

63
E. Stanisław D z i d o w s k i

Bezodpadowe cięcie prętów
ze stali węglowych
w niskich temperaturach

P r a c a d o k t o r s k a

P r o m o t o r :

Doc.dr hab.inż. Jerzy GRONOSTAJSKI

I n s t y t u t

Technologii Budowy Maszyn

Politechniki Wrocławskiej

Zawarte w publikacji nowe rozwiązanie

technicznego zostało

patentowania w Urzędzie Patentu

w dniu 21.11.74 za Nr P — 175916

Zawarte w publikacji nowe rozwiązanie zapadnięcia technicznego jest chronione patentem — świadectwem

ochronnym Nr 766811/77288

od dnia 20.10 1972 r.

4.09.1973

W r o c ł a w 1 9 7 6

RZECZNIK PATENTOWY

T. Torosiewicz
Mgr inż. Teodor Torosiewicz

14.07.76.

Nr. 3152

Mgr inż. Edward Stanisław Dżidowski

I n s t y t u t
Technologii Budowy Maszyn
Politechniki Wrocławskiej
ul.Łukasiewicza 3/5

50 - 371

W r o c ł a w

S ł o w a k l u c z o w e :

cięcie bezodpadowe prętów
niskie temperatury

S P I S T R E S C I

Strona

WYKAZ OZNACZEN	5
WPROWADZENIE	7
1. STAN ZAGADNIENIA	10
2. CEL I ZAKRES BADAN	29
3. MATERIAŁ	39
4. STANOWISKO BADAWCZE	46
4.1. Urządzenie do cięcia	46
4.2. Aparatura do pomiaru i rejestracji siły cięcia w funkcji przemieszczeń noża	50
4.3. Kriostat i aparatura do pomiaru temperatury	54
5. METODYKA BADAN	58
5.1. Pomiar odkształceń poprzedzających pękanie ϵ_{pp} i towarzyszących pękaniu ϵ_{tp}	58
5.2. Badanie przełomów	59
5.2.1. Badania fraktograficzne	59
5.2.2. Badanie trajektorii pękania /kształtu przełomów stanowiących założoną powierzchnię cięcia/	60
5.2.2.1. Badanie topografii przełomów metodą para- laksy podłużnej	60
5.2.2.2. Badanie trajektorii pękania metodą analizy ekstremów profilu leżącego w płaszczyźnie symetrii przełomów	69
5.3. Badanie kształtu pobocznic	71
5.4. Badanie rozkładu przemieszczeń metodą paralaksy czasowej	74

6. WYNIKI BADAN I ICH OMOWIENIE	77
6.1. Wpływ temperatury	77
6.1.1. Wpływ temperatury na odkształcenia poprzedza- jące ϵ_{pp} i towarzyszące ϵ_{tp}	77
6.1.2. Wpływ temperatury na trajektorię pęknięcia	80
6.1.2.1. Wpływ temperatury na trajektorię pęknięcia, badaną metodą paralaksy podłużnej	80
6.1.2.2. Wpływ temperatury na trajektorię pęknięcia, badaną metodą ekstremów profilu leżącego w płaszczyźnie symetrii	88
6.1.2.3. Wpływ temperatury na kąt nachylenia powierz- chni przecięcia	92
6.1.3. Wpływ temperatury na kształt pobocznic	94
6.1.4. Wpływ temperatury na rozkład przemieszczeń	101
6.1.5. Wpływ temperatury na sposób pęknięcia i frak- tografię przełomów	105
6.2. Wpływ szczeliny tnącej	112
6.2.1. Wpływ szczeliny tnącej na odkształcenie po- przedzające ϵ_{pp} i towarzyszące ϵ_{tp}	113
6.2.2. Wpływ szczeliny tnącej na trajektorię pęknięcia, badaną metodą ekstremów profilu leżącego w płaszczyźnie symetrii	116
6.2.2.1. Wpływ szczeliny tnącej na kąt nachylenia powierzchni przecięcia	121
6.2.3. Wpływ szczeliny tnącej na kształt pobocznic	123
6.3. Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek	127

6.3.1.	Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek na skłonność do kruchego pękania poza założoną powierzchnią pękania	127
6.3.2.	Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek na trajektorię pękania właściwego	138
6.3.3.	Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek na kształt poboczniczy	142
6.4.	Opracowanie wzorów doświadczalno-statystycznych opisujących charakterystyczne zmiany kształtu w strefie cięcia	145
7.	STATYSTYCZNA ANALIZA KORELACJI MIĘDZY ϵ_{pp} i ϵ_{tp} A ODPOWIEDNIMI ZMIANAMI KSZTAŁTU W STREFIE CIECIA	150
8.	PODSUMOWANIE	160
9.	WNIOSKI KONCOWE	168
10.	SPIS LITERATURY	171

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ

- a_1 - długość wciągnięcia
- a_1/d - względna długość wciągnięcia
- a_2 - głębokość wciągnięcia
- a_2/d - względna głębokość wciągnięcia
- a_3 - szerokość tzw. błyszczącego paska
- a_3/d - względna szerokość błyszczącego paska
- c_1 - długość zgniecenia
- c_1/d - względna długość zgniecenia
- c_2 - głębokość zgniecenia
- c_2/d - względna głębokość zgniecenia
- d - średnica próbki
- L - szczelina tnąca
- L/d - względna szczelina tnąca
- l_c - całkowita długość ciętych próbek
- l_x - długość odciętej części próbki
- P_c - siła cięcia
- w - odległość ekstremalnych punktów trajektorii pękania
- w/d - względna odległość ekstremalnych punktów trajektorii pękania
- w_1 - wklęsłość trajektorii pękania
- w_1/d - względna wklęsłość trajektorii pękania
- w_2 - wypukłość trajektorii pękania
- w_2/d - względna wypukłość trajektorii pękania
- Δd - przemieszczenie noża

- Δd_{pp} - przemieszczenie poprzedzające pękanie, nazywane w końcowych rozdziałach pracy - przemieszczeniem granicznym ze względu na utratę stateczności, określoną przez maksimum siły cięcia
- Δd_{pp}^* - przemieszczenie określone w oparciu o pomiar odchyłek kształtu pobocznic /średnicy/ odciętych próbek
- Δd_{pp}^{***} - przemieszczenie poprzedzające pękanie - rzeczywiste, określone w oparciu o oscylogram siły cięcia, wyznaczone nie przez maksimum siły cięcia, lecz przez występujący nieco później moment przyspieszonego spadku wartości siły cięcia /przypadek szczególny/
- Δd_{tp} - przemieszczenie towarzyszące pękaniu
- ϵ_{pp} - odkształcenie poprzedzające pękanie, nazywane w końcowych rozdziałach pracy - odkształceniem granicznym ze względu na utratę stateczności, określoną przez maksimum siły cięcia
- ϵ_{tp} - odkształcenie towarzyszące pękaniu
- φ - kąt nachylenia powierzchni przecięcia

W P R O W A D Z E N I E

Ostatnie lata charakteryzuje dynamiczny wzrost zainteresowania badaniami procesu bezodpadowego cięcia prętów. Badania te stymulowane są ogromnym ich znaczeniem z uwagi na fakt, że operacją cięcia zaczyna się większość procesów technologicznych [99,14,15,54,92] .

Od sposobu cięcia zależy w głównej mierze wielkość strat materiałowych, energetycznych i czasowych. Obecnie uważa się że jednym z najbardziej ekonomicznych procesów cięcia jest bezodpadowe cięcie prętów przy pomocy nożyc i tłoczników. Cięcie to w porównaniu z cięciem piłami tarczowymi, nożami tokarskimi /nawet przy pomocy tokarek wielowrzecionowych i specjalizowanych/ charakteryzuje się około 5-krotnie mniejszymi kosztami [32] . Ponadto przyjmuje się czasem, że jeżeli nawet błędy kształtu półfabrykatu odciętego bezodpadowo mieszczą się w objętości materiału zamienionej na wióry, przy cięciu nożem tokarskim lub piłą, to i wówczas powstanie oszczędność związana z kilku, a nawet kilkunastokrotnym zmniejszeniem czasu przecinania [55] .

Wymagania stawiane półfabrykatom odcinanych bezodpadowo są różne i zależą od tego, czy półfabrykat będzie obrabiany:

- przez skrawanie,
- obróbkę plastyczną na zimno,
- obróbkę plastyczną na gorąco,

czy też zostanie wykorzystany w stanie nieobrobionym.

Niezależnie od tego, wymagania te mogą być dodatkowo różnicowane w zależności od rodzaju dalszej obróbki skrawaniem, która może dotyczyć:

- obrabiania powierzchni czołowej i pobocznic,
- obrabiania powierzchni czołowej przy nieistotnych błędach kształtu pobocznic,
- obrabianie pobocznic przy nieobrobionej powierzchni czołowej.

Dotychczasowe sposoby cięcia bezodpadowego cechuje niewystarczająca, w wielu wypadkach, dokładność kształtu odcinanych półfabrykatów [52, 3], a w każdym razie nie uzyskuje się jednocześnie wysokiej dokładności kształtu pobocznic i powierzchni przecięcia. Na szczególne trudności napotyka przy tym dokładne cięcie stali. Trudno bowiem sprostać stosunkowo wysokim wymaganiom, jakie stawia się półfabrykatom stalowym przeznaczonym do wyciskania na zimno, prasowania obwiedniowego, itp. Półfabrykaty te winna cechować:

- mała odchyłka prostopadłości powierzchni przecięcia /nie większa od 1 deg/,
- mała zmiana kształtu pobocznic półfabrykatu w strefie cięcia /zmiana średnicy nie powinna być większa od 0,1 jej wartości/,
- mała odchyłka płaskości powierzchni przecięcia /brak ilościowych danych literaturowych o dopuszczalnej wartości tej odchyłki/.

Zagadnienie to stanowi jeden z tematów problemu węzłowego nr 0513 "Nowe metody i środki dokładnej obróbki plastycznej". Temat ten nosi nazwę "Rozwój metod dokładnego cięcia prętów" i jest koordynowany przez Instytut Obróbki Plastycznej w Poznaniu.

Prrowadzając badania w ramach tego tematu, podjąłem próbę opracowania technologii dokładnego, bezodpadowego cięcia stali, ustalając warunki procesu cięcia w oparciu o zaproponowane przez siebie kryterium. Kryterium to wiąże kształt trajektorii pęknięcia /powierzchni pęknięcia/ z odkształceniem towarzyszącym pękaniu, a kształt pobocznic z odkształceniem, któremu towarzyszy postępujący wzrost siły cięcia, zwanym dalej odkształceniem poprzedzającym pęknięcie.

1. S T A N Z A G A D N I E N I A

Obecnie można wyodrębnić dwa zasadnicze kierunki badań procesu bezodpadowego cięcia prętów, tj.:

- z wyeliminowaniem lub znacznym opóźnianiem pękania,
- z przyspieszeniem pękania [18] .

Cięcie z eliminowaniem lub znacznym opóźnianiem pękania, poprzez wywieranie silnego nacisku osiowego lub promienio-
wego, znalazło zastosowanie głównie przy cięciu prętów wy-
konanych z aluminium i miedzi. Nie znalazło ono zastosowania w przypadku stali i to nawet bardzo plastycznych [95, 36] ,
a to głównie z powodu trudności związanych ze znacznym opó-
źnieniem pękania oraz brakiem możliwości wyeliminowania wz-
ajemnego tarcia powierzchni przecięcia w czasie dzielenia,
w warunkach zwiększonych nacisków powierzchniowych. Tarcie
to doprowadza do powstania miejscowych zatarć i przypaleń
powierzchni przecięcia.

Cięcie z przyspieszeniem pękania stanowi nowszy kierunek
badań i nie zostało jeszcze dostatecznie zbadane. Zakłada
się przy tym, że nieistotne jest osiągnięcie małej chropo-
watości powierzchni przecięcia, lecz zwiększenie dokładności
kształtu półfabrykatu, głównie minimalizacja odchyłki płas-
kości i prostopadłości tej powierzchni.

Rozwój badań w ramach tego kierunku wymaga nieco innego spojrzenia na proces dzielenia materiałów, tzn. rozważania go głównie w kategoriach możliwości sterowania procesem pękania [18] .

Dotychczas odczuwa się jednak brak określonego kryterium, pozwalającego ustalić kierunki sterowania procesem pękania w zależności od rodzaju ciętego materiału oraz wymagań dotyczących dokładności kształtu poboczniczy i powierzchni pękania. Co prawda zagadnieniu dokładności geometrycznej półfabrykatów ciętych bezodpadowo poświęcono stosunkowo dużo prac, np. [37,47,49,51,69,81,93] , prace te miały jednak charakter technologiczny i rzadko podbudowane były głębszą analizą teoretyczną uwzględniającą w/w związki. Ponadto dotychczasowe badania procesu cięcia cechował brak pełniejszej analizy metalograficznej i frakto-graficznej. Dokładność kształtu uzależniano przy tym od wielu czynników, często od siebie zależnych [85] , przez co stawała się ona ich uwikłaną funkcją nie pozwalającą określić jednoznacznie wzajemnych powiązań i skutków. Najwięcej uwagi poświęcono przy tym różnym układom konstrukcyjnym narzędzi, przez co rodziły się coraz to nowe odmiany konstrukcyjne urządzeń i kształtu noży - bardzo często dotyczące różnych odmian tego samego schematu cięcia [49, 47, 37] , co nie kierunkowało uwagi na zasadniczy problem, którym jest mechanizm pękania w procesie cięcia.

Stosunkowo mniej liczne prace teoretyczne, skierowane były przede wszystkim na określenie naprężeń i sił w stre-
fie cięcia [86,1,61] oraz kinematykę płynięcia metalu [5,50].
Pomijały one lub traktowały fragmentarycznie zagadnienia
trajektorii pęknięcia, co w przypadku cięcia, wykorzystującego
głównie proces pęknięcia, jest najbardziej istotne.

Trajektorii pęknięcia, w sensie późniejszego kształtu prze-
łomu, mało miejsca poświęcała również sama teoria procesu
pęknięcia. Teoria ta oscyluje głównie wokół zarodkowania pę-
knięć oraz określania krytycznych warunków i wielkości szcze-
liny ze względu na dalsze rozchodzenie się pęknięcia i to
przede wszystkim kruchego [53,11,70] , znacznie mniej isto-
tnego dla procesu cięcia, na obecnym etapie jego poznania
niż pęknięcie plastyczne, któremu towarzyszy, a nie tylko po-
przedza go, odkształcenie plastyczne.

Powstawanie złomu plastycznego można podzielić na dwa
zasadnicze stadia:

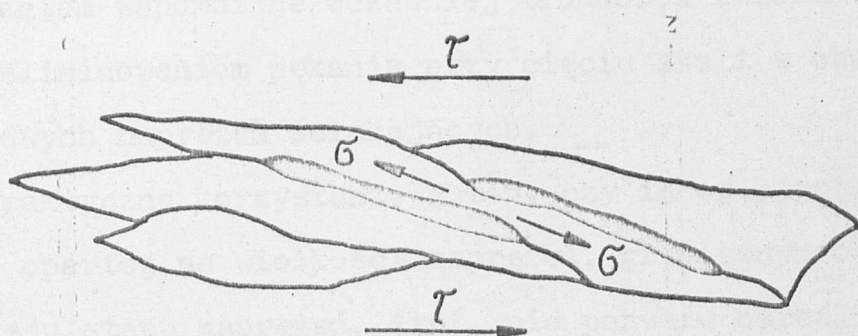
- zarodkowanie szczelin,
- rozrost i łączenie się szczelin w pęknięcia aż do
powstania przełomu /złomu/.

Zarodkowanie szczelin związane jest z powstawaniem mikro-
pustek wokół wtrąceń niemetalicznych /np. tlenków/, pęknię-
ciem kruchej fazy /np. płytek cementytu w perlicie/ lub
utrudnieniem ruchu dyslokacji [63,28,48,68] . Zarodkowanie
to może więc mieć miejsce już od samego początku plastycz-

nego odkształcania materiału lub dopiero po znacznym odkształceniu w zależności od czystości, struktury materiału oraz ciśnienia hydrostatycznego. O ile proces zarodkowania posiada bogatą literaturę, to proces rozwoju pękania jest mało wyjaśniony. Wobec różnorodności czynników wpływających na przebieg pękania plastycznego nie udało się do tej pory sformułować zadawalającego warunku tego pękania [60]. W literaturze można spotkać różne poglądy. Jednym z nich jest pogląd, że rozwój pękania plastycznego zależy od rozmiarów danego ciała, odległości między wtrąceniami i ich anizotropii oraz ciśnienia hydrostatycznego [63], inny uzależnia rozwój pękania plastycznego od naprężeń rozciągających o dostatecznie dużym zasięgu [64], wg jeszcze innego poglądu proces pękania jest prostą kontynuacją jego początku, zależną głównie od odkształcenia, co ma miejsce w przypadku koncentracji odkształceń wzdłuż wąskich pasm poślizgu [63].

Autor pracy [28], badając mechanizm zmian własności metali poddanych wielkim odkształceniom /na przykładzie żelaza Armco i mosiądzu M63/ stwierdził, że przyłożenie dostatecznej wartości trójosiowego równomiernego ściskania zapobiega powstawaniu szczelin typu dyslokacyjnego wewnątrz ziaren. Pęknięcia występują natomiast w zanieczyszczeniach na granicach ziaren lub kryształach fazy mniej plastycznej /w przypadku mosiądzu/ i to przy stosunkowo małych odkształceniach.

Rozwój szczelin wzdłuż granic ziaren nabiera decydującego znaczenia dopiero przy dużych odkształceniach i dla tych przypadków, kiedy tworząca się tekstura powoduje pokrywanie się granic ziaren z kierunkiem działania $\tau_{\max}$. Działające naprężenie styczne /w tym przypadku dotyczy to skręcania/ nie powoduje ścinania mostków rozdzielających poszczególne szczeliny, a raczej ich przewężanie, wg schematu przedstawionego na rys.1.



Rys.1. Schemat powstawania naprężeń rozciągających powodujących przewężanie mostków /ziaren/ rozdzielających szczeliny.

Ponieważ pękanie składnika mniej plastycznego ma miejsce przy stosunkowo małych odkształceniach, a rozprzestrzenianie się tych pęknięć następuje znacznie później, to w przypadku odkształcenia materiału bez udziału ciśnienia

hydrostatycznego, pojawiają się w międzyczasie szczeliny związane ze spiętrzeniem dyslokacji. Rozprzestrzenianie się ich doprowadza na ogół do powstania złomu przy mniejszych odkształceniach niż te, które są konieczne do zadziałania mechanizmu pęknięcia opisanego uprzednio.

Fakt, że przyłożenie ciśnienia hydrostatycznego utrudnia powstawanie i rozwój szczelin typu dyslokacyjnego, preferując jednocześnie zadziałanie mechanizmu związanego z pękaniem składnika mniej plastycznego, może tłumaczyć z powodzeniem wspomniane wcześniej trudności związane z zupełnym eliminowaniem pęknięcia przy cięciu stali w obecności dodatkowych naprężeń ściskających.

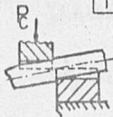
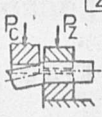
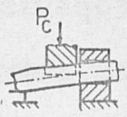
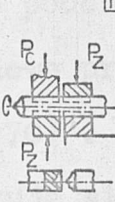
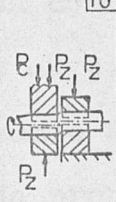
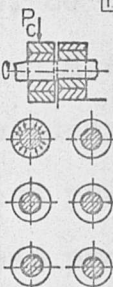
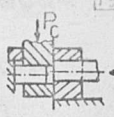
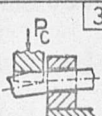
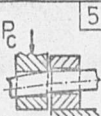
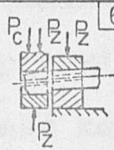
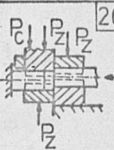
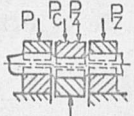
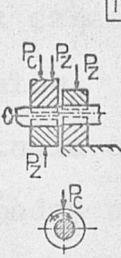
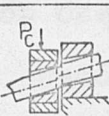
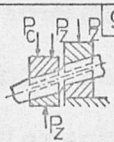
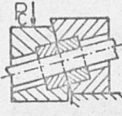
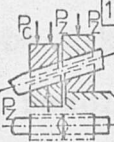
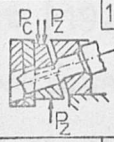
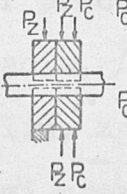
Praktyczne korzystanie z tej, czy innej hipotezy pęknięcia /np. opartej na wielkości naprężeń, granicznym odkształceniu rodzaju stanu naprężeń, itp/, nie pozwala określić analitycznie wielkości odkształceń przy których materiał zaczyna pękać, a jeżeli już, to konieczna jest znajomość stanu naprężenia i odkształcenia w miejscu pęknięcia [4,41,98] . W żadnym przypadku hipotezy te nie pozwalają powiązać bezpośrednio ze sobą zmian kształtu pobocznic, trajektorii pęknięcia i własności ciętego materiału. Nie ma również takich prac z zakresu cięcia, które rozstrzygałyby powyższy problem w inny sposób. W pracach tych kształt trajektorii pęknięcia wiązano głównie z wielkością szczeliny tnącej [69] . Czyniono też próby powiązania kształtu trajektorii ze stanem naprężenia w strefie cięcia [38] . Ilość prac z tego

zakresu ograniczał niewątpliwie dotychczasowy kierunek poczynañ, dotyczący poprawy dokładności kształtu, skierowany przede wszystkim na eliminowanie pękania. Świadczyć o tym może historyczny rozwój metod [95,54] cięcia bezodpadowego, ujęty poglądowo w tabl.1 oraz osiągnięcia ostatnich lat poczynione np. przez szwajcarską firmę Feintool [13] , oraz Węgierski Instytut Gepipari Technologiai Intezet [81] i odnoszące się: w przypadku firmy Feintool do dokładnego wykrawania, a w przypadku Węgierskiego Instytutu głównie do gładkiego cięcia prętów aluminiowych i miedzianych.

