] M. Noor 1 in.: Characteristic properties of flux formulations used in SA welding. Weld a. Metal Fabr. N.4.1978.
- [17] N. Potapow, K. Lubawakij: Sodjerżanije O w napławljennom metałłe pri awtomaticzeskoj swarke pod flusom. Swar. Proizw. N.1.1971, s. 11.
- [18] J. Zeke, J. Janosiova: Contribution to the problem of the metallurgical properties of fluxes. Doc. IIW. XIIA-69.
- [19] J. Zeke, J. Janosiova: Matalurgicke vlasnosti taviv a plasticke vlasnosti zvaroveho kovu. Zvaranie. N.12, 1978, s. 354.
- [20] J. Zeke: Quality of the ES weld metal as a result of wire flux combination. VUZ, Compilation, Bratislava 1979.
- [21] A. Mohanty: Contribution to the discussion of oxygen content in the SA weld metal. Doc. IIW, XIIA-69-79.
- [22] L. Taylor, R. Farrar: Metallurgical aspects of the mechanical properties of SA weld metal. Weld. a. Metal Fabr. N.5. 1975, s. 305.

- [23] T. Boniszewski: Basic fluxes and deoxidation in SA welding of steel. Metal Constr. e. Brit. Weld. Jour. N.4. 1974, s. 128.
- [24] J. Garland, P. Kirkwood: A reappraisal of the relationship flux basicity and mechanical properties in SA welding Weld a. Metal Febr. N.4. 1976, s. 217.
- [25] J. Lewis i.in.: Flux and filler wire developments for SA welding HY-80 steel. Weld. Journal N.8. 1961, s. 337-S.
- [26] Y. Ito, M. Nakanashi: Study on charpy impact properties weld metal with SA welding. Doc. IIW, XIIA-113-75.
- [27] T. North 1 in. Notch toughness of low oxygen content SA deposits.Weld. Journal. N12. 1979, s. 343-S.
- [28] P. Blake: Oxygen in eteel weld metal. Matal. Conetr. N.3. 1979, a.118.
- [29] S. Potts, K. Prosser: Letters. Metal. Constr. N.4. 1975, s. 172.
- [30] R. Stoud, P. Machmeir: Effects of impurities on properties of weld deposits. J. Jap. Weld. Soc. N.3, 1975.
- [31] J. Hauschkal: Weld metal property, selection and control. Doc. IIW, IIA-459-79.
- [32] Y. Ito, A. Kohyama: Effect of nitrogen on the properties of weld deposits. J. Jep. Weld. Soc. N.3. 1975.
- [33] K. Masubuchi, R. Monroe: Interpretive report on weld metal toughness. Weld. Res. Coun. Bull. N.111. Jan 1966.
- [34] A. Koukabi 1 in.: Properties of SA deposits efect of Zr,V end Ti/B. Metal Constr. N.12. 1979, s. 639.
- [35] P. Blake: Nitrogen in steel weld metals. Matal Constr. N.4. 1979,s. 196.
- [36] J. Dziubiński, P. Adamiec: Problema der Schweissbarkeit polnischer mikrolegierter Stahle. Schweisstechnik. N.2. 1981, s. 69.
- [37] N. Kenyon, A. Epstein: Sulfur and phosphorus in low alloy steel welds containing np to 6% Ni. Weld Journal. N.1. 1971, s. 47-S.
- [38] A. Bennat: Sulpfur transfer during welding. Metal Conatr. a. Brit. Weld. Journ. N.2. 1971, s. 49.
- [39] T. Boniszewski i in.: Sulpfur behavior during deposition of mild steel weld metel. Brit. Weld. Journ. N.9. 1966, s. 558.
- [40] J. Grodd: The new development of steel weldmens. Welding Journal.N.6. 1968, s. 241-S.
- [41] H. Nakagawa i in.: Compilation of the raport published on. Cracking in weld metal, effect of S on solification. Doc. IIW, A-400-76.
- [42] R. Stout i in.: Tensile properties of high purity iron base metal. Weld. Journ. N.9. 1963, s. 385-S.
- [43] H. Nakagawa i in.: Weld solidifica Son crack susceptibility of high tensile low Ni alloy etcel. Trans. J.W.S.N.1. 1975, a. 10.
- [44] W. Hummitzsch: Das Schweiseen von Fminkornbaustahlen.DVS,Dueeseldorf v1962, Bd. 23.
- [45] A. Maciejny: Kruchość metali. BFN Śląsk, 1973, s. 101.
- [46] S. Rudnik i in.: Wpływ topnika na zanieczyszczenie apoin wtrąceniami. Przeględ Spaw. N.6. 1974, s. 149.
- [47] N. Iwamoto i in.: Fundamental investigation on ES welding.Inclusions in steel walded using CaO-MnO-SiO₂ Fluxes. Trans. of JWRJ. N.2. 1977.
- [48] H. Baach: Abhaengigkeit der mechanischen Guetewerte von Lagezahl bei UP-Schweissungen. Derlikon Schweissmitt. N.31. 1961, s. 16.
- [49] R. Farrar, S. Tuliani: The influence of high O content on the fracture toughness of SA weld metals. W.R.I. N.4. 1975, s. 36.