Reasumując, należy podkreślić nie tylko brak, czy też niedoskonałość dotychczasowego opisu rozprzestrzeniania się pękania plastycznego, lecz przede wszystkim brak odpowiedniego pomostu, łączącego ogólną teorię pękania z teorią procesu cięcia. Powyższy fakt potęguje głównie fragmentaryczność i niepełna weryfikacja istniejących hipotez pękania oraz nieznanomość stanu odkształcenia, naprężenia oraz historii odkształceń w miejscu pękania zachodzącego w procesie cięcia.

Z tego też względu uważa się, że próby zastosowania, nawet w ograniczonym zakresie, metody dedukcyjnej opartej na analizie związków przyczynowo-skutkowych skazane są na niepowodzenie oraz, że doraźnie pozostaje statystyczna metoda wyznaczania korelacji między parametrami materiałowymi i parametrami procesu cięcia [58] . Powyższy punkt widzenia

Tabl.1. Przegląd typowych schematów bezodpadowego cięcia prętów.

OTWARTE	PÓŁOTWARTE	NIEPEŁNE ZAMKNIĘTE				ZAMKNIĘTE
ruch postępowy	ruch postępowy	ruch postępowy	ruch obrotowy	ruch obrotowo postępowy	ruch spiralny	ruch postępowy
						
						
						
						
						
						
						

P_c — siła cięcia

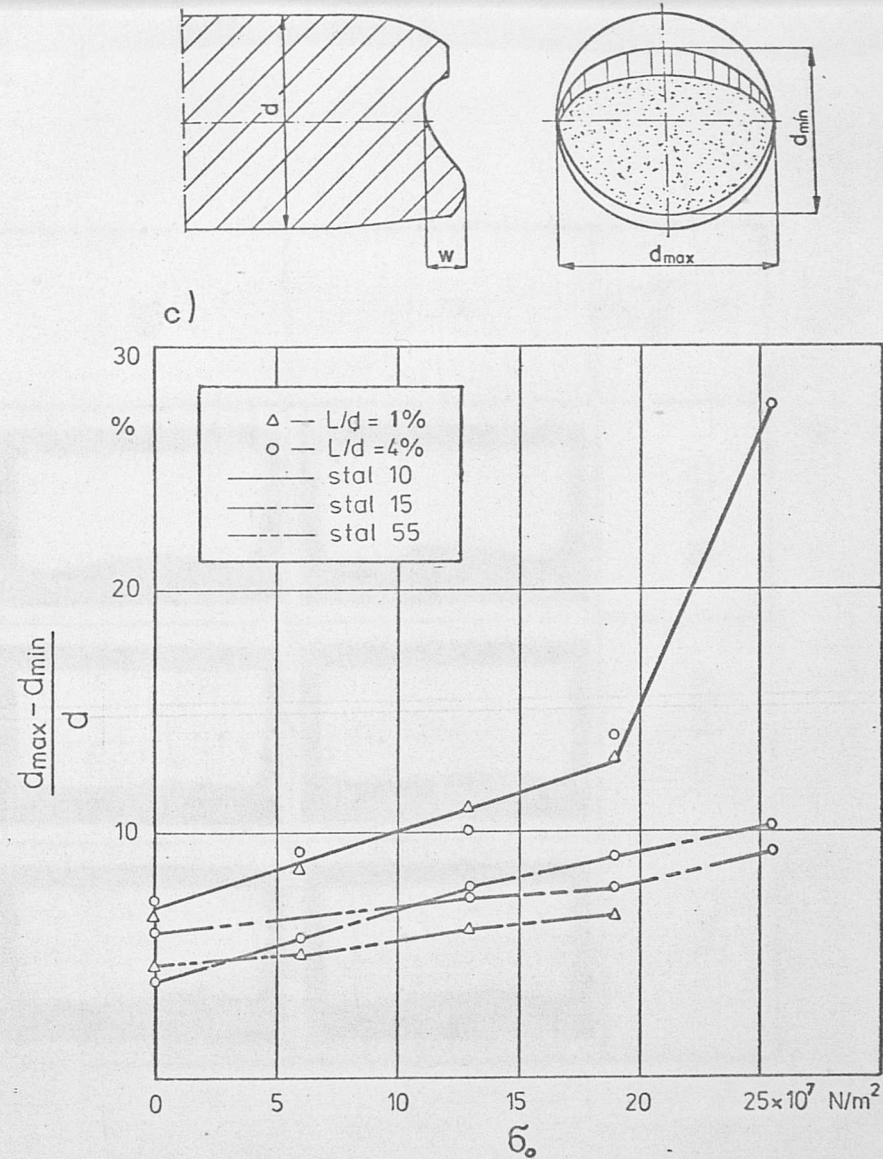
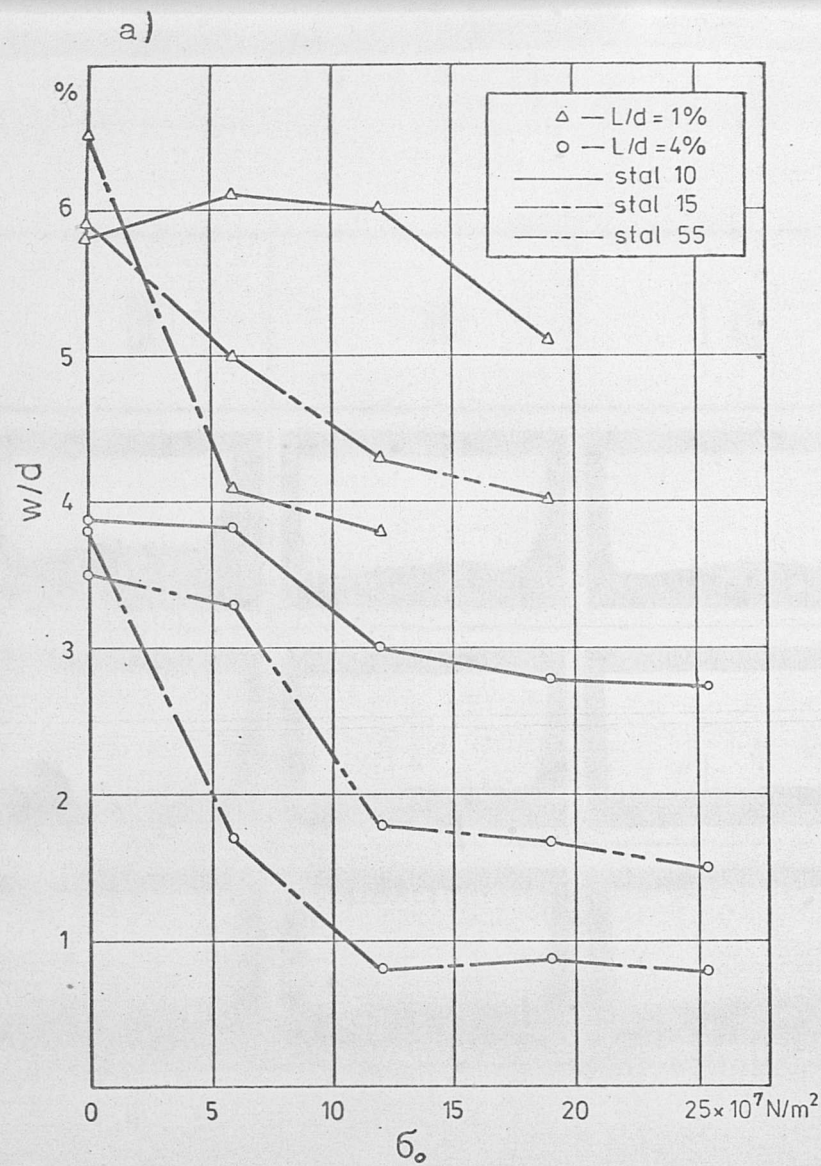
P_z — siła zaciskania

t — czas

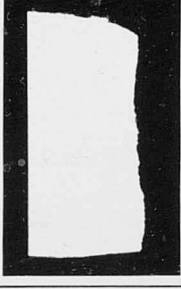
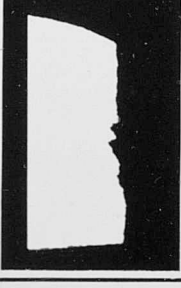
stanowi zasadnicze założenia programu przygotowywanych obecnie badań, zmierzających do opracowania systemu prób standardowych, pozwalających ocenić jakość materiału z punktu widzenia wymagań poszczególnych procesów obróbki plastycznej, tj. służących do podobnych celów, co opracowywane ostatnio wytrzymałościowe próby określania skłonności materiałów do pęknięcia [70]. W sumie świadczy to o tym, jak wielką wagę przywiązuje się do procesu pęknięcia: ograniczającego trwałość konstrukcji i ciągłość procesów obróbki plastycznej, a ostatnio coraz częściej i świadomiej wykorzystywanego do dzielenia materiałów.

Jedną z prób częściowego wykorzystania ogólnej teorii pęknięcia przy opracowaniu założeń do badań mających na celu poprawę płaskości powierzchni pęknięcia, w inny niż dotychczas sposób, była próba wykorzystania dodatkowych, osiowo przyłożonych naprężeń rozciągających jakim poddawałem przeznaczony do cięcia pręt [19,20]. Dodatkowe, osiowe naprężenia rozciągające traktowane były w tym przypadku głównie jako parametr procesu cięcia, mający wpływać na zmianę trajektorii pęknięcia, /rys.2b/ od momentu pojawienia się pierwszych szczelin, zgodnie z hipotezą, że rozwój pęknięcia kruche go zachodzi prostopadle do kierunku naprężeń rozciągających. Badania te pozwoliły stwierdzić, że można w ten sposób osiągnąć znaczną poprawę kształtu powierzchni pęknięcia /rys.2a, tabl.2/. Towarzyszyło temu jednak pogorszenie kształtu pobocznicy półfabrykatu /rys.2c/ [21].

Zauważyłem ponadto pewną korelację między powyższymi zmianami kształtu półfabrykatu /pobocznicy i powierzchni



Rys.2. Wpływ dodatkowych naprężeń rozciągających σ_0 na: a-kształt trajektorii pęknięcia określony współczynnikiem w/d , b-na zmianę kształtu pobocznicy /średnicy/, c-na zmianę kształtu pobocznicy /średnicy/.

ζ_0 N/m ² 10 ⁷	STAL 10	STAL 15	STAL 55
0			
6,4			
12,7			
19,1			
25,5			

przełomu/, a przemieszczeniami określonymi z oscylogramów siły cięcia, będącej funkcją przemieszczeń noża. Dotyczyło to nie tyle przemieszczenia całkowitego, tj. kończącego się w momencie zupełnego pokonania spójności materiału, co jego składowych, na jakie zostaje ono podzielone przez rzut punktu, odpowiadającego maksimum siły cięcia, na oś przemieszczeń. Jeżeli za początek pęknięcia przyjąć w tym przypadku moment osiągnięcia w/w maksimum [59,70,43] to względne wartości składowych tego przemieszczenia, tzn. odniesione do początkowej średnicy pręta można nazwać odpowiednio:

- odkształceniem poprzedzającym pęknięcie,
- i odkształceniem towarzyszącym pęknięciu,

a w związku z powyższym, wspomnianą wyżej korelację określić następująco:

1. zmiana kształtu pobocznicy pozostaje w bezpośrednim związku ze zmianami wartości odkształceń, którym towarzyszy wzrost siły cięcia, zwanych dalej odkształceniami poprzedzającymi pęknięcie,

natomiast

2. zmiana trajektorii pęknięcia /kształtu powierzchni pęknięcia/ z odkształceniem towarzyszącym pęknięciu.

Analiza takiego stanu rzeczy skłoniła mnie do rozbicia zagadnienia dokładności półfabrykatów na dwa podproblemy:

- pierwszy: dotyczący zmiany kształtu pobocznicy,
- drugi: zmiany trajektorii pęknięcia /kształtu powierzchni pęknięcia/.

Skoncentrowałem się jednak głównie na drugim z w/w podproblemów, co motywowały wyniki moich w/w badań dotyczących wpływu dodatkowych naprężeń rozciągających na trajektorię pękania, oraz ciągła aktualność tego problemu i to zarówno z naukowego, jak i ekonomicznego punktu widzenia. Trajektorია pękania decyduje bowiem o wielkości odchyłki płaskości powierzchni pękania, a co za tym idzie o głównym źródle oszczędności materiału oraz o właściwym przebiegu dalszych procesów technologicznych [95], dotyczących szczególnie stali do obróbki plastycznej.

Analizując jakościowo korelację między kształtem powierzchni pękania i wielkością odkształceń towarzyszących pękaniu, zauważyłem, że zmniejszeniu odchyłki płaskości powierzchni pękania towarzyszy zmniejszenie odkształceń towarzyszących pękaniu.

Sprowadzenie zagadnienia trajektorii pękania /zmiany kształtu powierzchni pękania/ do jej związku z odkształceniem towarzyszącym pękaniu umożliwiło:

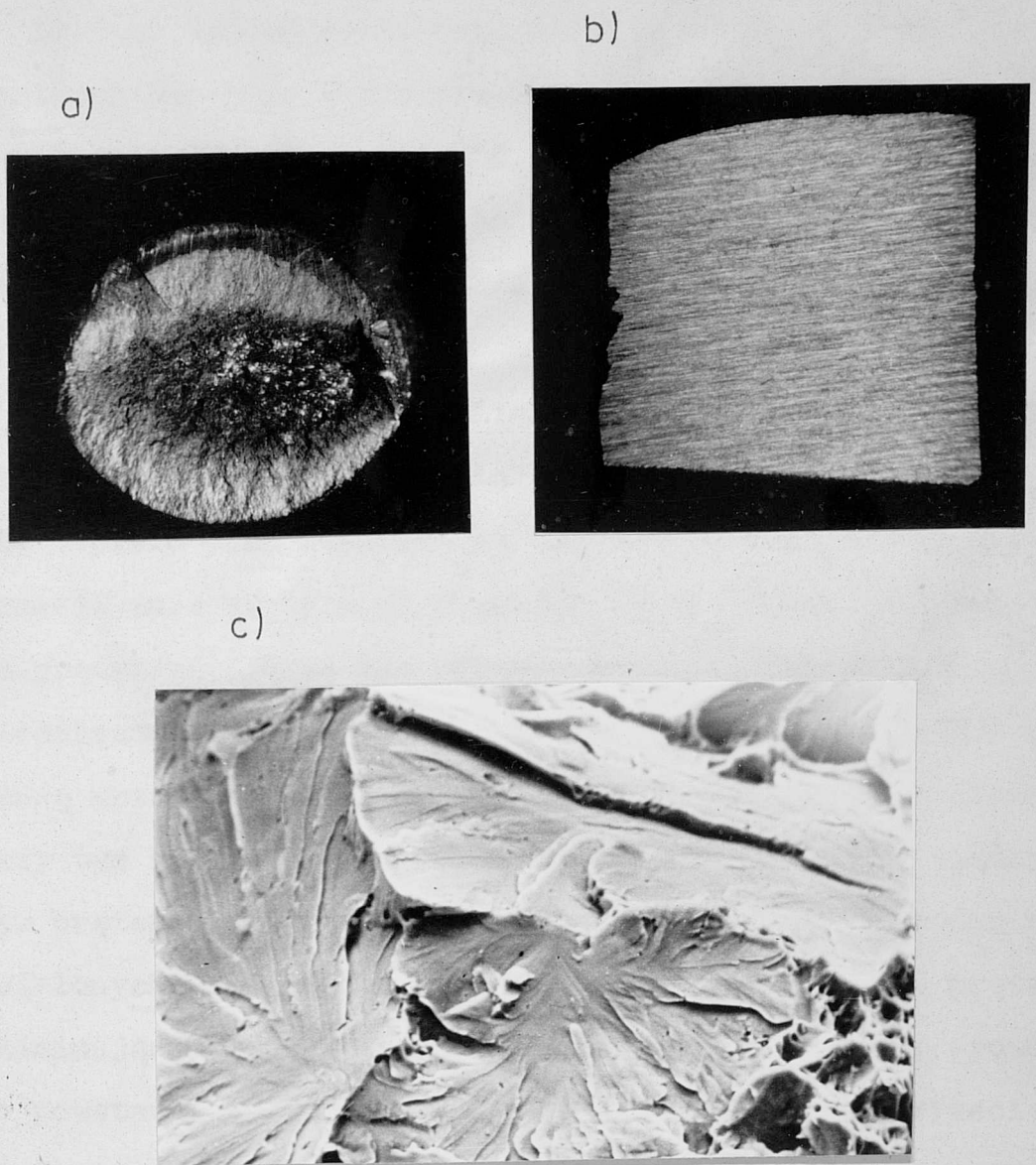
- pominięcie rozważań nad uwikłanym charakterem wpływu przeróżnych czynników technologicznych na wartość odchyłek kształtu w strefie cięcia,
- ukierunkowanie i skoncentrowanie uwagi głównie na określeniu warunków oddziaływania na wartość odkształceń towarzyszących pękaniu.

Należy przy tym podkreślić, że z ogólnego punktu widzenia, odkształcenia poprzedzające pękanie i towarzyszące pękaniu są w pewnym sensie niezależne od siebie [30].

Niezależność ta polega przede wszystkim na tym, że proces odkształcenia plastycznego i proces pękania w różnym stopniu zależy od własności dyslokacji [4]. Odkształcenie towarzyszące pękaniu zależy np. od prędkości pękania, a odkształcenie poprzedzające pękanie nie zależy od niej [30]. Zależność odkształcenia towarzyszącego pękaniu od prędkości jego rozchodzenia się została wykorzystana przez autora do określenia warunków procesu cięcia. Prędkość pękania uzależnia się między innymi od:

- wielkości naprężeń rozciągających,
- prędkości odkształcania,
- temperatury.

Wpływ naprężeń rozciągających na kształt trajektorii pękania był już rozważany w ramach mojej, wspomnianej wcześniej pracy [21]. Cięcie z rozciąganiem może być przydatne jednak tylko w produkcji stosunkowo długich półfabrykatów, a ponadto wymaga ścisłego ustalenia wartości dodatkowych naprężeń rozciągających lub specjalnego przygotowania stali. Zauważono bowiem, że nadmierne przekroczenie optymalnej wartości dodatkowych naprężeń rozciągających powoduje nie tylko wzrost odchyłek kształtu pobocznic, ale również powstanie bruzdowych, kruchych pęknięć skierowanych w głąb materiału i pogarszających jakość powierzchni przecięcia /rys.3, tabl.2/. Pęknięcia te spowodowane były przede wszystkim obecnością znacznej ilości wtrąceń niemetalicznych lub gruboziarnistą strukturą stali.



Rys.3. Wpływ dodatkowych naprężeń rozciągających $\sigma_o = 25,5 \times 10^7 \text{ N/m}^2$ na jakość powierzchni przecięcia: a-widok ogólny, b-przekrój wzdłużny-widoczne brzdowe pęknięcia oraz zmiany kształtu pobocznic, c-fraktografia brzdowych pęknięć.

Dlatego też skoncentrowałem swoją uwagę na temperaturze, ponieważ można ją rozpatrywać zamiennie w porównaniu z prędkością odkształcenia [30,56] . Ponadto wpływ temperatury /z punktu widzenia technologicznych badań procesu cięcia/ jest znacznie mniej znany niż wpływ prędkości odkształcenia [83,62] .

Zwiększenie prędkości cięcia od 40-70 m/sek [62] powoduje poprawę dokładności kształtu odcinanych półfabrykatów, ale dopiero przy długości odcinanych półfabrykatów $l \geq 4d$. Zmniejszenie krytycznej długości $l \geq 4d$ wymaga dalszego wzrostu prędkości cięcia lub ograniczenia poosiowych ruchów pręta i odcinanego półfabrykatu. Komplikuje to konstrukcję i obsługę urządzenia. Jakość odcinanych półfabrykatów zależy przy tym w znacznym stopniu od luzu promieniowego między ciętym prętem i nożami [57] . Stosowanie w tym przypadku noży dzielonych, umożliwiających promieniowe zaciskanie pręta, eliminujące luz promieniowy i skutki sił inercji, prowadzi do powstawania zatarć i przypaleń na powierzchni przecięcia.

Obniżaniu temperatury, prowadzącemu do podobnego wzrostu prędkości pęknięcia, jak wzrost prędkości odkształcenia, nie towarzyszy ujemny wzrost siły inercji. Można więc podjąć próbę realizacji procesu cięcia przy mniej złożonej konstrukcyjnie budowie urządzenia, zastępując wzrost prędkości odkształcenia obniżeniem temperatury.

Jak wynika z energetycznego podejścia do procesu pęknięcia, obniżenie temperatury powoduje ponadto bardziej istotny przyrost energii kinetycznej $\frac{dk}{dc}$ niż wzrost naprężeń rozciągających.

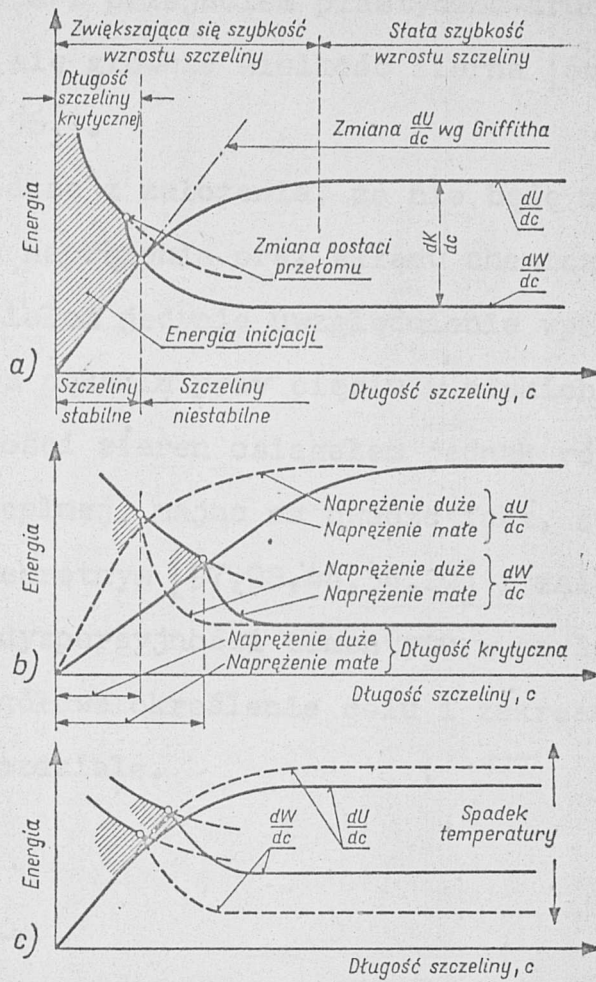
jących [56] . Przyrost ten odpowiada różnicy energii wyzwolonej U i energii absorbowanej W , różnicy niezbędnej do rozwoju pęknięcia zgodnie z relacją podaną przez Boyda:

$$\frac{dK}{dc} = \frac{dU}{dc} - \frac{dW}{dc} \quad (1)$$

gdzie: c - długość pęknięcia.

Zależność tę przedstawiono graficznie na rys.4. Zwiększenie różnicy energii wyzwalanej U i absorbowanej W , wyrażone przyrostem energii kinetycznej $\frac{dK}{dc}$, odpowiada zwiększeniu prędkości pęknięcia. Obszary zakreskowane /rys.4/ obrazują wartości energii inicjacji, niezbędnej do zrównania wartości $\frac{dK}{dc}$ i $\frac{dW}{dc}$. Dla szczelin bardzo małych odkształcenia towarzyszące pękaniu są znaczne i nader istotne, stąd duża wartość $\frac{dW}{dc}$. Ze wzrostem szczeliny pochodna $\frac{dW}{dc}$ gwałtownie zmniejsza się. Przyspieszenie pęknięcia zmniejsza wartość odkształceń plastycznych na wierzchołku szczeliny, a w końcowej fazie doprowadza do zmiany mechanizmu pęknięcia z plastycznego na kruchy.

Zmiana mechanizmu pęknięcia z plastycznego na kruchy jest, jak wiadomo, złożoną funkcją stanu naprężenia /w tym jego sztywności wyrażonej stosunkiem $\frac{\sigma_{\max}}{\tau_{\max}}$ /, składu chemicznego i struktury [89] . Wymaga to uwzględnienia tych czynników, tym bardziej, że proces cięcia bezodpadowego charakteryzuje złożony stan naprężenia [96] , a materiałem przeznaczonym do cięcia jest stal nisko i średniowęglowa szczególnie czuła na zmianę temperatury.



Rys.4. Przebieg zmian energii wyzwanej /U/, absorbowanej /W/ i kinetycznej /K/ w procesie wzrostu pęknięcia [56] : a-ogólny schemat przebiegu, b-wpływ wielkości naprężeń, c-wpływ temperatury.

Do najbardziej istotnych czynników strukturalnych, związanych z przejściem plastyczno-kruchym stali węglowych, zalicza się głównie wielkość ziarna [66,32,87] , kryterium Petcha [56] .

Wychodząc z założenia, że nie będę mógł ingerować w zmianę stanu naprężenia oraz składu chemicznego badanych stali, przewidziałem jedynie uwzględnienie wpływu wielkości ziarna na proces pękania przy cięciu w niskich temperaturach. Zmianę wielkości ziaren osiągałem jednak różnymi sposobami obróbki cieplnej, mając na uwadze fakt, że pękanie jest procesem dyskretnym [97,98,44,34,29] i zależy również od postaci oraz dyspersyjności cementytu w perlicie [4,39,67] .

Szczegółowe określenie celu i zakresu pracy podano w następnym rozdziale.

2. C E L I Z A K R E S B A D A N

Celem poznawczym pracy było wykazanie słuszności przyjętej przeze mnie koncepcji, że:

- kształt trajektorii pęknięcia jest funkcją odkształcenia towarzyszącego pękaniu ϵ_{tp} ,
- sterując wartością odkształcenia towarzyszącego pękaniu ϵ_{tp} , poprzez zmianę prędkości pęknięcia, można uzyskać zmianę trajektorii pęknięcia /poprawę płaskości powierzchni pęknięcia/,
- obniżenie temperatury cięcia winno prowadzić do zmniejszenia wartości odkształceń ϵ_{tp} .

Celem użytkowym pracy było opracowanie technologii dokładnego, bezodpadowego cięcia prętów ze stali węglowych, zapewniających:

- uzyskanie stosunkowo płaskiej powierzchni przecięcia, wolnej od zatarć, przypaleń i makropęknięć, skierowanych w głąb materiału,
- ograniczenie strefy umocnienia odkształceniowego,
- podwyższenie dokładności kształtu pobocznicy odcinanego półfabrykatu.

W związku z powyższym, poza badaniami dotyczącymi odkształceń towarzyszących pękaniu i ich związku z trajektorią pęknięcia, przewidziano dodatkowe badania, dotyczące :

- wpływu temperatury na odkształcenie poprzedzające pęknięcie ϵ_{pp} , stanowiące pomocnicze kryterium doboru warunków cięcia,

- wpływu temperatury na kształt pobocznicy,
- wpływu temperatury na rozkład przemieszczeń w strefie cięcia.

Poza w/w badaniami zostały przeprowadzone również badania pozwalające skonfrontować proponowany sposób zmiany kształtu trajektorii pęknięcia z tradycyjnym, tj. polegającym na zmianie szczeliny tnącej oraz badania dotyczące przyczyn i usunięcia ubocznych skutków towarzyszących cięciu w niskich temperaturach. Miano przy tym na uwadze przede wszystkim uzyskanie ogólnej informacji o całym "obiekcie" badań z punktu widzenia jego optymalnego stanu, ponieważ temat niniejszej pracy wziął swój początek z jednego z tematów problemu węzłowego i należało dać w miarę pełną, choć nie zawsze wyczerpującą, informację o proponowanej technologii bezodpadowego cięcia. Poszukiwania autora poszły zresztą dalej, tzn. rozważał on również możliwość skonstruowania agregatu do bezodpadowego cięcia prętów w obniżonych temperaturach [22, 23]. Nie stanowi to jednak zasadniczego celu niniejszej pracy, dlatego też na ten temat poczyniono nieco szerszą wzmiankę jedynie w zakończeniu pracy.

Wybór badań wpływu szczeliny tnącej /w temperaturze otoczenia/, jako stanowiących punkt odniesienia przy analizie wpływu obniżania temperatury na kształt trajektorii pęknięcia oraz dodatkowo na kształt pobocznicy ciętych bezodpadowo półfabrykatów, uzasadniał fakt, że szczelina tnąca jest podstawowym parametrem technologicznym, jakim można operować przy konkretnym schemacie cięcia i pozostałych ustalonych

jego warunkach zewnętrznych. Sugeruje to z kolei wykorzystanie zmiany szczeliny tnącej, nie tylko w badaniach stanowiących punkt odniesienia, ale również do optymalizacji procesu cięcia, związanej z osiągnięciem założonego celu praktycznego. Osiągnięcie pełnego celu praktycznego, determinowanego wpływem struktury, wymagało ponadto sygnalizowanych już badań, określających wpływ wielkości ziarna na pękanie stali w procesie cięcia w obniżonych temperaturach.

W związku z powyższym, eksperyment przeprowadzono w trzech zasadniczych i zależnych od siebie etapach, a do jego realizacji zastosowano program dynamicznie optymalizujący [75]. Przyjęcie takiego programu badań podyktowane było założonym celem praktycznym, dla osiągnięcia którego zbyteczna jest znajomość całej funkcji obiektu, a ponadto wymagała tego złożoność opracowywanego zagadnienia polegająca na stosowaniu niskich temperatur. Za programem tym przemawiało również to, że autor przeprowadził wcześniej badania rozpoznawcze ułatwiające przyjęcie "punktu startu". Badania te realizowano na prętach ze stali 10 i 45 o średnicy 10 i 22 mm. Zmiennymi parametrami były: temperatura, luz promieniowy, szczelina tnąca i długość odcinanych półfabrykatów. Wyniki tych badań podano częściowo w niepublikowanej pracy [40].

Poszczególne etapy obecnego eksperymentu obejmowały:

Etap I:

- a/ określenie wpływu szczeliny tnącej na wartość odkształcenia ϵ_{pp} i ϵ_{tp} oraz kształt trajektorii pęka-

pękania poboczniczy w temperaturze 293K - badania odniesienia,

- b/ określenie wpływu temperatury na wartość odkształceń ϵ_{pp} i ϵ_{tp} oraz ustalenie optymalnej temperatury cięcia T_{op} /przy ustalonej wartości szczeliny/ ze względu na kształt trajektorii pękania i kształt poboczniczy.

UWAGA! Podetapy a i b są niezależne od siebie. Wartość szczeliny tnącej ustalono wstępnie w oparciu o badania rozpoznawcze.

Etap II:

- a/ Ostateczne określenie optymalnej szczeliny L_{op} dla ustalonej, optymalnej temperatury T_{op} .

Etap III:

Określenie wpływu wielkości ziarna, dla ustalonej wcześniej optymalnej temperatury T_{op} i szczeliny L_{op} na skłonność do kruchego, niezamierzonego pękania, oraz kształt trajektorii pękania w założonej powierzchni cięcia właściwego i kształt poboczniczy.

W oparciu o wyniki badań rozpoznawczych przyjęto następujące czynniki stałe dla wszystkich trzech etapów badań:

- kąt między osią próbki i kierunkiem cięcia $\alpha = 90^\circ$,
- luz promieniowy $L_p = 0,08$ mm,
- średnica próbek $d = 21,95 \pm 0,01$ mm.

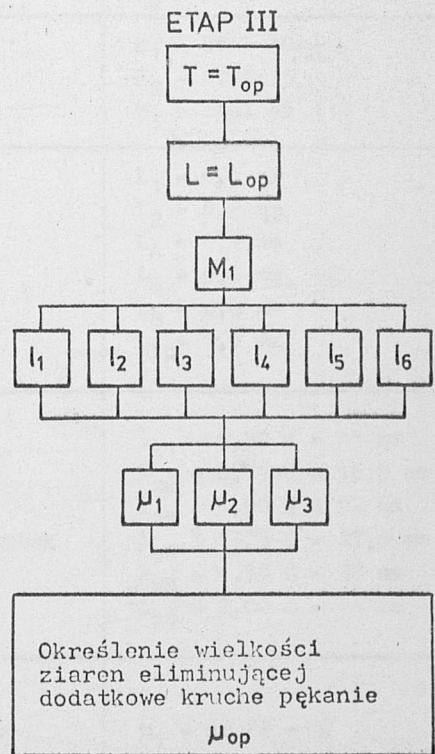
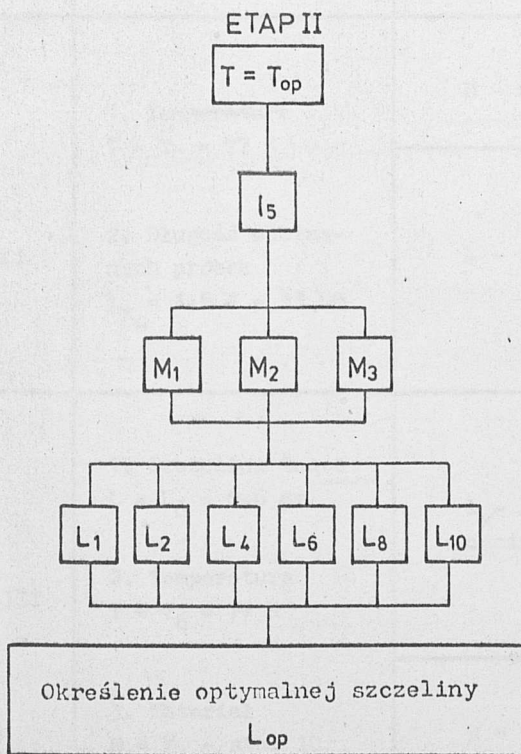
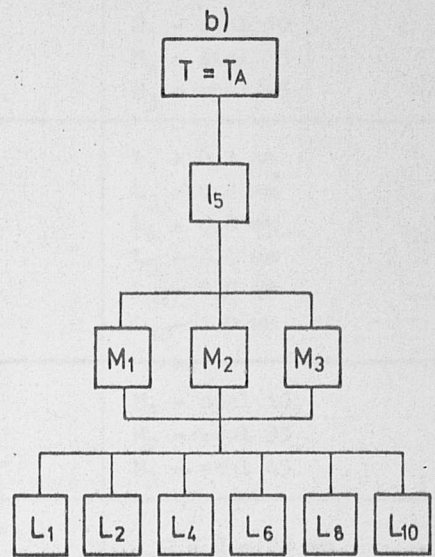
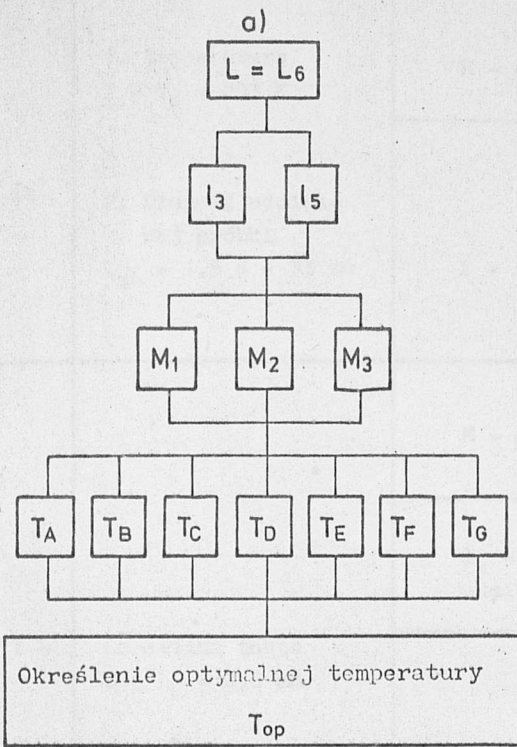
Wartości luzu promieniowego $L_p = 0,08$ mm i średnicy $d = 21,95$ mm, uwarunkowane były chęcią prowadzenia badań w najbardziej niekorzystnych warunkach. Warunki takie, w przypadku cięcia prętów $\emptyset 22$ wykonanych w klasie h9, mogą

występować wówczas, gdy pręty będą posiadały średnicę bliską najmniejszej jej wartości /około 21,95 mm/ i cięte będą nożami tulejowymi, przystosowanymi do cięcia prętów o wymiarze nominalnym, a więc nożami o zwiększonej nieco średnicy, w tym przypadku o około 0,03 mm. Jak wynikało z badań rozpoznawczych [40], zwiększenie luzu promieniowego L_p w zakresie 0,08 do 0,50 mm nie powodowało większych zmian /w temperaturze 77 K/ kształtu trajektorii pęknięcia, lecz tylko zmianę jej kąta nachylenia względem osi próbki. Pełne zestawienie czynników poszczególnych etapów eksperymentu przedstawiono schematycznie na rys.5, a wyszczególnienie nazw symboli użytych w tym schemacie i odpowiadających im wartości podano w tabl.3.

Zasadniczą długość odcinanych próbek $l_x = 1,5 d$, stosowanych w I i II etapie eksperymentu, ustalono w oparciu o badanie rozpoznawcze. Stwierdzono wówczas, że długość odcinanego półfabrykatu $l_x = 1,5 d$ jest długością graniczną, po przekroczeniu której nie obserwuje się dalszych zmian odchyłek kształtu półfabrykatów /rys.6/.

Wprowadzenie drugiej wartości długości próbek, użytej dodatkowo w II etapie, wynikało z chęci powtórzenia dość istotnej części eksperymentu /dotyczącego wpływu temperatury/. Powtórzenie to realizowano przy długości odcinanej próbki $l_x = d$, tj. takiej, jaką stosuje się w podstawowych badaniach procesu wyciskania [94], co przy okazji dostarczyło wstępnych informacji mogących przydać się w badaniach procesu wyciskania.

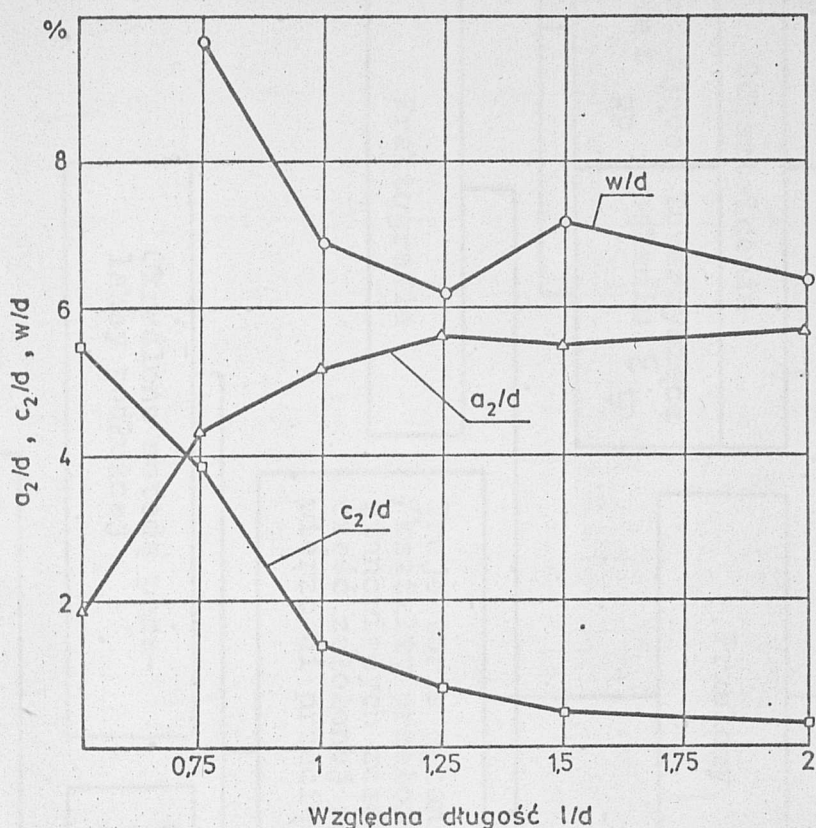
ETAP I



Rys.5. Schematyczne zestawienie czynników poszczególnych etapów eksperymentu.

Tabl.3. Symbole, nazwy i wartości czynników eksperymentu.