- [50] L. Chin: A model for toughness studies of welds. Weld. Journ. N.2. 1962, s. 290-S.
- [51] S. Pytel, S. Rudnik: Zarodkowanie i wzrost nieciągłości wokół wtrąceń niemetalicznych. Archiwum Hutnictwa. t. 24, N.1. 1979.
- [52] S. Rudnik, S. Pytel: Zjewieka strukturalne zachodzące wokół wtrąceń niemetalicznych. Hutnik. N.2. 1974, e. 84.
- [53] A. Lubuáka: Znaczenie wtrąceń niemetalicznych w stalach niekowęglowych. Mat. X Konf. Met. Krynica, IX, 1970, s. 133.
- [54] E. Wieczorek: Plastyczne pękanie stali niskostopowych.Prace IMŻ. N.30. 1978, a. 173.
- [55] B. Bilby i in.: Plastic yielding form sharp notches. Prac. Roy. Soc. V.279A, 1964, s. 1.
- [56] D. Hill, D. Passoja: Understanding the role of inclusions and microstructure in dictile fracture. Weld. Journ. N.11. 1974, s. 481-S.
- [57] M. Ashby: The hardening of metals by non deforming particles. Z. Metallk. N.1. 1964, e. 5.
- [58] D. Broek: Influence of particles on ductile rupture and fracture toughness. Eng. Fract. Mech. N.1. 1973, a. 55.
- [59] R. Farrar: The role of inclusions in the ductile fracture of weld stale. Weld. a.Metal. Fabr. N.10. 1976, s. 578.
- [60] R. Pendey, S. Banerjee: Strain induced fracture in low strength steels. Eng. Fract. Mech. T.10. N.4. 1978, s. 817.
- [61] F.Mc Clintock, A. Argon: Mechanical behavior of materials. Addison -Wesley Publ. Comp. 1966.
- [62] J. Bellot, M. Gentois: The influence of inclusions on the mechanical properties of steel. Trans. ISIJ. N.9. 1978, s. 546, TŁ. IMŻ 112/79.
- [63] W. Backofen: Deformation processing. Addison-Weeley Publ. Comp.1972, a. 217.
- [64] M. Hentrich, H. Stroppe: Der duktile Bruch von Materialen mit Einschluesen. Wise. Z. TH, Magdeburg. N.2. 1981, s. 51.
- [55] G. Edward, M. Ashby: Intergranular fracture during power low creep. Acta metallur. V.27, 1979, e. 1505.
- [66] J. Krefft: Corelation of plane strain crack toughness with strain hardening characteristics of a low, a medium and a hight strength steel. Applied Mat. Res. N.4. 1964, s. 88.
- [67] G. Hahn, A. Rosenfield: Metallurgical factor effecting fracture toughnese of Al-allows. Metallurg. Trans. V.6A, N.4. 1975, s. 653.
- [68] N. Hannerz, J. Lowery: Influence of micro-elsg distribution on MIG-MAG weld metal impact properties. Metal. Constr. N.1. 1975, e. 21.
- [69] P. Thomason: A theory for ductile fracture by internal maching of cavities. Journ. Inst. of Metals. T. 96, 1968, s. 360.
- [70] Z. Wejs: Analiz razruezenija w usłowijech koncentracji napreżenij. Razruszenije T.3, MIR, Moskwa 1976, s. 263.
- [71] W. Smith i in.: Lokalizacija plasticzeskowo tjeczenija i treszczinostojkost wysokoprocznych materiałżew. Machanika N.20. MIR. Mośkwa 1982, s. 121.
- [72] T. Yokebori i in.: Mikro i makro podchody w mechanike razruezenije k opiseniju chrupkogo rozruezenije i ustažosnogo rosta treszczin. Mechanika N.20. MIR. Maskwa 1982, s. 148.
- [73] A. Cottrell: Proceeding of the Royal Society, A 282, 1964.
- [74] I. Rice, M. Johnson: The role of large crack tip geometry changes in plane strain fracture. W zb. Inelastic behavior of solide. Mc Grow-Will, 1970, a. 641.