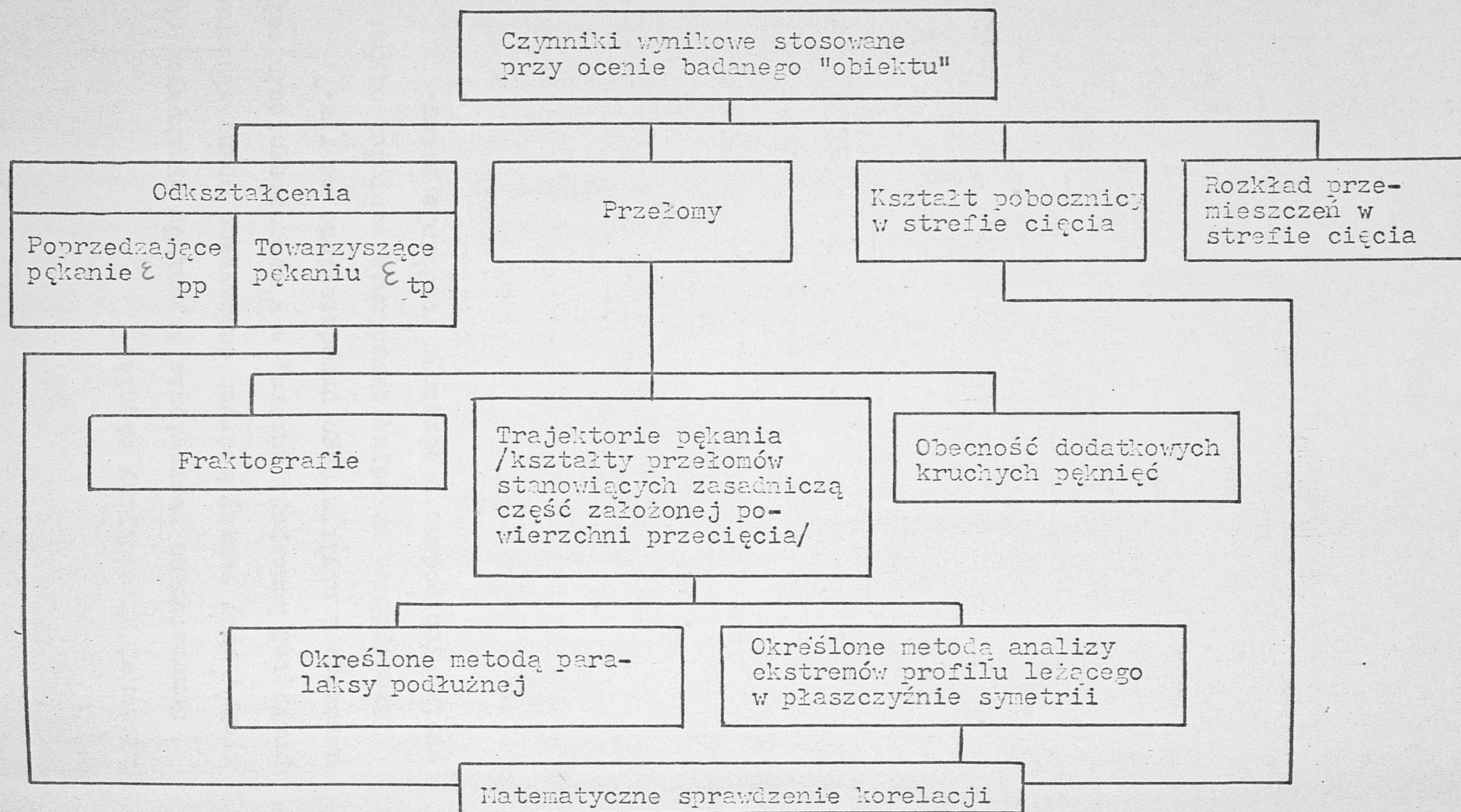
Etap	C z y n n i k i		
	Stałe	Zmienne /badane/	
Ia	1. Temperatura $T = T_A = 293 \text{ K}$	M - materiał	M_1 - stal 10 M_2 - stal 35 M_3 - stal 45
	2. Długość odcina- nej próbki $l_{x4} = 1,5 d = 33 \text{ mm}$	L - szczelina	L_1 - 0,1 mm L_2 - 0,2 mm L_4 - 0,4 mm L_6 - 0,6 mm L_8 - 0,8 mm L_{10} - 1,0 mm
I b	Szczelina tnąca $L = L_6 = 0,6 \text{ mm}$	M - materiał	M_1 - stal 10 M_2 - stal 35 M_3 - stal 45
		l_x - długość odcinanych próbek	$l_{x3} = d = 22 \text{ mm}$ $l_{x4} = 1,5 d = 33 \text{ mm}$
		T - temperatura	$T_A = 293 \text{ K}$ $T_B = 243 \text{ K}$ $T_C = 203 \text{ K}$ $T_D = 173 \text{ K}$ $T_E = 153 \text{ K}$ $T_F = 123 \text{ K}$ $T_G = 77 \text{ K}$
II	1. Temperatura $T = T_G = 77 \text{ K}$	M - materiał	M_1 - stal 10 M_2 - stal 35 M_3 - stal 45
	2. Długość odcina- nych próbek $l_{x4} = 1,5 d = 33 \text{ mm}$	L - szczelina	$L_1 = 0,1 \text{ mm}$ $L_2 = 0,2 \text{ mm}$ $L_4 = 0,4 \text{ mm}$ $L_6 = 0,6 \text{ mm}$ $L_8 = 0,8 \text{ mm}$ $L_{10} = 1,0 \text{ mm}$
III	1. Szczelina tnąca $L = L_6 = 0,6 \text{ mm}$	l_x - długość odcinanych próbek	$l_{x1} = 0,50 d = 11 \text{ mm}$ $l_{x2} = 0,75 d = 16,5 \text{ mm}$ $l_{x3} = 1,00 d = 22 \text{ mm}$ $l_{x4} = 1,25 d = 27,5 \text{ mm}$ $l_{x5} = 1,50 d = 33 \text{ mm}$ $l_{x6} = 2,00 d = 44 \text{ mm}$
	2. Temperatura $T = T_6 = 77 \text{ K}$	μ - przeciętna wielkość ziarna	μ_1 - nr /2 - 3/ μ_2 - nr 8 μ_3 - nr 9
	3. Materiał $M = M_1$ - stal 10		



Rys.6. Wpływ długości odcinanych półfabrykatów na zmiany ich kształtu: a_2/d - względna głębokość wciagnięcia, c_2/d - względna głębokość zgniecenia, w/d - względny współczynnik kształtu trajektorii pęknięcia. Temperatura cięcia: 293 K. Szczelina tnąca: $L/d = 2,7\%$.

Przyjęcie sześciu różnych długości odcinanych próbek, w III etapie - dotyczącym określenia wpływu wielkości ziarna, podyktowane było chęcią sprawdzenia wpływu długości odcinanych próbek na skłonność do kruchego pęknięcia, oraz zmiany kształtu trajektorii pęknięcia i poboczniczy związane z rozdrobnieniem ziaren badanej stali.

Całkowita długość wszystkich stosowanych próbek wynosiła przed cięciem $l_c = 2l_x$, gdzie l_x - długość próbki odcinanej. Wynikało to z przyjętego sposobu chłodzenia próbek oraz chęci zapewnienia symetrycznego stanu naprężenia po obu stronach



Rys.7. Schematyczne zestawienie i wzajemne powiązania czynników służących do oceny badanego "obiekту"

złożonej płaszczyzny cięcia.

Schematyczne zestawienie czynników wynikowych /zależnych/, przy pomocy których dokonywano oceny słuszności przyjętej koncepcji autora, a w tym osiągnięcia celu poznawczego i utylitarnego przedstawiono na rys.7.

Szczegółową metodykę określania wartości czynników wynikowych podano w odrębnym rozdziale pracy.

3. M A T E R I A Ł

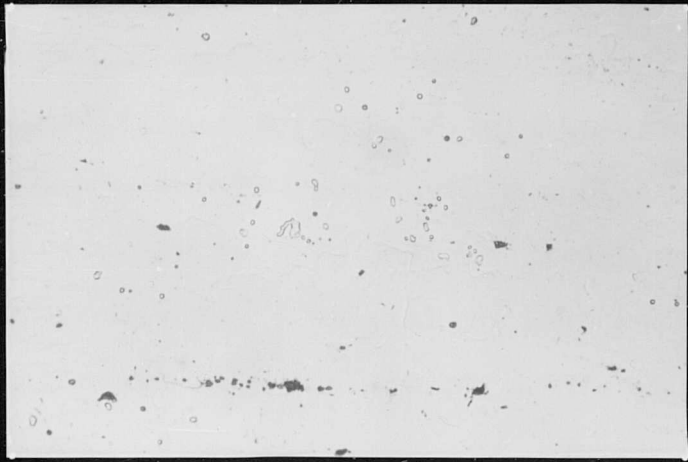
Do badań procesu cięcia użyto trzy gatunki konstrukcyjnych stali węglowych: 10,35 i 45 [90] . Kontrolna analiza chemiczna /tabl.4/ tych stali wykazała, że ich skład chemiczny, z wyjątkiem nieco wyższej zawartości fosforu w stali 45, odpowiada składom podanym w normie PN-66/H-84019.

Tabl.4. Skład chemiczny¹

Symbol mate- riału	Skład chemiczny w %								Gatunek stali
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	
M1	0,09	0,04	0,22	0,012	0,031	ślady	ślady	0,03	10
M2	0,32	0,60	0,18	0,026	0,018	0,08	ślady	0,08	35
M3	0,44	0,63	0,19	0,047	0,018	ślady	ślady	0,10	45
1/ Analizę składu chemicznego przeprowadzono w IMiMT PWr									

Stale te różniły się wielkością i rozkładem wtrąceń niemetalicznych /rys.8/. Największe wtrącenia obserwowano w stali 35, znacznie mniejsze w stali 10, a najmniejsze w stali 45. Wtrącenia te były rozłożone następująco: w stali 10-punktowo i łańcuszkowo, w stali 35-wybitnie łańcuszkowo, a w stali 45-punktowo.

a)



b)



c)



Rys.8 Rozkład wtrąceń niemetalicznych: a - stal 10,
b - stal 35, c - stal 45. Pow. x 100.

Analiza pozostałych wyników materiałowych, dotyczących własności wytrzymałościowych /tabl.5/, wielkości ziaren /tabl.6/ i struktury-kształtu cementytu w perlicie /rys.9/ pozwala sądzić, że stale te były poddane częściowemu wyżarzaniu zmiękczającemu, przy czym stal 35 i 45 posiadają strukturę drobnoziarnistą, a stal 10 strukturę gruboziarnistą.

Tabl.5.Własności wytrzymałościowe

Gatunek stali	Własności wytrzymałościowe					
	Rm	Rt	A ₅	Z	Twardość	
	10 ⁷ N/m ²	10 ⁷ N/m ²	%	%	HV	HB
10	40	29	32	46	120	114
35	56	39	30	39	151	162
45	54	41	16	31	192	197

Zmiany wielkości ziaren stali 10 uzyskano przez zastosowanie wyżarzania normalizującego oraz ulepszenia cieplnego. Warunki tej obróbki cieplnej oraz otrzymane w wyniku jej zastosowania wielkości ziaren podano w tabl.7.

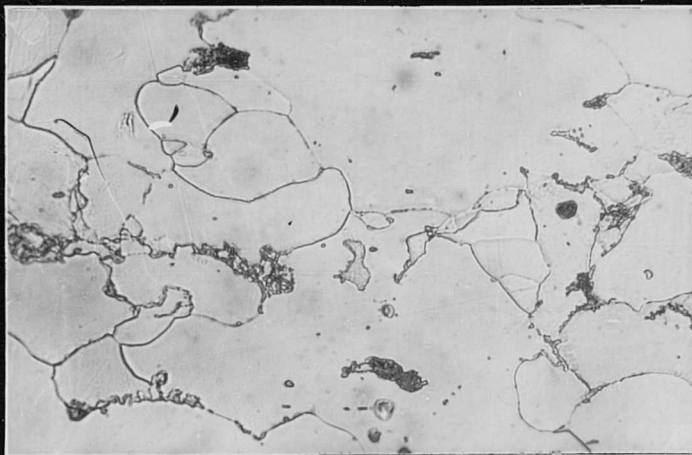
Tabl.6. Wielkości ziarna stali 10,35 i 45.

Gatunek stali	Numer wielkości ziarna /wg PN-66/H-04517/ i ich procentowy udział
10	2-5 /80% - nr 2/
35	7
45	6-7 /80% - nr 7/

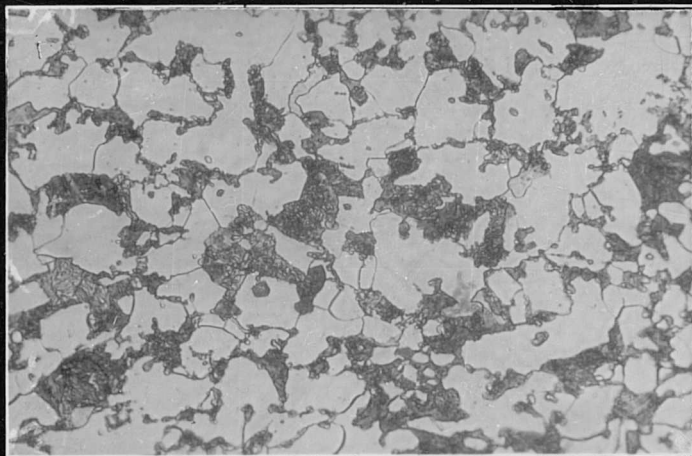
Tabl.7. Warunki obróbki cieplnej stali 10 i wielkości ziaren

Lp	Rodzaj obróbki cieplnej	Warunki obróbki cieplnej	Nr wielkości ziaren wg PN-66/H-04517
1	Normalizowanie	- Temperatura: 890-920°C - Chłodzenie w powietrzu	8
2	Hartowanie	- Temperatura: 890-910°C Czas: 30 minut - Chłodzenie w wodzie	9
	Odpuszczanie	- Temperatura: 680-700°C Czas: 60 minut - Chłodzenie z piecem	

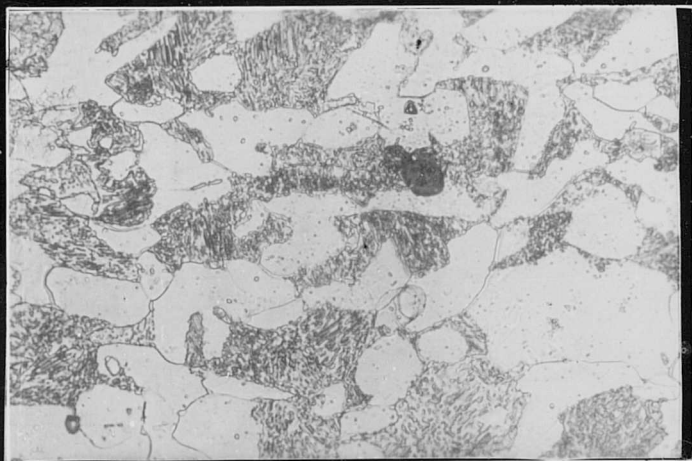
a)



b)

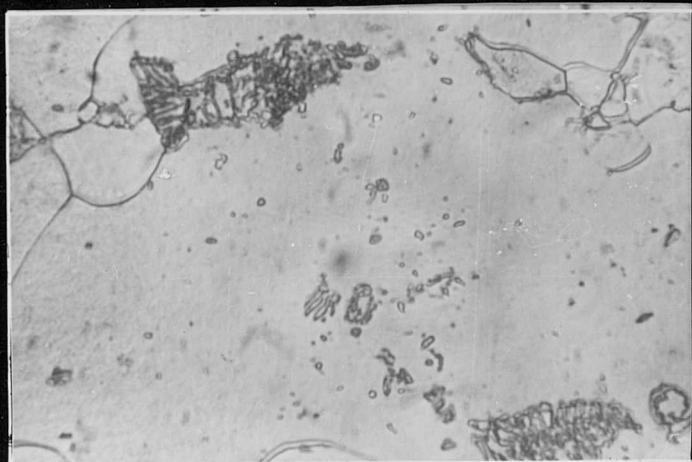


c)



Rys.9. Struktury stali: a-stal 10, b-stal 35, c-stal 45.
Pow., x 500.

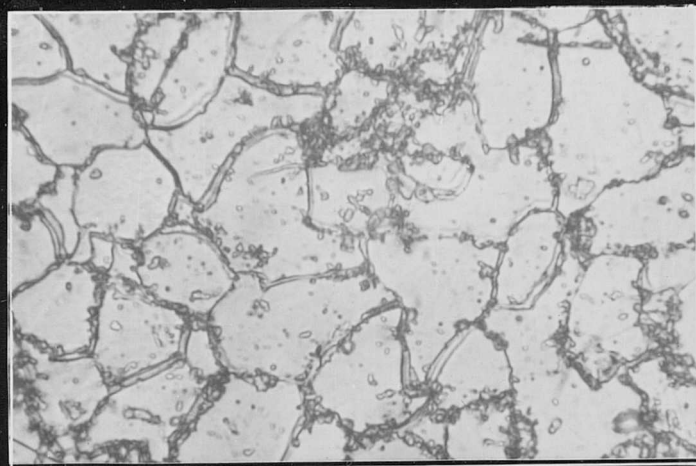
a)



b)



c)



Rys.10. Struktury stali 10 po obróbce cieplnej:
a/ wyżarzanie zmiękczające /stan dostawy/,
b/ wyżarzanie normalizujące, c/ulepszanie cieplne.
Pow. x 1000.

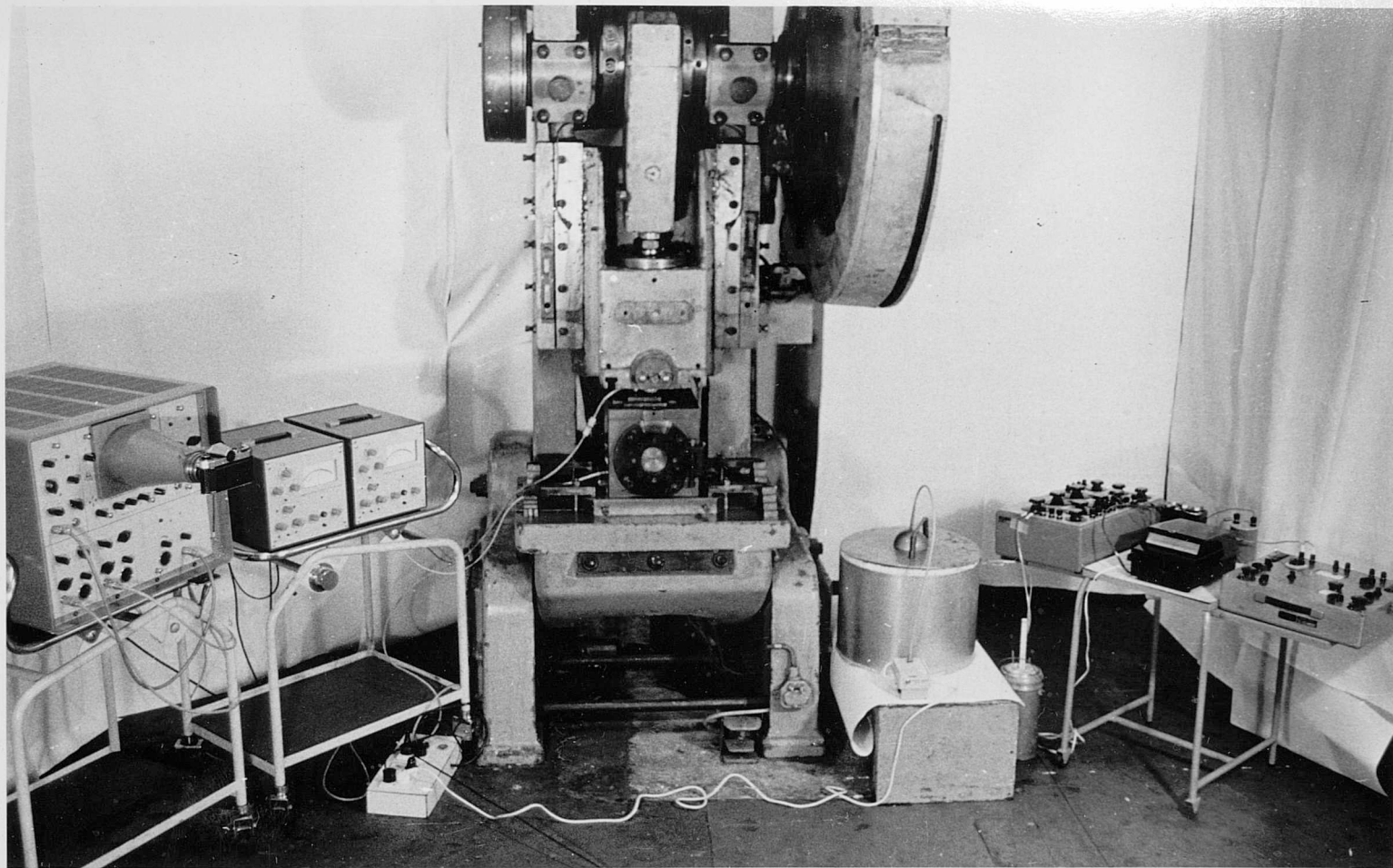
Zmiany kształtu i rozkładu cementytu w stali 10, po obróbce cieplnej, pokazano na rys.10. Po normalizowaniu cementyt wydzielił się w postaci płytek, tworząc dość równomiernie rozłożone kolonie perlitu /rys. 10b/. Po ulepszeniu cieplnym wydzielenia cementytu posiadają natomiast postać drobnych steroidytów, zlokalizowanych przeważnie w okolicy granicy ziaren /rys.10c/.

4. S T A N O W I S K O B A D A W C Z E

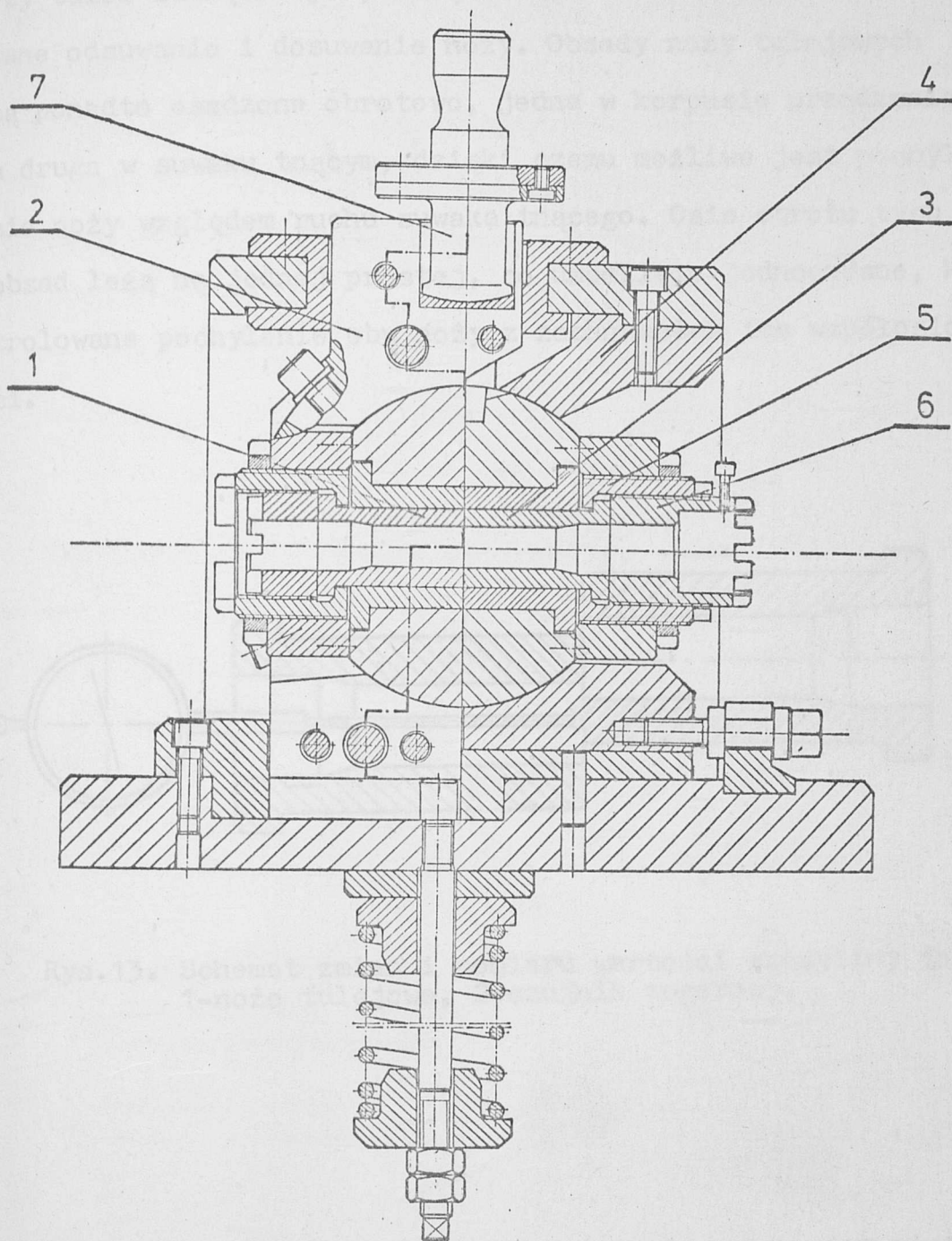
W skład stanowiska badawczego wchodziło urządzenie do cięcia próbek napędzane przy pomocy prasy mimośrodowej, kriostat kąpielowy wraz z aparaturą kontrolno-pomiarową służącą do określenia temperatury kąpeli i rozkładu temperatury w próbkach, jak również współpracujący z urządzeniem do cięcia dynamometr tensometryczny i czujnik przemieszczeń noża /suwaka tnącego urządzenia/ oraz aparatura wzmacniająca sygnały pochodzące z dynamometru przemieszczeń i czujnika przemieszczeń, oraz rejestrująca je w postaci wykresu siły cięcia w funkcji przemieszczeń noża. Ogólny widok stanowiska badawczego pokazano na rys.11.

4.1. Urządzenie do cięcia

Schemat specjalnie skonstruowanego i dalece uniwersalnego urządzenia, użytego w badaniach procesu cięcia, pokazano na rys.12 [24,25] . Urządzenie to wyposażone jest w dwa noże tulejowe, z których jeden /ruchomy/ osadzony jest w suwaku tnącym, a drugi /nieruchomy/ w korpusie urządzenia. Do zmiany szczeliny między krawędziami tnącymi noży służą współpracujące z nimi gwintowane tuleje, z których zewnętrzne - wkręcone w obsady noży - posiadają kołnierze współpracujące z kołnierzami noży tulejowych, a wewnętrzne - wkręcone w

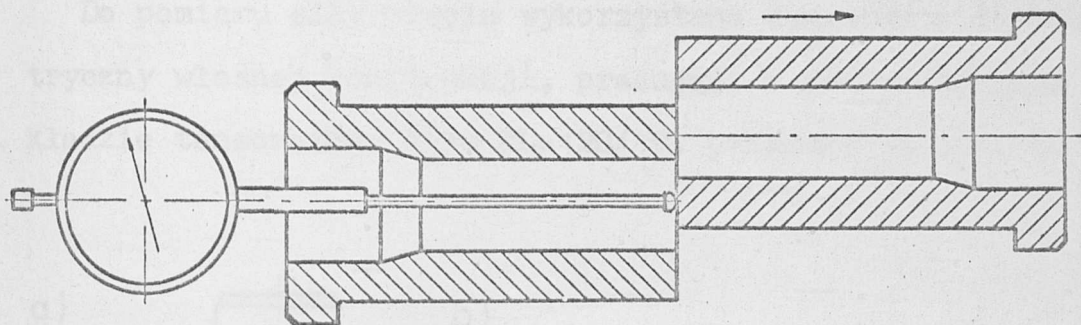


Rys.11 Ogólny widok stanowiska badawczego - od lewej: aparatura do rejestracji siły cięcia, prasa z urządzeniem do cięcia próbek, kriostat kapiełowy, aparatura do pomiaru temperatury.



Rys.12. Urządzenie do bezodpadowego cięcia [24,25] :
1-nóż tulejowy /ruchomy/, 2-suwak tnący, 3-nóż
tulejowy /nieruchomy/, 4-korpus urządzenia,
5-tuleje gwintowane, zewnętrzne-z kołnierzem,
6-tuleje gwintowane wewnętrzne, 7-dynamometr
tensometryczny.

tuleje z kołnierzami - dociskają kołnierze noży do kołnierzy tulei zewnętrznych, dzięki czemu możliwe jest kontrolowane odsuwanie i dosuwanie noży. Obsady noży tulejowych są ponadto osadzone obrotowo, jedna w korpusie urządzenia, a druga w suwaku tnącym, dzięki czemu możliwe jest pochylenie noży względem ruchu suwaka tnącego. Osie obrotu tych obsad leżą na jednej prostej, co umożliwia jednocześnie, kontrolowane pochylenie obu noży z zachowaniem ich współosiowości.



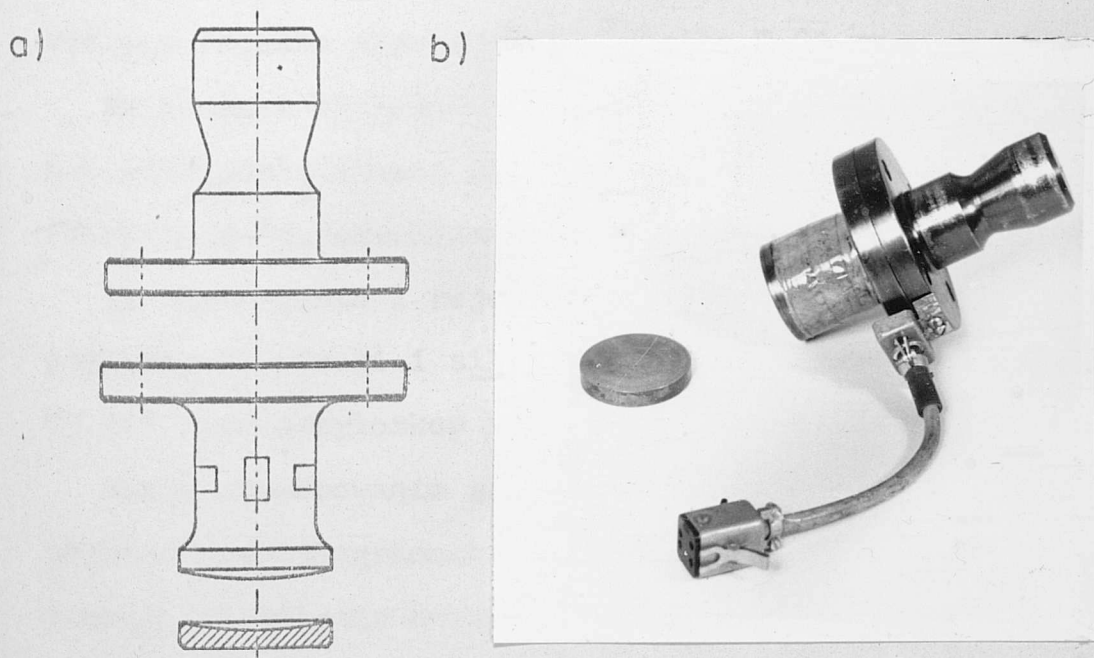
Rys.13. Schemat zmian i pomiaru wartości szczeliny tnącej:
1-noże tulejowe, 2-czujnik zegarowy.

Z wielu możliwości w/w urządzenia wykorzystano w niniejszych badaniach tę, która umożliwia płynną i kontrolowaną zmianę szczeliny tnącej. Wartość szczeliny, po odsunięciu noży od siebie, można określić odczytując wskazania na podziałce nastawnej tarczy kontrolnej, współpracującej z gwin-

towaną tuleją kołnierzową /dokładność ustawienia szczeliny 0,02 mm/, bądź dokładniej przy pomocy, np. czujnika zegarowego /rys.13/, co też miało miejsce w niniejszych badaniach. Zastosowanie czujnika zegarowego wymaga jednak dodatkowego zabiegu, polegającego na: pionowym przesunięciu noży względem siebie, oparciu końcówki czujnika o czołową powierzchnię odsuwanego noża i kontrolowaniu wskazań czujnika w czasie odsuwania noża.

4.2. Aparatura do pomiaru i rejestracji siły cięcia w funkcji przemieszczeń noża.

Do pomiaru siły cięcia wykorzystano dynamometr tensometryczny własnej konstrukcji, pracujący w pełnomostkowym układzie tensometrów typu RL=120/10, pokazany na rys.14.



Rys.14. Dynamometr tensometryczny: a-schemat , b-widok ogólny: 1-czop, 2-dynamometr z zaznaczonym miejscem umocowania tensometrów, 3-podkładka.

Przegubowe osadzenie dynamometru w sposób przedstawiony na rys.12 umożliwia przekazywanie siły od suwaka prasy na suwak tnący urządzenia bez obawy wystąpienia bocznych sił, niekorzystnie wpływających na pracę dynamometru.

Pomiar drogi realizowany był przy pomocy indukcyjnego czujnika przemieszczeń typu IWT-302 firmy RFT.

Czujnik przemieszczeń zamocowano w ten sposób, że jego końcówka pomiarowa przymocowana była do suwaka tnącego, a nie do suwaka prasy, natomiast cewka indukcyjna do korpusu urządzenia, co eliminowało zakłócenia wskazań czujnika, mogące wyniknąć z niewłaściwego kontaktu suwaka prasy z suwakiem tnącym urządzenia. Było to niezwykle istotne w fazie cechowania czujnika. Cechowanie to odbywało się bezpośrednio po ustawieniu urządzenia na prasie. Do pomiaru przemieszczeń w czasie cechowania użyto czujnika zegarowego, którego działka elementarna wynosiła 0,01 mm.

Dynamometr tensometryczny cechowano natomiast na maszynie wytrzymałościowej ZD-50 nr 37/363/001 firmy VWB
" /Werkstoff-Prufmaschinen Leipzig/.

Do wzmacniania i rejestrowania sygnałów obu czujników pomiarowych /drogi i siły/ wykorzystano mostki pomiarowe UM 111 oraz oscyloskop katodowy z aparatem fotograficznym.

Skalę odwzorowania siły P_c i przemieszczeń noża Δd , podano na oscylogramach siły cięcia. Oscylogramy te wykorzystano do określenia odkształceń poprzedzających i towarzyszących pękaniu.

4.3. Kriostat i aparatura do pomiaru temperatury.

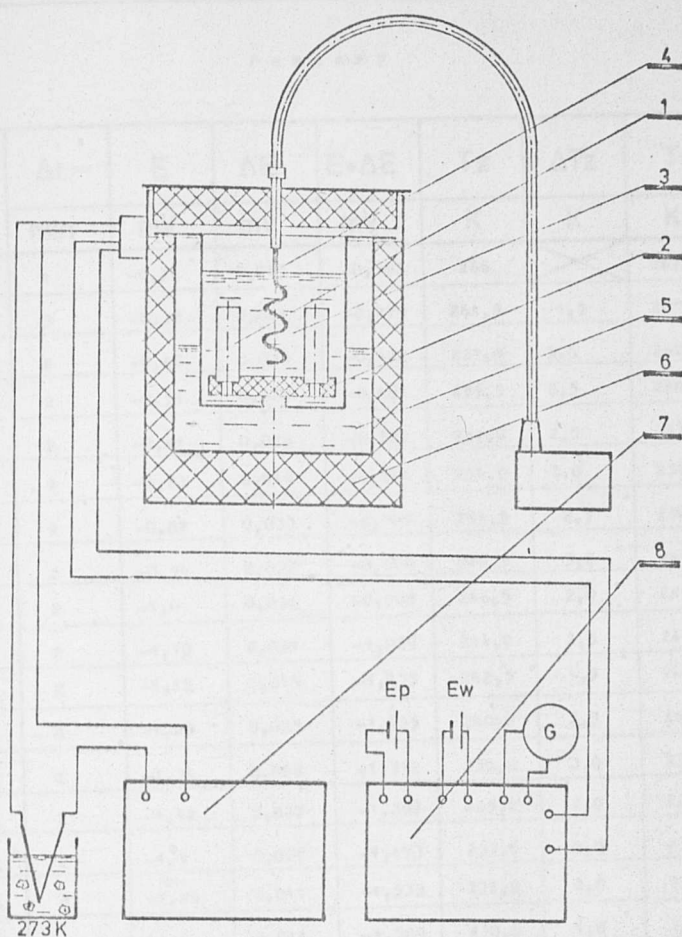
Do schładzania próbek wykorzystano kriostat kąpielowy, zbudowany we własnym zakresie, którego schemat wraz z aparaturą pomiarową pokazano na rys.15.

Kriostat ten składa się z izolowanego cieplnie pojemnika ciekłego azotu, zamykanego od góry podobnie izolowaną pokrywą, w którym to podwieszony jest pojemnik z chłodzącą kąpielą alkoholową, bądź węglowodorową o pojemności 2000 cm³. Przeznaczone do chłodzenia próbki umieszczano w pojemniku z kąpielą chłodzącą, przy czym ustawiano je w jednakowej odległości od ścianek pojemnika, w gniazdach tekstolitowego koszyčka, co gwarantowało podobny rozkład temperatur we wszystkich próbkach.

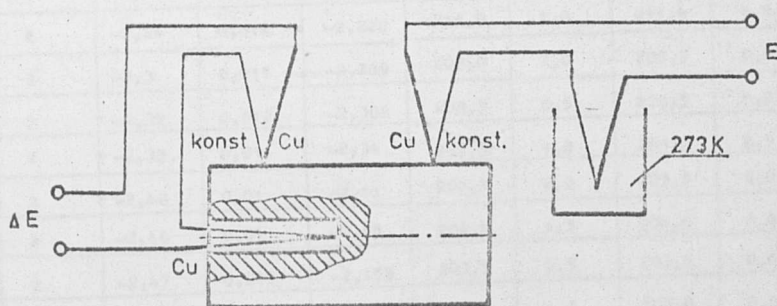
Do jednej z próbek przymocowano dwie termopary miedź-constantan, o średnicy 0,09 mm, w tym termoparę różnicową. Służyły one do pomiaru temperatur T_z powierzchni zewnętrznej próbki oraz różnicy temperatur $T_{z,w}$, pomiędzy powierzchnią próbki, a jej wnętrzem. Sposób rozmieszczenia termopar w próbce kontrolnej przedstawiono na rys.16.

Wartość siły termoelektrycznej E , odpowiadającą temperaturze kąpieli, mierzono przy pomocy kompensatora "Norma" /model 317/ z dokładnością 0,05 mV, a różnicę tej siły ΔE , wynikającą z różnicy temperatury wnętrza próbki i kąpieli, przy pomocy kompensatora "KM 76a", z dokładnością 0,001 mV.

Wyniki badań kontrolnych kriostatu przedstawiono w tabl.8. W tabeli tej podano zależności sił termoelektrycznych oraz odpowiadających im temperatur T_z i T_w w zależności od czasu



Rys.15. Schemat kriostatu kapielowego z układem pomiarowym:
1-próbki, 2-koszycek tekstolitowy, 3-alkohol propylowy lub węglowodór, 4-mieszadełko, 5-ciekły azot, 6-izolacja cieplna, 7-kompensator "Norma", 8-kompensator KM76a, E_p-pomocnicze źródło napięcia /2V/, E_w-ogniwo normalne /wzorcowe/.



Rys.16. Sposób rozmieszczenia termopar w próbce kontrolnej.

Tabl.8

Pomiary								Schemat pomiarów pokazano na rys.16	
Lp	Δt	E	ΔE	E+ ΔE	Tz	ΔT_z	Tw	ΔT_{zw}	Uwagi
	min	mV	mV	mV	K	K	K	K	
1.	1	-0,24	0,045	-0,195	266	X	267,5		
2.	3	-0,32	0,041	-0,279	264,5	1,5	265,5	1,0	
3.	2	-0,46	0,038	-0,422	261,0	3,5	262,0	1,0	
4.	2	-0,51	0,029	-0,481	259,5	0,5	260,5	1,0	
5.	2	-0,61	0,028	-0,582	257,0	2,5	257,5	0,5	
6.	2	-0,73	0,019	-0,711	254,0	3,0	254,5	0,5	
7.	2	-0,82	0,033	-0,787	251,5	2,5	252,5	1,0	
8.	2	-0,94	0,032	-0,908	248,5	3,0	249,0	0,5	
9.	2	-1,0	0,031	-0,969	246,5	2,0	247,5	1,0	
10.	2	-1,10	0,031	-1,069	244,0	2,5	244,5	0,5	
11.	2	-1,15	0,015	-1,135	242,5	1,5	243,0	0,5	
12.	2	-1,25	0,025	-1,225	240,0	2,5	240,5	0,5	
13.	2	-1,34	0,028	-1,312	237,0	3,0	238,0	1,0	
14.	2	-1,42	0,027	-1,397	235,0	2,0	235,5	0,5	
15.	2	-1,5	0,027	-1,473	233,0	2,0	233,5	0,5	M
16.	2	-1,55	0,011	-1,539	231,0	2,0	231,0	0,0	
17.	2	-1,6	0,011	-1,589	230,0	1,0	230,0	0,0	
18.	2	-1,75	0,014	-1,736	225,5	4,5	225,5	0,0	
19.	2	-1,8	0,013	-1,787	224,0	1,5	224,0	0,0	
20.	2	-1,85	0,006	-1,844	223,0	1,0	223,0	0,0	
21.	2	-1,9	0,013	-1,887	221,0	2,0	221,5	0,5	
22.	2	-1,93	0,013	-1,917	220,0	1,0	221,0	1,0	
23.	2	-2,02	0,013	-2,007	217,5	2,5	218,0	0,5	M
24.	2	-2,06	0,01	-2,05	216,0	1,5	216,0	0,0	
25.	2	-2,1	0,003	-2,097	215,0	1,0	215,0	0,0	
26.	2	-2,15	0,014	-2,136	213,5	1,5	213,5	0,0	
27.	2	-2,2	0,011	-2,189	212,0	1,5	212,0	0,0	
28.	2	-2,24	0,012	-2,228	211,0	1,0	211,0	0,0	
29.	2	-2,3	0,011	-2,289	209,0	2,0	209,0	0,0	
30.	2	-2,32	0,012	-2,308	208,5	0,5	208,5	0,0	
31.	2	-2,35	0,01	-2,34	207,5	1,0	208,0	0,5	M
32.	2	-2,42	0,01	-2,41	205,5	2,0	205,5	0,0	M
33.	2	-2,46	0,01	-2,45	204,0	1,5	204,0	0,0	M
34.	2	-2,47	0,011	-2,459	203,5	0,5	203,5	0,0	M, W
35.	2	-2,52	0,007	-2,513	202,0	1,5	202,0	0,0	M
36.	2	-2,57	0,007	-2,563	200,5	1,5	200,5	0,0	M
37.	2	-2,57	0,003	-2,567	200,5	0,0	200,5	0,0	M
38.	2	-2,6	0,001	-2,599	199,5	1,0	199,5	0,0	M
39.	2	-2,6	0,001	-2,599	199,5	0,0	199,5	0,0	M
40.	2	-2,62	0,001	-2,619	199,0	0,5	199,0	0,0	M

Tabl. 8 o.d.