- [75] J. Knott: Mikromechanizmy razruezenija 1 treszczinostojkost konstrukcjonnych spławow. Wzb. Mech. N.17. MIR Moskwa 1979, s. 40.
- [76] S. Rolve, S. Novak: Review of developments in plane straih fracture tougness testing A STM, 1970, STM, 1970, STP 463, s. 124.
- [77] J. Wegrzyn i in.: Comparison of impact test with static and dynamic COD test results. Colloquium. IIW, Bratislava 1979, s. 129.
- [78] E. Wieczorek: Statyczna wepółzależność pomiędzy wielkością wady krytycznej, udarnością i zanieczyszczeniem stali wtrąceniami niemetalicznymi. Mat. I. Konf. Met. Bad. Odporn. na pękanie, Katowice 1979, s. 195.
- [79] W. Roberts i in.: The relation ship between inclusion size distribution and Charpy V upper shelp energy for structural steel weld metal. Doc. IIW IIA-540-81.
- [80] N. Wardell: Cleanness and inclusion aligment in low alloy steel weld metals. Metal Constr. N.8. 1980, s. 368.
- [81] J. Hrivnak: Vplyv globularnych vklucanin aililotoveho typu na plasticke vlasnosti zvaroveho kovu, Zvaranie. N.10. 1972, s. 295.
- [82] I. Hrivnak: Zvaritelnost oceli. Alfa, Bratislava 1979, s. 158.
- [83] A. Czernyszowa, M. Szorszorow: O strukturją litowo metałła swarnych sojedinjenij. Swar. Proizw. N.6. 1971, s. 32.
- [84] F. Eichhorn, A. Engel: Primaerkristallisation beim Schmelzschweissen. Schw. u. Schn. N.11. 1973, s. 495.
- [85] W. Savage: Solidification, segregation et imperfectione des soudures. Soud. Tech. Cinn. N.11/12. T. 34. 1979, s. 388.
- [86] N. Prochorow: Fizyczeskije processy pri swarke. Metallurgia, 1968, T.1.
- [87] W. Tiller, J. Rutter: The effect of growth condition upon the solidification of binary alloy. Can. J. Phys. V.31, 1956; s. 96.
- [88] M. Dadian: La solidification des soudures synthese des con naissances actuelles. Doc. IIW. IX-1210-81.
- [89] W. Savage i in.: Weld metal solidification mechanics. Weld. Jozrn. N.4. 1965, s. 175-S.
- [90] I. Masumoto i in.: Einfluss des Primasrkristallisation bei peritektischer Reaktion auf die Heissrissneigung von Schweissgut. Schw. u. Schn. N.11. 1975, s. 450.
- [91] J. Gałuszko i in.: O rozdjelnoj kristallizacji faz w peritekticzeskich sistemach. IAN SS&R. Metałły, N.2. 1980, s. 199.
- [92] P. Mueller, L. Wolff: Handbuch des UP-Schweissens. DVS, Duesselderf 1978.
- [93] I. Masumoto, K. Imai: A metallurginal aspect of hot cracking and toughness of weld metal. Trans. J. S. N.1. 1970, s. 104.
- [94] I. Masumoto i in.: Effect on peritectic reaction on the toughness of as solidified steel. Trans. J.W.S. N.2. 1974.
- [95] J. Knott: Fundamentals of fracture mechanics. London, Butterworthe 1976.
- [96] T. Davey, D. Widgery: A technigue for the charakterisation of weld metal microstructures IIW Doc IIA 389-76.
- [97] R. Cochrane: Weld metal microstructures and terminology. Doc. IIW.IX J₇56-82.
- [98] D. Abson, R. Dolby: A Scheme for the quantitative description of ferritic weld metal microstructures. Doc. IIW IX J-29-80.
- [99] JR. Pargeter: Quantification of ferritic weld metal microstructures results of an international exercise. Doc. IIW. IXJ-37-80.

- [100] C. Choi, D. Hill: A study of microstructural progression in as-deposited weld metal. Weld. Journ. N.8. 1978, s. 232-S.
- [101] P. Adamiec: Przemiany strukturalne w czasie chłodzenia spoiny przy spawaniu ŁK. Zesz. Nauk. Mechanika N.78. s. 5.
- [102] E. Levine, D. Hill: Toughness in HSLA steel weldments.Metal Constr. N.8. 1977, s. 346.
- [103] P. Adamiec: Struktura i własności mechaniczne etopiwa o różnej zawartości Mn. Mat. 24 Konf. Spaw. Wrocław 18-20.10.1979.
- [104] A. Makara i in.: O strukturnych sostawljajuszczich metałła szwa na nizkolegirowannych staljach. Awt. Swarka N.3. 1967.
- [105] A. Makara i in.: Wlijanije legurujuszczich elementow na etruktury i swojetwa nizkolegirowennych szwow. Awt. Swarka N.6. s. 7.
- [106] J. Garland, P. Kirkwood: Towards improved SA weld metal.Metal Constr. 1975, s. 275.
- [107] P. Kirkwood, J. Garland: The influence of V on SA weld metal toughness. Weld. a. Metal. Fabr. N.1 1 2 1977, s. 77.
- [108] A. Pacey, H. Kerr: Minor phase and toughness in SA welds in HSLA welds. welds. Weld. a. Metal. Fabr. N.11. 1978, s. 613.
- [109] K. Kusiński i in.: Zmiany struktury i własności związane ze spawaniam atali SPW. Opr. N.4. 351.49. AGH, Kraków 1976.
- [110] E. Levine, D. Hill: Structure property relationships in low carbon weld metal. Metall. Trens. 8A. 1977, s. 1453.
- [111] Transformation behavior of weld metal. Rap.1. Doc. IIW IIA-446-78. Rap. 2. Doc. IIA 463-79.
- [112] N. Christensen: Transformation behavior of C-Mn weld metal an international study. Doc. IIW II-933-80.
- [113] N. Christensen: Transformation behavior of C-Mn weld metal. Doc.IIW IIA-470-79.
- [114] J. Garland, P. Kirkwood: A reappraisol of the relationship between flux basicity and mechanical properties in SA welding.Weld.a.Metal. Fabr. N.4. 1976, s. 217.
- [115] R. Farrar, M. Watson: Effect of D and Mn on SA weld metal microstructures. Metal Constr. N.6. 1979, s. 285.
- [116] R. Farrar 1 in.: How stress relief affects SA metal containing Nb. Weld. a. Metal Fabr. N.1/2. 1980, s. 21.
- [117] R. Dolby: Review of work on the influence of V on the microstructures and toughnese of ferritic weld metal.Konf. Vanadium Steels.Kraków 9-10.X,1980. Sec. B. s. C1.
- [118] D. Abson: A study of the influence C and Si in the microstructures and toughness of SA weld in 25 mm C-Mn steel. W.R.I. N.5. 1979, s.1.
- [119] R. Dolby: Synthese des travaux sur linfluence des Nb eur la microstructurss et la tenacite des zones fondues ferritugues.Soud.Techn. Conn. N.718. 1982, s. 285.
- [120] I. Tsuboi, H. Tsrashims: Review of strenght and toughness of Ti and Ti-B mikroalloysd deposits. Doc. IIW IXJ-28-80.
- [121] S. Nakano i in.: Differentiator analyses of the effect Mo, Ti and B on weld metal microstructures. Doc. IIW IIA-525-81.
- [122] R. Farrar i in. Relationship between fracture toughness and microstructure of mild steel SA weld metal. Weld. a. Metal. Fabr. N.2. 1974, a. 68.
- [123] Weld metal notch dictility and microstructure. Australian Welding Research, December 1975, e. 14.
- [124] A. Makara i in.: O strukturnych sostawlajuszczich metałła szwa na nizkolegirowannych stoljach. Awt. Swarka. N.3, 1967.