[illegible]

Sila termoelektryczna E

mV

4

3

2

1

10

20

30

40

50

60

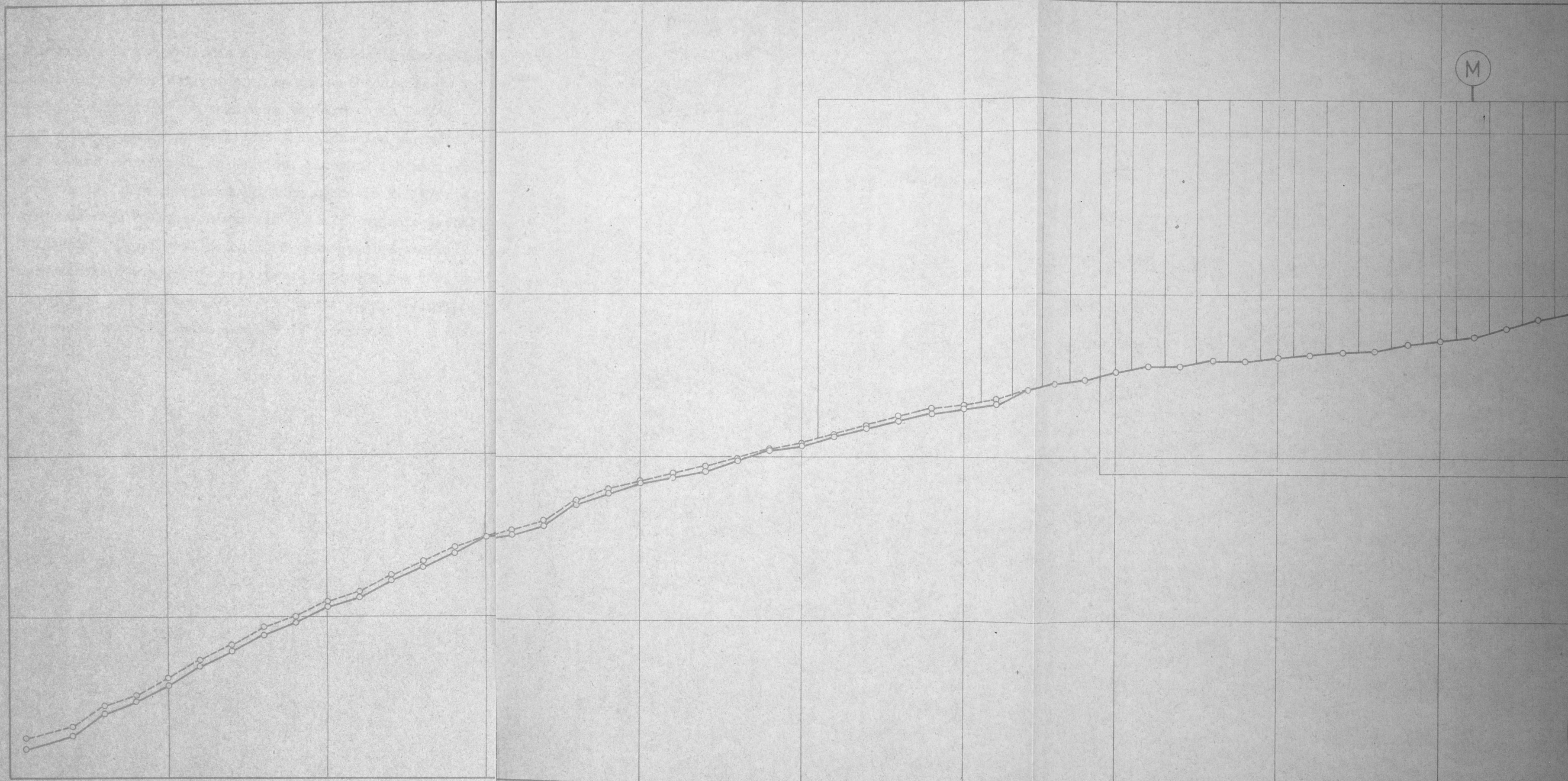
70

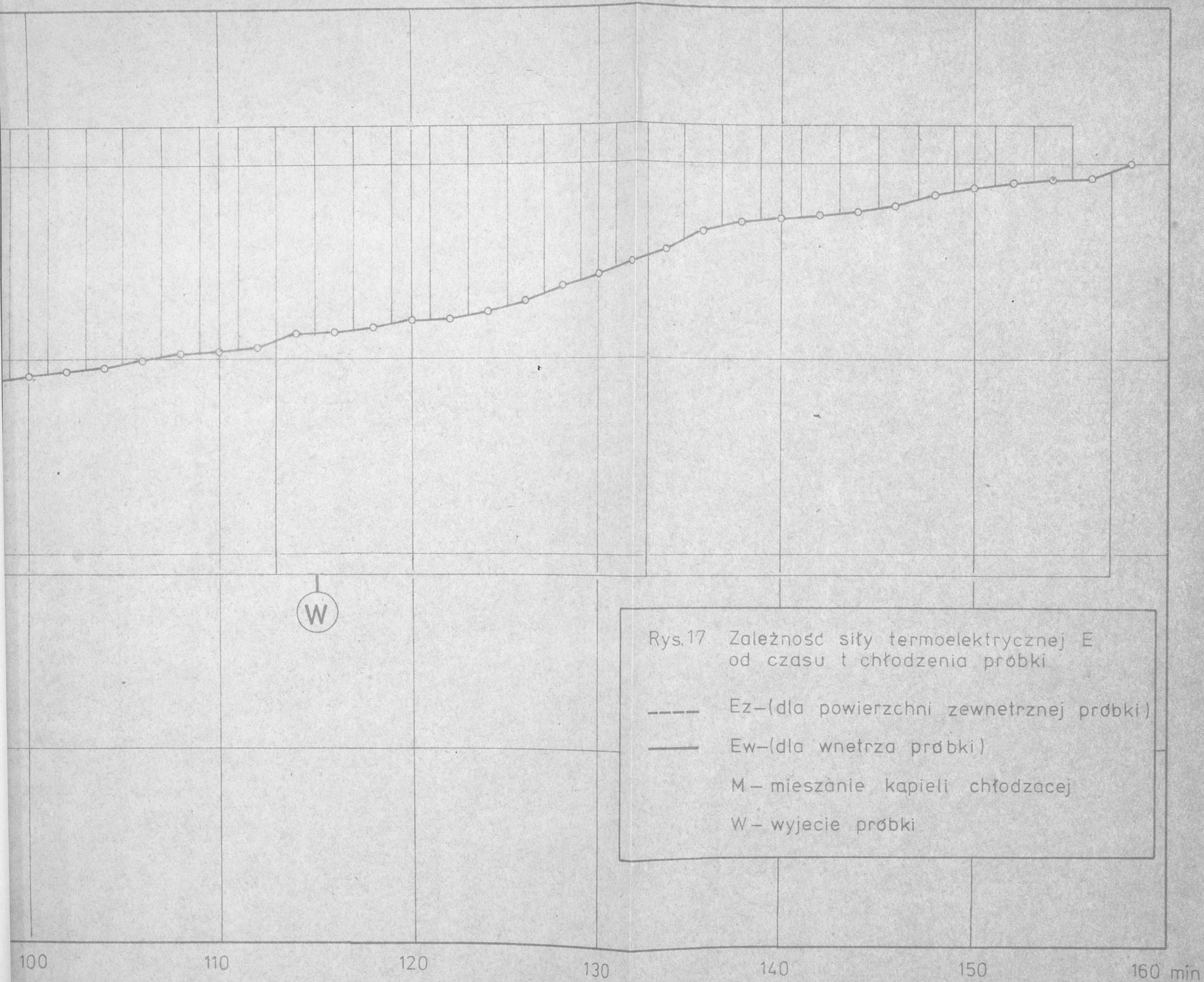
80

90

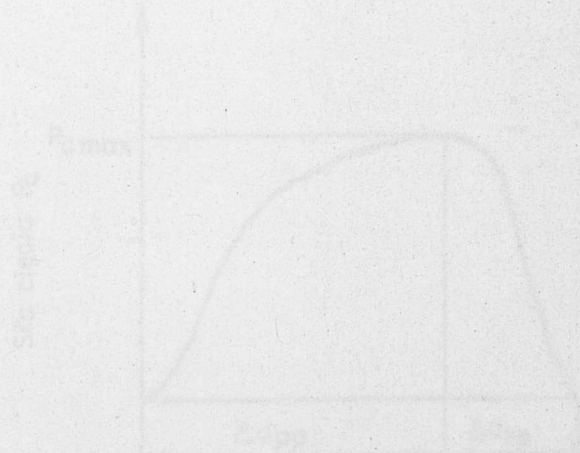
Czas t

M





chłodzenia t . Jednocześnie na rys.17 przedstawiono zależności siły termoelektrycznej E od czasu chłodzenia t . Wykres ten sporządzono celowo we współrzędnych $E=f/t$, aby uniknąć błędów związanych z przeliczeniem wartości sił termoelektrycznych na Kelwiny. Litery M i W zamieszczone w tabl.8 w rubryce uwagi i na wykresie $E=f/t$ //rys. 17/ oznaczają kolejno: mieszanie kąpieli, wyjęcie próbki. Mieszanie kąpieli realizowano przy pomocy mieszadełka umieszczonego w pokrywie kriostatu. Odbywało się ono, począwszy od temperatury 200 K /75 minuta badania/, cyklicznie co 2 minuty i trwało około 5 do 10 sekund.

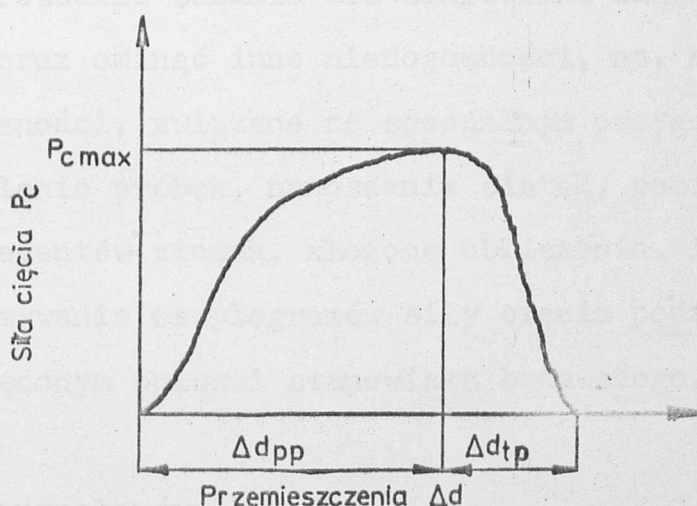


5. METODYKA BADAŃ

5.1. Pomiar odkształceń poprzedzających pękanie ϵ_{pp} i towarzyszących pękaniu ϵ_{tp} .

Pomiar odkształceń ϵ_{pp} i ϵ_{tp} przeprowadzono w oparciu o oscylogramy siły cięcia P_c w funkcji drogi noża Δd , z których określano wartości przemieszczeń noża odpowiadające poszczególnym fazom procesu cięcia, tj. fazie poprzedzającej pękanie i fazie pękania.

Schemat podziału całkowitego przemieszczenia noża Δd_c na składowe odpowiadające powyższym fazom procesu cięcia pokazano na rys.18. Przemieszczenie poprzedzające pękanie $|\Delta d_{pp}|$ określano jako drogę noża od początku jego kontaktu z próbką do momentu, przy którym siła cięcia osiąga wartość maksymalną.



Rys.18. Schemat podziału przemieszczeń na poprzedzające pękanie Δd_{pp} i towarzyszące pękaniu Δd_{tp} .
 $P_{c \max}$ - maksymalna siła cięcia.

Za przemieszczenie towarzyszące pękaniu Δd_{tp} przyjęto natomiast drogę noża od momentu osiągnięcia maksimum przez siłę cięcia, do zupełnego pokonania spójności materiału, co odpowiadało spadkowi wartości tej siły do zera.

Wspomniane wyżej odkształcenia ϵ_{pp} i ϵ_{tp} liczono z następujących wzorów:

$$\epsilon_{pp} = \frac{\Delta d_{pp}}{d} \quad (2)$$

$$\epsilon_{tp} = \frac{\Delta d_{tp}}{d} \quad (3)$$

przy czym dokładność określenia wartości przemieszczeń Δd_{pp} i Δd_{tp} wynosiła 0,1 mm.

Przyjęta metoda określania odkształceń poprzedzających ϵ_{pp} i towarzyszących ϵ_{tp} pękaniu jest o tyle interesująca, że pozwala prowadzić badania bez zakłócenia ciągłości procesu cięcia oraz ominąć inne niedogodności, np. metod wizioplastyczności, związane ze specjalnym przygotowaniem próbek /dzielenie próbek, nanoszenie siatek, pomiary odkształceń elementów siatek, złożone obliczenia, itp/. Sposób otrzymywania oscylogramów siły cięcia podano w rozdziale poświęconym opisowi stanowiska badawczego.

5.2. Badanie przełomów

5.2.1. Badania fraktograficzne

Badaniami fraktograficznymi objęto wszystkie przełomy, a więc przełomy stanowiące zasadniczą część powierzchni

przecięcia oraz występujące poza nią, jak to miało miejsce w przypadku niektórych próbek ze stali 10.

Do celu tego wykorzystano elektronowy mikroskop analityczny firmy Cambridge Stereoscan 600. Określano i rejestrowano cechy morfologiczne przełomów w różnych miejscach i przy różnych powiększeniach. Obserwacje prowadzono głównie przy wykorzystaniu elektronów wtórnych.

5.2.2. Badanie trajektorii pęknięcia /kształtu przełomów stanowiących założoną powierzchnię przecięcia/.

5.2.2.1. Badanie topografii przełomów metodą paralaksy podłużnej.

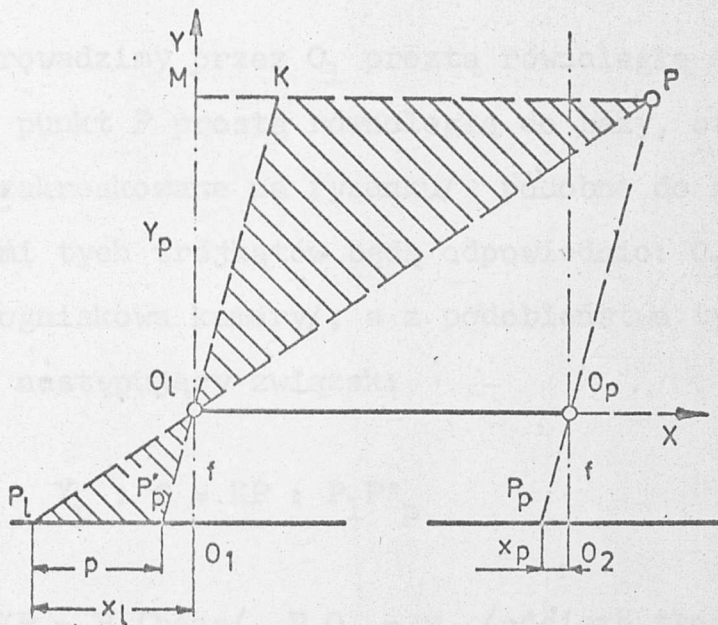
Trajektoria pęknięcia znajduje swoje odzwierciedlenie w kształcie powierzchni pęknięcia. Dlatego też, badania zmian trajektorii pęknięcia sprowadzono do analizy zmian kształtu przełomów, który decyduje głównie o walorach użytkowych półfabrykatów odcinanych bezodpadowo. Przełom stanowiący zasadniczą część powierzchni przecięcia jako złożony, przestrzenny twór geometryczny i wymaga specjalnych metod badawczych.

Autor postanowił wykorzystać do tego celu metody stosowane w topografii, a głównie fotogrametrię. O wyborze tej metody, mimo trudności technicznych, jakie należało pokonać, zadecydowały jej zasadnicze zalety, tj.:

- możliwość pełnej analizy kształtu przełomów,
- możliwość prowadzenia pomiarów w oparciu o zdjęcia stereograficzne, co oznacza dowolność liczby, miejsca i czasu obserwacji,

- możliwość natychmiastowego wykorzystania próbek do innych celów, np. badań niszczących.

Fotogrametria [74] bazuje na zależności między współrzędnymi punktów fotografowanego obiektu, a współrzędnymi obrazów na stereogramie. Zależność tę przedstawiono graficznie na rys.19.



Rys.19. Schemat współzależności między współrzędnymi fotografowanego obiektu /punktu P /, a współrzędnymi jego obrazów P_1 i P_2 odwzorowanych na dwóch zdjęciach tworzących stereoparę.

Jeżeli z punktów O_1 i O_2 , leżących na końcach bazy $B = O_1O_2$, wykona się dwa zdjęcia normalne, przy których osie kamer są poziome i prostopadłe do kierunku bazy, to dowolny punkt P fotografowanego obiektu odwzoruje się w punkcie

P_1 na fotogramie lewym oraz w punkcie P_p na fotogramie prawym. Przyjmując układ współrzędnych o początku w punkcie O_1 , o kierunku osi X pokrywającym się z kierunkiem bazy oraz osi Y - zgodnej z osią lewego zdjęcia, otrzymamy współrzędne punktu P :

$$X_p = MP \quad (4)$$

$$Y_p = OM \quad (5)$$

Jeżeli poprowadzimy przez O_1 prostą równoległą do O_pP oraz przez punkt P prostą równoległą do bazy, otrzymamy dwa trójkąty /zakreskowane na rysunku/ podobne do siebie.

Wysokościami tych trójkątów będą odpowiednio: $O_1M=Y_p$ i $O_1O_1 = f$ /ogniskowa kamery/, a z podobieństwa tych trójkątów wynika następujący związek:

$$Y_p : f = KP : P_1P'_p \quad (6)$$

Ponieważ: $KP = B$ /baza/, $P_1O_1 = x_1$ /odcięta tłowa punktu P na lewym zdjęciu/, $P'_pO_1 = P_pO_2 = x_p$ /docięta tłowa punktu P na prawym zdjęciu/, to: $P_1P'_p = x_1 - x_p = p$ / a więc równa się tzw. paralaksie punktu P /.

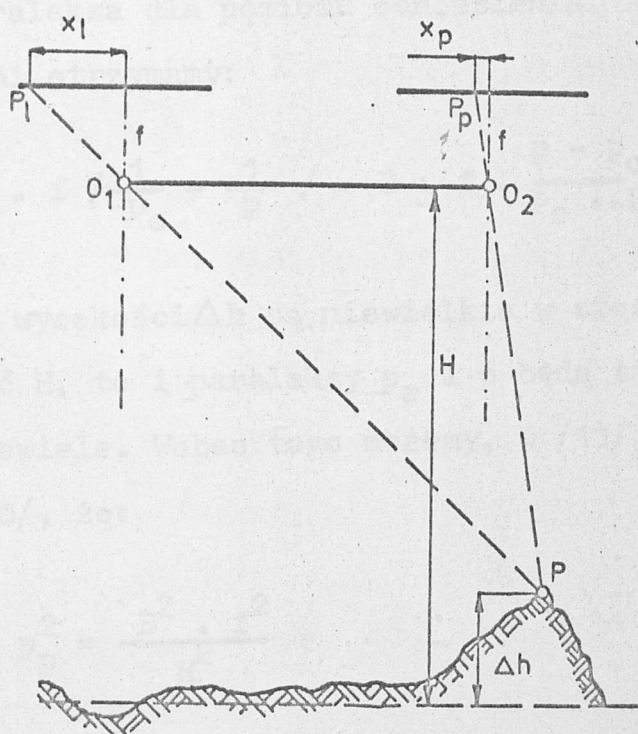
Po podstawieniu tych wielkości do równania /6/ otrzymamy:

$$Y_p = \frac{B \cdot f}{p} \quad (7)$$

Współrzedną X_p obliczyć można z podobieństwa trójkątów O_1MP i $O_1O_1P_1$:

$$x_p = \frac{y_p}{f} \cdot x_l = \frac{B}{p} x_l \quad (8)$$

W rozważanym przypadku interesuje nas nie tyle odległość do fotografowanego obiektu, ile różnice tej odległości /różnice wysokości/, co pokazano schematycznie na rys.20.



Rys.20. Schemat fotogrametrycznego określania różnic wysokości Δh .

Jeżeli z dwu punktów O_1 i O_2 , leżących na tej samej wysokości H , wykonamy dwa zdjęcia ściśle pionowe, to dla jakiegoś punktu P , leżącego na wysokości Δh w stosunku do poziomu odniesienia, słuszne będzie /zgodnie ze wzorem 7/

następujące równanie:

$$H - \Delta h = \frac{B \cdot f}{p} \quad (9)$$

Dla wszystkich punktów leżących w poziomie odniesienia możemy napisać na tej samej podstawie, że:

$$H = \frac{B \cdot f}{p_0} \quad (10)$$

gdzie: p_0 - paralaksa dla poziomu odniesienia, skąd po odjęciu stronami otrzymamy:

$$\Delta h = B \cdot f \left/ \frac{1}{p_0} - \frac{1}{p} \right/ = B \cdot f \cdot \frac{p - p_0}{p_0 \cdot p} \quad (11)$$

Jeżeli różnice wysokości Δh są niewielkie w stosunku do wysokości zdjęć H , to i paralaksy p_0 i p będą się różniły między sobą niewiele. Wobec tego możemy, w /11/, przyjąć w oparciu o /10/, że:

$$p_0 p = p_p^2 = \frac{B^2 \cdot f^2}{H^2} \quad (12)$$

a $p - p_0 = \Delta p$ przez co otrzymamy:

$$\Delta h = \frac{H^2}{B \cdot f} \cdot \Delta p \quad (13)$$

albo, po podstawieniu $\frac{H}{f} = M$, gdzie M oznacza skalę zdjęcia

$$\Delta h = \frac{H \cdot M}{B} \cdot \Delta p \quad (14)$$

gdzie: $\frac{H \cdot M}{B}$ jest wielkością stałą dla danej stereopary i może być obliczone jednorazowo.

Z powyższych rozważań wynika, że celem określenia różnicy wysokości punktów fotografowanego obiektu, w oparciu o zdjęcie stereo, należy:

1. znać elementy orientacji wewnętrznej zdjęć, tj. położenie punktów głównych O_1 i O_2 , wyznaczonych w specjalnej kamerze przez tzw. znaczki tłowe oraz odległość obrazu f , od środka rzutów,
2. znać elementy orientacji zewnętrznej, a w szczególności długość bazy B ,
3. pomierzyć współrzędne tłowe na lewym zdjęciu oraz paralaksę p , p_0 i ich różnicę $\Delta p = p - p_0$.

W przypadku posiadania odpowiedniej aparatury, spełnienie powyższych warunków nie sprawia większych trudności. Zastosowanie fotogrametrii przez autora, wiązało się z koniecznością zbudowania odpowiedniej przystawki, pomocnej przy wyznaczaniu elementów orientacji wewnętrznej i zewnętrznej stereopar wykonanych przy pomocy zwykłej kamery fotograficznej, przystosowanej do wykonywania zdjęć w skali makro.