- [125] J. Wegrzyn: Weldability of microalloyed steels. Doc. IIW XII-1-78.
- [126] J. Wegrzyn, J. Dziubiński: The effect of minor additions of V and Nb in SA weld setal. Doc. IIW XIIE-2-78.
- [127] Y. Ito i in.: Notch toughness of weld metal for C-Mn-Nb steel. Doc. IIW-657-73.
- [128] W. Lazko i in.: Wlijanije legirujuezczich elementów na udarnaju wjazkost swarnych szwow stali 42x2GSHMA. Swar. Proiz. N.6. 1970, e. 18.
- [129] P. Adamiec: Wpływ struktury na własności plastyczne spoin wykonanych łukiem krytys. Mat. III Symp. Zakł. Spaw. Częstochowa 1981,s.1.
- [130] I. Masumato: Czynniki wpływające na ciągliwość etopiwa stalowego. Przegl. Spaw. N.3. 1978, e. 11.
- [131] R. Dolby, J. Knott: Toughness of aerteneitic and aertensitic-bainitic microstructures. Journ. Iron a. Steel. Inst. 210, 1972, a. 857.
- [132] H. Riedel, A. Kochen-dorter.: Cleavage fracture of steels at low temperatures. Arch. Eisenhuttenwes. N.4. 1979, s. 173.
- [133] J. Fick, J. Rogerson: Root toughness of multipass SA welds in microalloyed steel. Metal. Constr. N.9. 1980. s. 450.
- [134] G. Evans: Effect on heat impat on the aicrostructure and properties of C-Mn ell weld metal deposits. Doc. IIW IIA-490-79.
- [135] P. Adamiec, St. Pieniążek: Wżasności plastyczne spoin wielowarstwowych w złączach ze etali wykonanych ŁK. Prz. Spaw.N.10. 1981, e.10.
- [136] Y. Kikuta i in.: Study on metalurgical factor and toughness in structural steel welds. Doc. IIW II-865-78.
- [137] C. Wayman, R. Stout: A study of factors affecting the strengh and ductility of weld metal. Weld Journ. N.5. 1958, s. 193-S.
- [138] I. Wilson 1 in.: Influence on the number of runs on properties of SA welds. Weld a. Metal Fabr. N.8. 1969, s. 327.
- [139] J. Wegrzyn, P. Adamiec: Structure examinations of welde with various contens of Mn. Doc. IIW II-1977.
- [140] A. Erochin: Osnowy ewarki plawlenijem. Maszinostrojenije, Moskwa 1973, s. 426.
- [141] A. Kelle, G. Devies: Metallurgical Review. 1965, v. 10. N.37.s.1-77.
- [142] F. Lang: Razruszenije i ustakost. T.5. MIR, 1978, s. 11.
- [143] W. Panasiuk 1 in.: Metody oceny treszczinostojkosti konstrukcjonnych materjeżłow. Naukowa Dumka, Moekwe 1980.
- [144] A. Ona: Zatwierdjewanije astałłow. Moskwa 1980.
- [145] N. Draper, H. Smith: Applied regression analisis. Willey a.Sob.Inc. New Jork 1966.
- [146] P. Adsaiec: Spawanie Łukiem krytys stali ferrytyczno-perlitycznych. Przegl. Spawal. N.1. 1982, s.5.
- [147] Z. Polański: Współczesne metody badań doświadczalnych. Omega 334. Warszewa 1973.
- [148] P. Adaeiec, J. Dziubiński: Wymagania towarzystw klasyfikacyjnych dla stali kadłubowych. KM. Huta Katowice, Sprawozd. X.1981, s. 77.
- [149] T. Persz i in.: Origin and development of fusion welding ascrostructures. Doc. IIW IIA-541-81.
- [150] N. Rykelin: Reeczjoty teplowych processow pri ewerke. Meszgiz 1951.
- [151] D. Schockey i in.: Razczjot rozproetranjenija i ostanowki treezcziny. Mechanika. N.25. MIR, Moskwa 1981, e. 120.
- [152] L. Kaplman: Soprotiwlajemost ewarnych uzłow chrupkomu razruszeniju. Maszinostrojenije. Leningrad 1978.