Do wyznaczania elementów orientacji wewnętrznej służył w tym przypadku specjalnie skonstruowany stolik z płytką wzorcową, na którą naniesiono siatkę kwadratów i osadzono wzorce wysokości. Płytkę tę wyposażoną była ponadto w uchwyt do pionowego ustawiania fotografowanych próbek względem płaszczyzny odniesienia, jaką stanowiła górna powierzchnia płytki z naniesioną siatką kwadratów.

Poziomowania płytki z uchwytem i próbką dokonywano przy pomocy trzech stożkowo zakończonych śrub, na których płytka ta spoczywała.

Do wyznaczania elementów orientacji zewnętrznej, a w szczególności bazy zdjęć B, wykorzystano suporty ławy optycznej, do których przymocowano statyw kamery fotograficznej.

Dodatkowym utrudnieniem związanym z wykonywaniem zdjęć stereo w skali makro, było uzyskanie pełnej ostrości fotografowanych przełomów próbek oraz głębi plastycznego widzenia. Głębia plastycznego widzenia zmniejsza się ze wzrostem bazy zdjęcia B, co z kolei powoduje spadek dokładności pomiaru odległości /współrzędnej Y/ do poszczególnych punktów obiektu. Dlatego też do wyznaczania potrzebnych wielkości posłużono się następującymi wzorami [31] :

- odległość obrazu od środka rzutów obliczono za pomocą wzoru:

$$\varphi = f \cdot \frac{M + 1}{M} \quad (15)$$

gdzie: M - skala zdjęcia /powiększenie/,

f - ogniskowa obiektywu.

- odległość przedmiotu ze wzoru:

$$Y = M \cdot \varphi \quad (16)$$

gdzie: Y oznacza odległość od środka rzutów do płaszczyzny odniesienia, na której naniesiono siatkę kwadratów i osadzono wzorce wysokości.

Dla uzyskania ostrego odwzorowania fotografowanej próbki ustalono wielkość przyskony krytycznej za pomocą wzorów:

$$t = f^2 \frac{a - a_b}{k \cdot a_b / a - f} \quad (17)$$

$$a = \frac{2a_b \cdot a_a}{a_b + a_a} \quad (18)$$

w których: t - numer przyskony krytycznej,

k - średnica krążka rozproszenia, $k=1/3000 f$ [10]

f - ogniskowa obiektywu,

a_a - odległość od najdalszego punktu obiektu,

a_b - odległość do najbliższego punktu obiektu,

a - odległość do punktu na który należy nastawić ostrość.

Głębnię ostrości obliczono za pomocą wzoru:

$$T = 2 \cdot t \cdot k \cdot M / M + 1/ \quad (19)$$

Wielkość bazy ustala się w oparciu o wzór:

$$B = \frac{y^2}{\phi} \cdot \frac{d_p}{dY} \quad (20)$$

gdzie: d_p - dokładność pomiaru paralaksy,

dY - dokładność z jaką chcemy określić odległość

do obserwowanych punktów obiektu /współrzedną Y /,

Głębnię plastycznego widzenia określamy ze wzoru:

$$g = \frac{0,0204 a_b^2}{B - 0,0204 a_b} \quad (21)$$

W rozważanym przypadku zastosowano techniczną kamerę fotograficzną o formacie zdjęć 9 x 12, wyposażoną w obiektyw Tessar 4,5/1 35 z dobrze skorygowaną optyką produkcji Carl Zeiss Jena.

Po dokonaniu odpowiednich podstawień do podanych wzorów /15 - 21/ uzyskano następujące wartości:

φ - 270 mm	a - 269,98 mm
Y - 270 mm	T - 1,98 mm
t - 11 mm	g - 30,4
a_b - 269 mm	B - 54,0 mm

Zdjęcia wykonano przy dwu położeniach kamery i stałym położeniu próbki względem płaszczyzny odniesienia. Przeznaczoną do fotografowania próbkę umieszczono w uchwycie przymocowanym do płyty, której górna powierzchnia stanowiła płaszczyznę odniesienia, równoległą do powierzchni kliszy i bazy zdjęcia, w ten sposób, że tzw. błyszczący pasek powierzchni przecięcia próbki leżał w płaszczyźnie odniesienia, a kierunek cięcia próbki był równoległy do bazy zdjęć. Takie ułożenie próbki eliminowało prawie do zera wartości błędów modelu stereoskopowego w płaszczyźnie symetrii próbki, spowodowanych nachyleniem poprzecznym i skręceniem, jakie mogły teoretycznie mieć miejsce w rozważanym przypadku.

Wykonane w ten sposób stereopary opracowywano w stereoautografie 1318 LL, stosując przekształcenie afiniczne [78]. Opracowanie graficzne sprowadzało się zarówno do wykreślenia profili powierzchni przecięcia leżących w płaszczyznach równoległych i prostopadłych do kierunku cięcia, jak również do sporządzenia map warstwicznych powierzchni przecięcia, co pozwoliło przeprowadzić wnikliwą analizę kształtu tych powierzchni. Opracowanie to prowadzono stosując odpowiednie przełożenie przekładni zębatej koordynatografu, dzięki czemu uzyskano kilkakrotne powiększenia, przy czym w przypadku profili, powiększenia te zróżnicowane były ze względu na zwiększenie czytelności, tzn. w kierunku osi Y - było ono dwukrotnie większe, niż w kierunku osi X, co zaznaczono na rysunkach przedstawiających te profile. Szacunkowa dokładność opracowań graficznych wynosiła $\pm 0,02$ mm.

Badaniom tym poddano jedynie charakterystyczne przełomy uzyskane w krańcowo różnych temperaturach. Do uzyskania danych dla pełnej, ilościowej analizy zmian kształtu powierzchni przełomów, w zależności od wielkości szczeliny tnącej i temperatury, przewidziano inne, mniej złożone badania, tj. bazujące na analizie ekstremów profili, leżących w płaszczyźnie symetrii powierzchni przełomów, równoległej do kierunku cięcia.

5.2.2.2. Badanie trajektorii pęknięcia metodą analizy ekstremów profilu leżącego w płaszczyźnie symetrii powierzchni przełomu.

Symetria kształtu powierzchni pęknięcia, względem płaszczyzny normalnej do niej i równoległej do kierunku cięcia

pozwała poczynić pewne uproszczenie badań kształtu powierzchni pęknięcia.

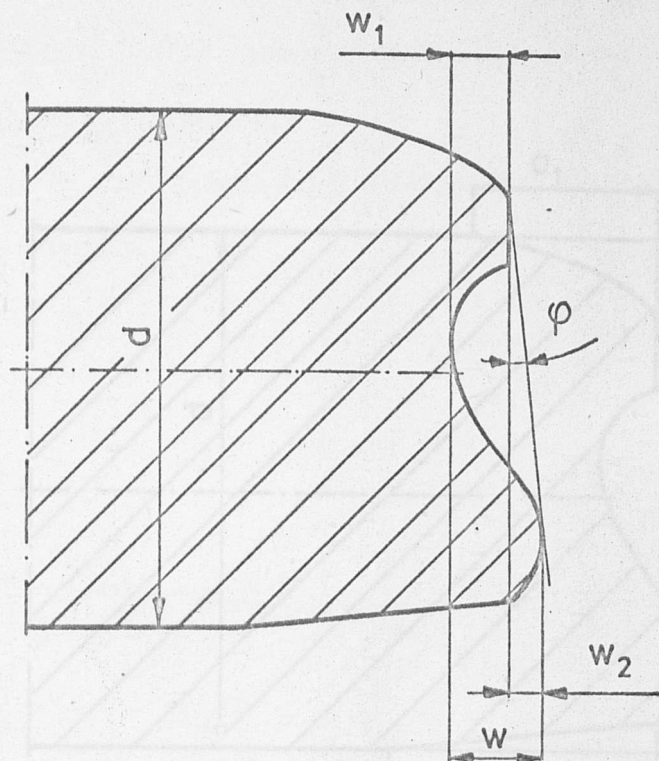
Uproszczenie to polega na analizie kształtu profilu przekłomu, leżącego we wspomnianej płaszczyźnie symetrii. Przy takim podejściu do zagadnienia, traci się cały szereg subtelnych i istotnych informacji o kształcie przekłomu, ale metoda ta jest mało pracochłonna i dogodna w stosowaniu przy ilościowej analizie zmian kształtu powierzchni pęknięcia w funkcji określonego parametru procesu cięcia. Jej zastosowanie usprawiedliwia fakt, iż w płaszczyźnie symetrii występują przeważnie największe odchylenia kształtu przekłomu od płaszczyzny przechodzącej przez ślad plastycznego zagłębienia się noża, tzw. "błyszczącego paska".

Za miarę zmiany kształtu wspomnianego profilu przyjęto współczynnik w określający odległość między jego ekstremalnymi punktami, co pokazano na rys.21. Współczynnik ten stanowi sumę dwu innych, tj. w_1 i w_2 , które określają odległość ekstremalnych punktów profilu, od płaszczyzny przechodzącej przez ślad plastycznego zagłębienia się noża w materiał. Odległości te nazwano odpowiednio:

- w_1 - wklęsłością trajektorii pęknięcia,
- w_2 - wypukłością trajektorii pęknięcia.

Rozbicie parametru w na dwie składowe w_1 i w_2 podyktowane było względami praktycznymi samych pomiarów, a ponadto chęcią pełniejszej analizy zmiany kształtu trajektorii pęknięcia. Parametr w określa również ewentualny ubytek materiału spowodowany odchyłkami kształtu powierzchni przecięcia.

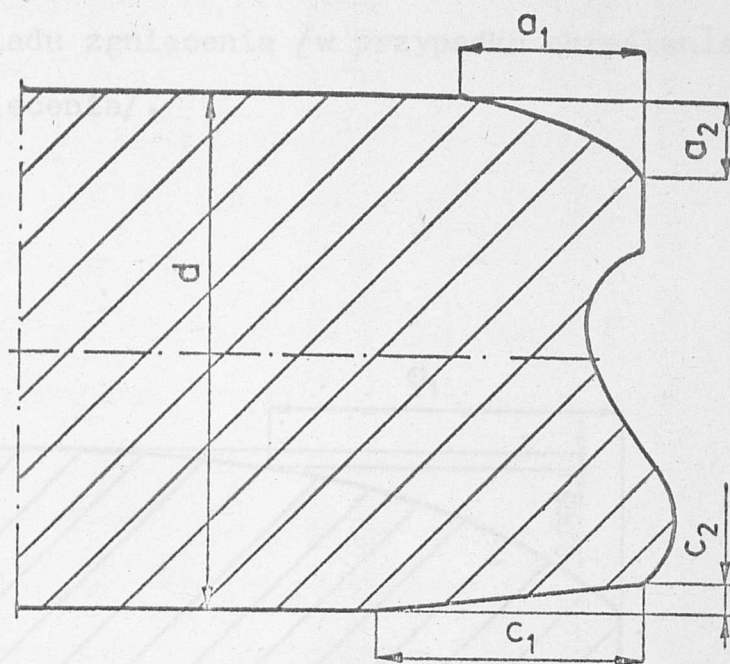
Pomiary parametrów w_1 i w_2 prowadzono przy pomocy czujnika zegarowego z dokładnością do 0,01 mm.



Rys.21. Schemat pomiaru współczynników kształtu trajektorii pęknięcia: w -odległość ekstremalnych punktów trajektorii, w_1 -wkłęsłość, w_2 -wypukłość, ϕ -kąta nachylenia powierzchni przecięcia, d -średnica początkowa próbki.

5.3. Badanie kształtu pobocznic.

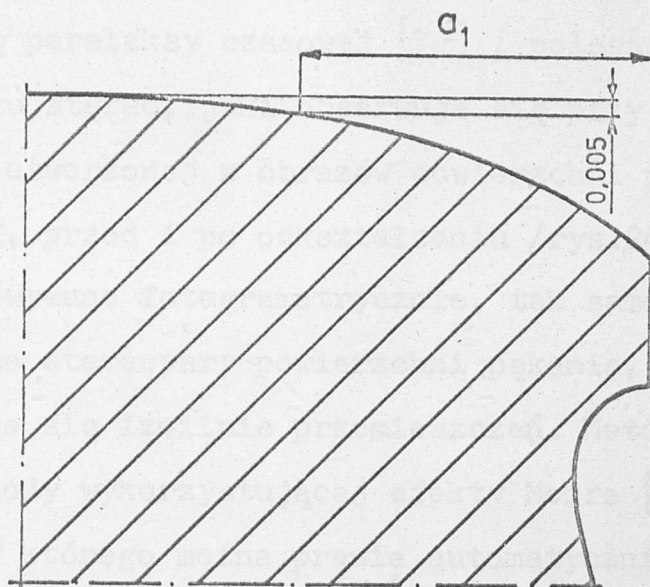
Badania te sprowadzały się do określenia wartości charakterystycznych współczynników, opisujących zmiany kształtu pobocznic, tj. długości c_1 i głębokości c_2 zgniecenia oraz długości a_1 i głębokości a_2 wciągnięcia. Pomiarów tych parametrów realizowano w płaszczyźnie symetrii próbki w sposób pokazany na rys.22. Tak przyjęte miejsce pomiarów pozwoliło określić maksymalne wartości tych parametrów. Do pomiarów wykorzystano czujnik zegarowy zainstalowany na suportach ławy optycznej. Położenie próbki ustalono przy po-



Rys.22. Schemat pomiaru współczynników kształtu pobocz-
nicy: a_1 -długość wciągnięcia, a_2 -głębokość
wciągnięcia, c_1 -długość zgniecenia, c_2 -głębokość
zgniecenia, d -średnica początkowa próbki.

mocy pryzmy ustawionej na stoliku pomiarowym tej ławy.
Mechanizmy przesuwu suportów ławy wykorzystano do ustawie-
nia końcówki pomiarowej czujnika w przyjętej płaszczyźnie
pomiarów /suport poprzeczny/ oraz do określenia długości
wciągnięcia i zgniecenia /suport wzdłużny/. Czujnik zega-
rowy służył jedynie do bezpośredniego określania głębokości
wciągnięcia i zgniecenia, natomiast wartości długości tych
parametrów odczytywano na śrubie mikrometrycznej posuwu
wzdłużnego, przy czym za ich początek przyjmowano:

- pojawienie się odchyień we wskazaniach czujnika zegarowego rzędu 0,005 mm-w przypadku określenia długości wciągania, rys. 23,
- granicę śladu zgniecenia /w przypadku określenia długości zgniecenia/.



Rys.23. Schemat pomiaru długości wciągnięcia a_1 .

Dokładność pomiarów wynosiła we wszystkich, wspomnianych przypadkach 0,01 mm i określona była wartością elementarnych działek układu pomiarowego. Każdy z w/w współczynników określany był na sześciu próbkach ciętych w tych samych warunkach.

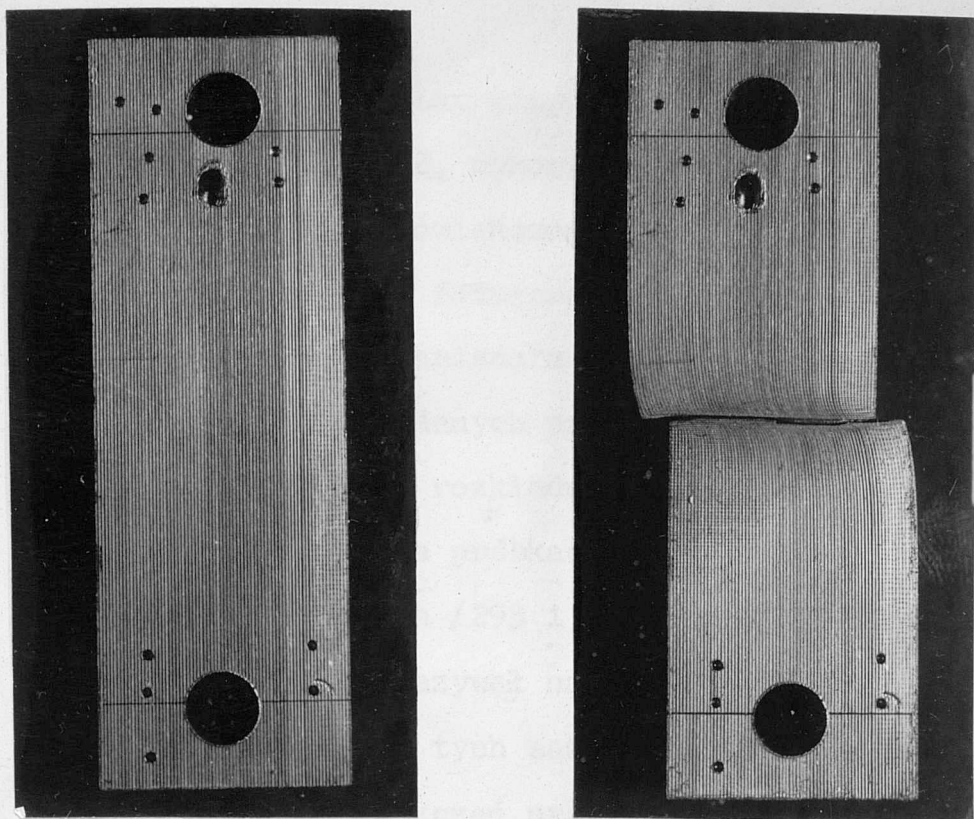
5.4. Badanie rozkładu przemieszczeń metodą paralaksy czasowej.

W niniejszych badaniach skoncentrowano się głównie na graficznym przedstawieniu rozkładu przemieszczeń w strefie cięcia, celem określenia obszaru odkształceń plastycznych oraz niejednorodności przemieszczeń w tym obszarze w zależności od temperatury.

Do określenia przemieszczeń w strefie cięcia zastosowano metodę paralaksy czasowej [72], polegającą na wykorzystaniu efektu stereo, jaki obserwuje się przy oglądzinach pary zdjęć utworzonej z obrazów powierzchni przekroju wzdłużnego próbki, przed i po odkształceniu /rys.24/. Stereoparę taką opracowywano fotogrametrycznie, tak samo, jak poprzednio omówione stereopary powierzchni pęknięcia, w efekcie czego otrzymuje się izolinie przemieszczeń. Metody tej użyto zamiast metody wykorzystującej efekty Moire [17,84,76], przy pomocy którego można prawie automatycznie wyznaczyć linie jednakowych przemieszczeń, oraz granice obszaru odkształceń plastycznych.

Za zastosowaniem metody paralaksy czasowej przemówiły jednak następujące fakty:

- metoda Moire wymaga specjalnego przygotowania próbek polegającego na naniesieniu siatek w postaci linii lub innych figur geometrycznych o gęstości 4 do 40 linii/mm, co napotyka na poważne trudności techniczne /dokładność metody rośnie z gęstością linii, przy czym odstęp między kolejnymi liniami jednakowych przemiesz-



Rys.24. Przykład stereopary do określania przemieszczeń metodą paralaksy czasowej: a-próbka przed cięciem, b-próbka po cięciu.

czeń odpowiadają odstępom między liniami siatki/,

- autor podjął takie próby, ale ze względów technicznych naniósł na badane powierzchnie próbek, linie o gęstości około 4 linie/mm. Uzyskany w ten sposób efekt był jedynie połowicznym, ponieważ izolinie powstawały w przypadku próbek znacznie odkształconych, co podważało sens stosowania tej metody przy zastosowanej gęstości linii,
- metoda paralaksy czasowej nie wymaga natomiast specjalnego przygotowania próbek, a w każdym razie naniesienia jakichkolwiek siatek. Dokładność jej zależy natomiast od dokładności wykorzystanej aparatury foto-

grametrycznej /autografu/, przy czym można tę dokładność zwiększyć, wykorzystując opracowanie stereopary w znacznym powiększeniu. Należy pamiętać jednak o tym, aby kamera fotograficzna, używana do sporządzania stereopary, posiadała dobrze skorygowany obiektyw, a powierzchnia badanych próbek nie była błyszcząca. Niniejsze badania rozkładu przemieszczeń w strefie cięcia realizowano na próbkach ciętych w krańcowo różnych temperaturach /293 i 77 K/, w których rozkład przemieszczeń wykazywał największe różnice. Badania przeprowadzono na tych samych próbkach, które służyły do badań przemieszczeń przy pomocy efektu Moire. Próbkę wykonano z dwu połówek z naniesionymi liniami w płaszczyźnie podziału.

Do wykonania stereopar użyto tej samej kamery fotograficznej, co w przypadku badań kształtu przełomów metodą paralaksy podłużnej.

Stereopary opracowano graficznie przy pomocy stereoautografu 1318 EL, stosując 10-cio krotne powiększenie graficzne, co pozwoliło uzyskać dokładność opracowania, wynoszącą około 0,02 mm. Izolinie przemieszczeń sporządzono oddzielnie dla przemieszczeń zgodnych z kierunkiem cięcia i prostopadłych do niego, co pozwoli w pełniejszy sposób scharakteryzować ich niejednorodność. Przemieszczenia zachodzące w tym samym kierunku, lecz posiadające przeciwne zwroty, rozróżniano znakami + i - .

Ogólne zasady fotogrametrii wyjaśniono we wcześniejszym rozdziale poświęconym badaniom kształtu.