- [153] C. Bonnet: Ration structure resilience dans les soudures daciers doux et faiblement allies brutes de solidification. Soud.Tech.Conn. 1980, N.7/8, s. 209.
- [154] W. Socte: Cinquante and de recherches mondiales an moudge. Perspectives d'avenin. Soud Techn. Conn. N.5/6. 1980, s. 170.

METALURGICZNE ASPEKTY WŁASNOŚCI PLASTYCZNYCH JEDNOWARSTWOWYCH SPOIN WYKONANYCH ŁUKIEM KRYTYM W ZŁĄCZACH ZE STALI C-Mn

Streszczanie

Własności plastyczne spoin wykonanych łukism krytym są złożoną funkcję czynników metalurgicznych, głównie struktury pierwotnej i wtórnej spoin oraz zawartości wtrąceń niemetalicznych. Celem pracy było uzyskanie informacji o roli wtrąceń i struktury w procesie zniszczenia spoin oraz określenie warunków spawania zapewniejących maksymalne własności plastyczne jednostronnych spoin nieobrobionych cieplnie.

Na podatawie badań aodelowych określono rozkład naprężeń w pobliżu wtrąceń i ezczelin inicjujących pękanie. Niejednorodne układy modelowe w postaci tworzyw sztucznych, spoin i wlewków wykorzystano do analizy procesu zniszczenia układu. Przeprowadzono również badania optymalizacji warunków spawania żukiem krytym, głównie energii liniowej spawania oraz rodzaju drutu elektrodowego i topnika.

W pracy jako miarę własności plastycznych przyjęto wyniki prób udarności (KV) i COD (β_m) oraz temperatury przejścia i stan kruchości wyznaczone przy kryterium KV = 0,35 MJ/m² i δ_m = 0,1 mm.

Stwierdzono, że zniezczenie spoiny następuje w sposób dyskretny. W zakresie plastycznym następuje ono w efekcie zarodkowania pustek na wtręceniach, ich wzrost i łączenie się przy stałys wzroście obciążenie.Natomiast w zakresie kruchym powetające w pobliżu koncentratora naprężeń aikroezczeliny w korzystnie umiejscowionych płaszczyznach łupliwości łączę się w efekcie stałego przyrostu energii sprężystej.

O trajektorii pękania decyduje struktura, a w szczególności udział ferrytu przedeutektoidalnego o niższej wytrzysałości. Rozprzestrzenienie, eię pęknięć wzdłuż ferrytu przedeutektoidelnego jest niekorzystne i powoduje obniżenie własności plastycznych spein.

Opis matematyczny doświadczeń stworzył możliwość określenie i utylitarnego wykorzystanie w postaci monogramów obszaru warunków spawanie łukiem krytym stali ferrytyczno-perlitycznych, zepewniejącego maksymalne własności plastyczne. Warunki te prowadzą do drobnej struktury pierwotnej z dużą ilością ferrytu iglastego (powyżej 60%) i niską zawartością wtrąceń. МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОДНОСЛОЙНЫХ ШВОВ ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ПОД ФЛЮСОМ ПРИ СОЕДИНЕНИЯХ ИЗ СТАЛИ С-Мо

Резюме

Пластические свойства швов выполненных сваркой под флюсом представляют собой сложное сочетание металлургических факторов, прежде всего первичной и вторичной структуры швов и содержания неметаллических включений.

Целью работы было получение сведений о роли включений и структуры в процессе разрушения нвов и определение режимов сварки, обеспечивающих максимальные пластические свойства односторонних швов термически необработанных.

На основании модельных испытаний определялось распределение напряжений в поблизости включений и тредин инициирующих растрескивание. Неоднородные модельные системы в форме пластмасс, швов и слитков использовались при анализе процесса разрушения системы. Проводились также испытания оптимизации режимов сварки закрытой дугой, в основном линейной энергии сварки, вида электродной проволоки и флюса.

В работе, мерой пластических свойств считались результаты испытаний на ударную вязкость (KV) и COD(δ') и температуры перехода в хрупкое состояние, полученные при критерии KV = 0,35 MJ/ n^2 и δ'_{n} = 0,1

Отмечается, что разружение иза происходит дискретным образом. В пластическом режиме оно наступает в результате образования пустот на включениях, их роста и соединения при постоянном приросте нагрузки.Зато в хрупком режиме образующееся в поблизости концентратора напряжений микротредины в выгодно расположенных плоскостях спайности соединяются в результате постоянного прироста упругой энергии.

О трасктории растрескивания редает структура, и в частности доля дорвтектондного феррита низмей прочности. Распространение растрескиваний по доевтектоидному ферриту невыгодно и приводит к сниженыю пластических свойств швов.

Математическое описание испытаний создало возможность определения и полезного использования в виде монограммов области режимов закрытой дугой ферритно-перлитных сталей, обеспечивающего максимальные пластические свойства. Эти режимы приводят к мелкой первичной структуре с большим с большим количеством игольчатого феррита (свыже 60%) и низким содержанием включений. METALLURGICAL ASPECTS OF PLASTIC PROPERTIES OF AS DEPOSITED SA WELDS IN C-Mn STEEL WELDED JOINTS

Summary

Plastic properties of SA welds are effected by metallurgical factors, sainly by primary and secondary structures of welds and non-metalic inclusion contents. In the work were investigated the role of inclusions and structure during the process of cracking of welds. Welding parametres giving maximum properties as deposited SA welds were determinated.

On basis of modelling investigations were determinated stress distributions in the region of inclusions and marrow gap initiating crake.Unhomogeneous models of plastics, welds and ingots were used to analize the cracking process. Optimalisation of SA welding parametres, mainly heat input by welding, type of wire end flux was made.

As a measure of plastic properties were taken the results of notch thoughness and COD tests and the transition temperature determinated at the criterion KV = 0.35 MJ/m³ and COD = 0.1 mm.

It has been find that cracking of weld is discrete. Within the plastic renge, it is a result of microvoids forming on inclusions, of their growth end joining under steady increase of stresses. The within brittle range, near the stress concentrator formed microcrecks, situated on clevage plane join together as a result of elastic energy increase.

The crack trajectory is determined by the structure and sepecially by the contents of prosutectoid ferrite of lower strength. The crack propagation in the region of prosutectoid ferrite is disadventegeous and decrease of welds plastic properties has been observed.

Mathematical formulation of investigations enables definition and utilizing it as nonograms for estimation of SA welding parameters for mild and C-Mn steels, giving best welds play ic properties. These parametres enables to produce welds with fine dendritic structures end high content of ecisulary ferrits (over 60%) and low inclusion content.

Cena 21 68. -

P. 33 61 /841

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

44-100	Gliwice — Księgarnia nr 096, ul. Konstytucji 14 b
44-100	Gliwice — Spółdzielnia Studencka, ul. Wrocławska 4 a
40-950	Katowice — Księgarnia nr 015, ul. Żwirki i Wigury 38
40-098	Katowice — Księgamia nr 005, ul. 3 Maja 12
41-900	Bytom — Księgarnia nr 048, Pl. Kościuszki 10
41-500	Chorzów — Księgarnia nr 063, ul. Wolności 22
41-300	Dąbrowa Górnicza — Księgarnia nr 081, ul. ZBoWiD-u 2
47-400	Racibórz — Księgarnia nr 148, ul. Odrzańska i
44-200	Rybnik — Księgarnia nr 162, Rynek 1
41-200	Sosnowiec - Księgarnia nr 181, ul. Zwycięstwa 7
41-800	Zabrze — Księgarnia nr 230, ul. Wolności 288
00-901	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.