6. W Y N I K I B A D A N I I C H O M O W I E N I E

6.1. Wpływ temperatury

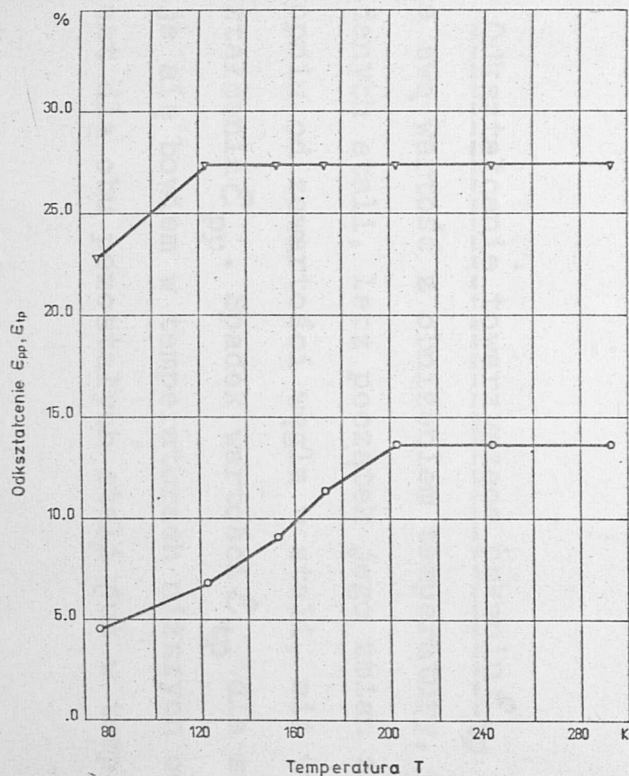
6.1.1. Wpływ temperatury na odkształcenie poprzedzające pękanie ϵ_{pp} i towarzyszące pękaniu ϵ_{tp} .

Wpływ temperatury na odkształcenie poprzedzające pękanie ϵ_{pp} i towarzyszące pękaniu ϵ_{tp} , występujące przy cięciu badanych stali, przedstawiono na rys.25.

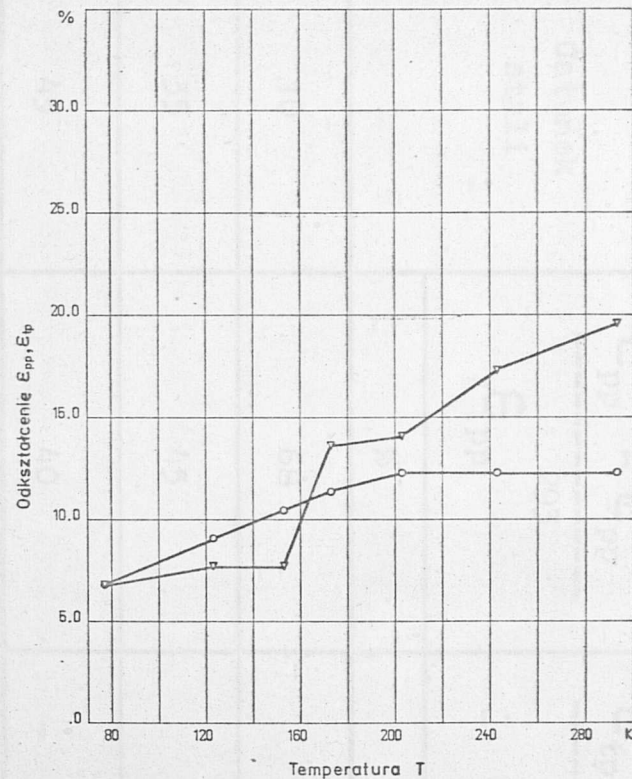
Odkształcenie towarzyszące pękaniu ϵ_{pp} , jak wynika z rys.25, zmniejsza swoją wartość wraz z obniżeniem temperatury cięcia. Początek zauważalnego spadku wartości tego odkształcenia ma miejsce w różnych temperaturach, w zależności od gatunku badanej stali. Im wyższa jest zawartość węgla w stali, tym wyższa jest na ogół temperatura początku zmiany wartości ϵ_{pp} . W stali 10 i 35 spadek wartości ϵ_{pp} rozpoczyna się w temperaturze około 203 K, a w stali 45 w temperaturze 243 K. Prędkość spadku wartości tego odkształcenia, mającego miejsce wraz z obniżeniem temperatury, jest odwrotnie proporcjonalna do zawartości węgla w stali, podobnie jak maksymalne wartości odkształcenia ϵ_{pp} , które są najwyższe dla stali 10.

Najniższą wartość odkształcenia ϵ_{pp} , obserwowaną w najniższej ze stosowanych temperatur /77K/, posiadała stal

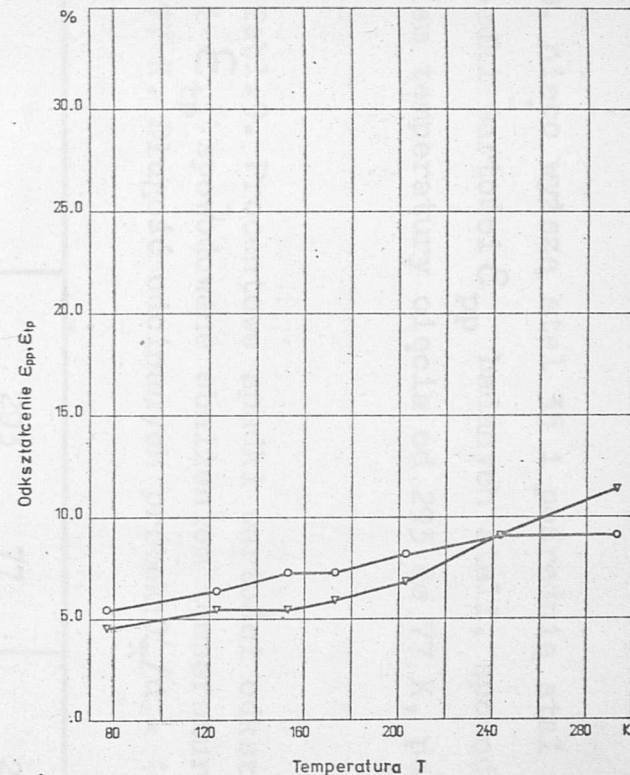
a)



b)



c)



Rys.25. Wpływ temperatury T na wartość odkształceń poprzedzających ε_{pp} i towarzyszących pękaniu ε_{tp} : a-stal 10, b-stal 35, c-stal 45; $\circ$ - ε_{pp} , ∇ - ε_{tp} . Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

10, nieco wyższą stal 35 i pośrednią stal 45. Procentowe spadki wartości ϵ_{pp} badanych stali, spowodowane obniżeniem temperatury cięcia od 293 do 77 K, podano w tabl.9.

Tabl.9. Procentowe spadki wartości odkształceń ϵ_{pp} i ϵ_{tp} spowodowane obniżeniem temperatury z 293 do 77 K. Długość odcinanych próbek: $l_x/d = 1$

Gatunek stali	$\frac{\epsilon_{pp}^{293} - \epsilon_{pp}^{77}}{\epsilon_{pp}^{293}}$	$\frac{\epsilon_{tp}^{293} - \epsilon_{tp}^{77}}{\epsilon_{pp}^{293}}$
	%	%
10	68	17
35	45	65
45	40	60

Odkształcenie towarzyszące pękaniu ϵ_{tp} również zmniejsza swą wartość z obniżeniem temperatury, dla wszystkich badanych stali, lecz początek jego zmian zależy w większym stopniu od zawartości węgla w stali, niż w przypadku odkształcenia ϵ_{pp} . Spadek wartości ϵ_{tp} dla stali 10 obserwuje się bowiem w temperaturach niższych od 123 K, natomiast dla obu pozostałych stali już w temperaturach nieco

niższych od 293 K.

W stali 45, najwyraźniejszy spadek wartości ϵ_{pp} występuje w zakresie temperatur 293-173 K. Dalsze obniżenie temperatury powoduje nieznaczne zmiany tego odkształcenia.

W stali 35 obserwuje się intensywne zmiany wartości ϵ_{tp} , w nieco większym zakresie temperatur, bo od 293-153 K, przy czym dalsze obniżenie temperatury również nie powoduje istotnych zmian wartości tego odkształcenia.

W stali 10 nie zauważa się w/w charakterystycznych przedziałów temperaturowych. Spadek wartości odkształcenia ϵ_{tp} występuje dopiero po przekroczeniu temperatury 123 K, przy czym nie obserwuje się ustalenia wartości tego odkształcenia, co miało miejsce w dwu wyżej wymienionych przypadkach. Daje się ponadto zauważyć bardzo wyraźny wpływ zawartości węgla na wartość maksymalnych odkształceń ϵ_{tp} , mających miejsce w temperaturze 293 K. Są one tym wyższe, im niższa jest zawartość węgla w stali. Procentowe spadki wartości ϵ_{tp} , spowodowane obniżeniem temperatury z 293 do 77 K, przedstawiono w tabl.9.

6.1.2. Wpływ temperatury na trajektorię pękania

6.1.2.1. Wpływ temperatury na trajektorię pękania badaną metodą paralaksy podłużnej.

Wpływ temperatury na topografię przełomów, będącą odzwierciedleniem kształtu trajektorii pękania, przedstawiono przy pomocy map warstwicowych i profili przełomów, sporzą-

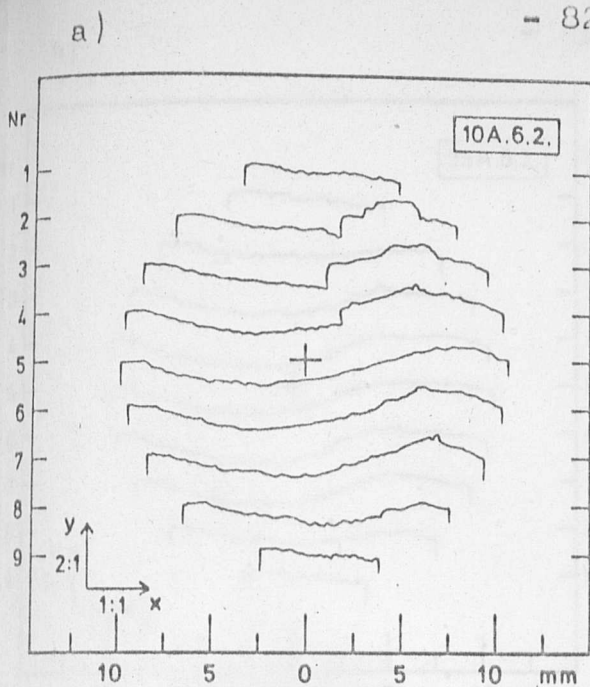
dzonych fotogrametrycznie /rys.26-30/. Brak danych dla stali 10 ciętej w temperaturze 77 K należy tłumaczyć kruchym pękaniem tej stali, uniemożliwiającym realizację podobnych badań.

Linie przeprowadzone przez kreski odcenowane tymi samymi numerami /rys.26-30 a i c/, znajdujące się na przeciwnych bokach ramki okalającej profile przekłomów, wyznaczają płaszczyznę odniesienia /płaszczyznę "błyszczącego paska" i płyty wzorcowej z siatką kwadratów/. Pozwala to, niezależnie od mapy warstwicznej / rys.26-30 d/, określić położenie profilu względem płaszczyzny odniesienia. Należy przy tym pamiętać, że przy określaniu wartości odchylenia kształtu profilu od płaszczyzny odniesienia trzeba zmniejszyć dwukrotnie odczytywane wartości, ponieważ zostały one powiększone w tym stosunku, co zresztą zaznaczono na każdym rysunku układem współrzędnych z odpowiednimi podziałkami.

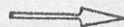
Znak minus przy warstwicach, rys. /26-30/d oznacza, że są to warstvice leżące poniżej płaszczyzny odniesienia, przez którą przechodzi warstwica zerowa.

Z rysunków 26-30 wynika, że powierzchnia pękania wykazuje symetrię względem płaszczyzny prostopadłej do tzw. błyszczącego paska i równoległej do kierunku cięcia.

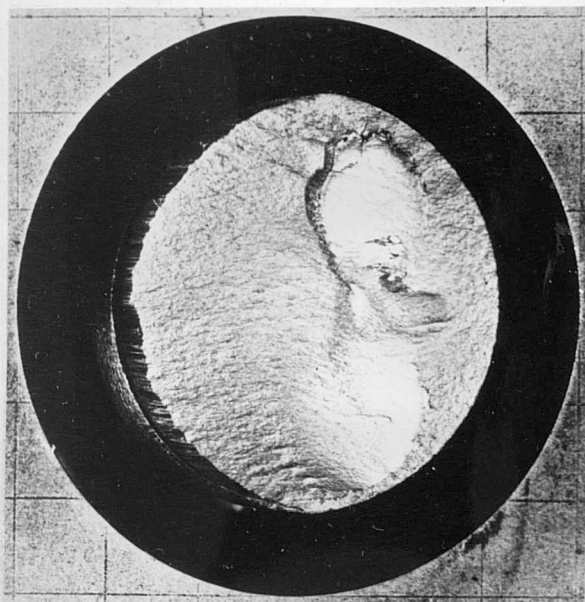
Porównując odpowiednio rys.27,29 z rys.28,30 można zauważyć, że obniżenie temperatury powoduje niwelowanie wypukłości i wklęsłości powierzchni pękania, co najwydatniej widać w przypadku stali 45 /rys. 29 i 30/. W przypadku tym, niemal wszystkie profile przekłomu, wykonane zgodnie z kierunkiem cięcia, zmieniły swój kształt z esowego na prawie



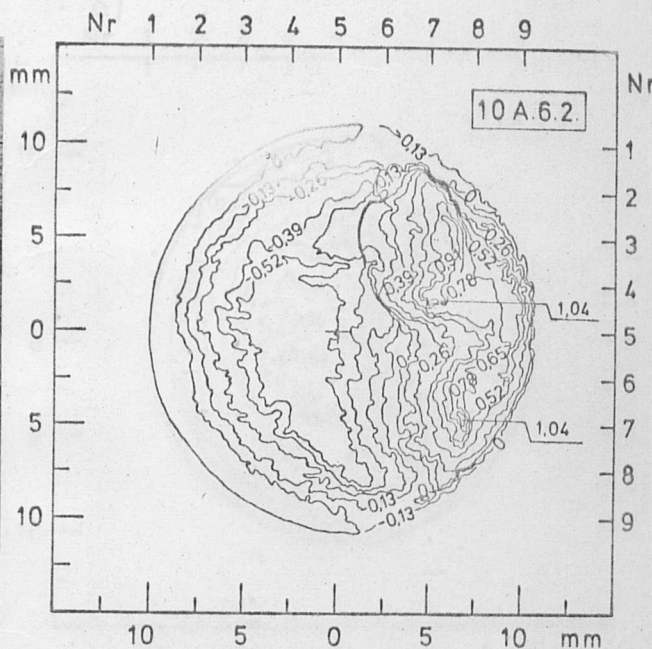
Kierunek cięcia



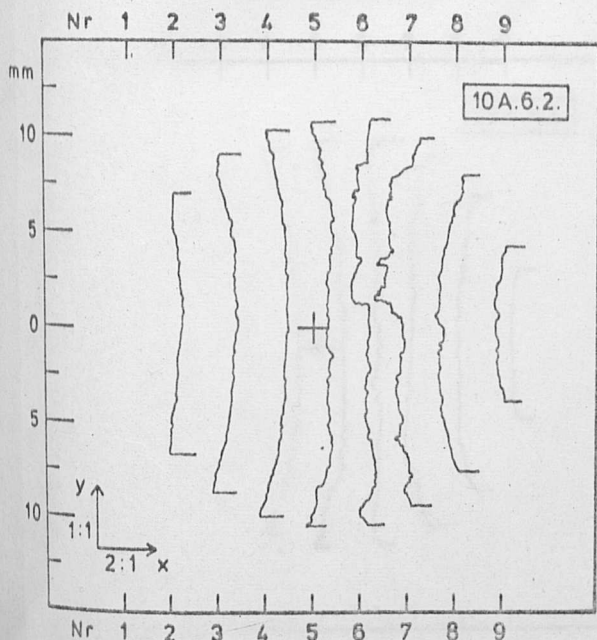
b)



d)

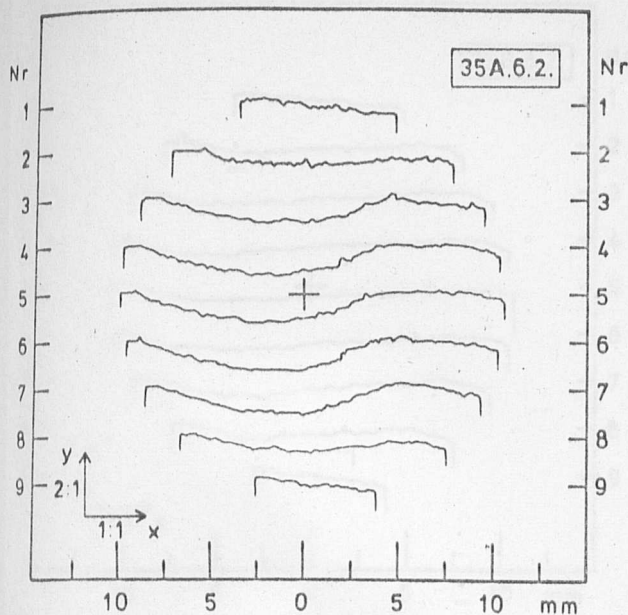


c)

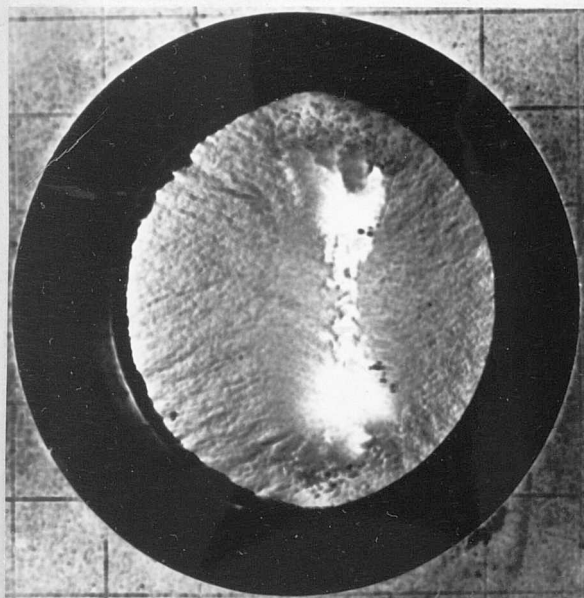


Rys.26. Topografia przełomu stali 10, ciętej w temperaturze 293 K: a-profile zgodne z kierunkiem cięcia, b-ogólny widok przełomu, c-profile prostopadłe do kierunku cięcia, d-mapa warstwiczna. Długość próbki $l/d=1,5$. Szczelina tnąca $L/\bar{d} = 2,7\%$.

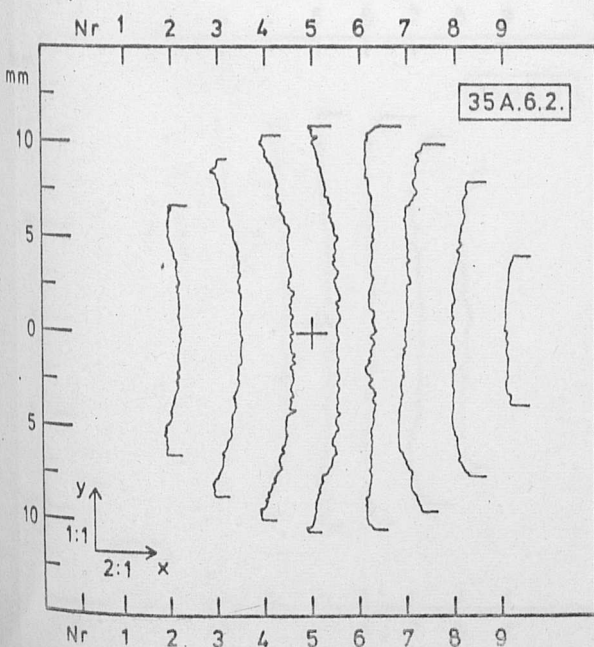
a)



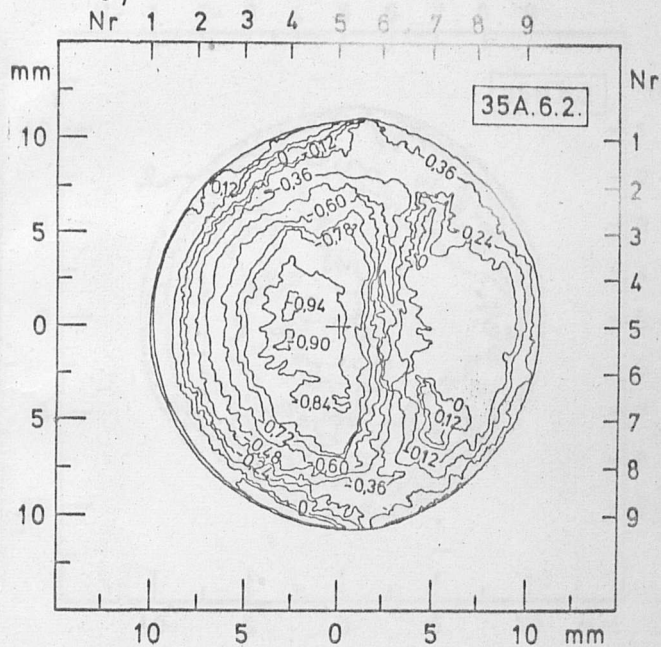
b)



c)



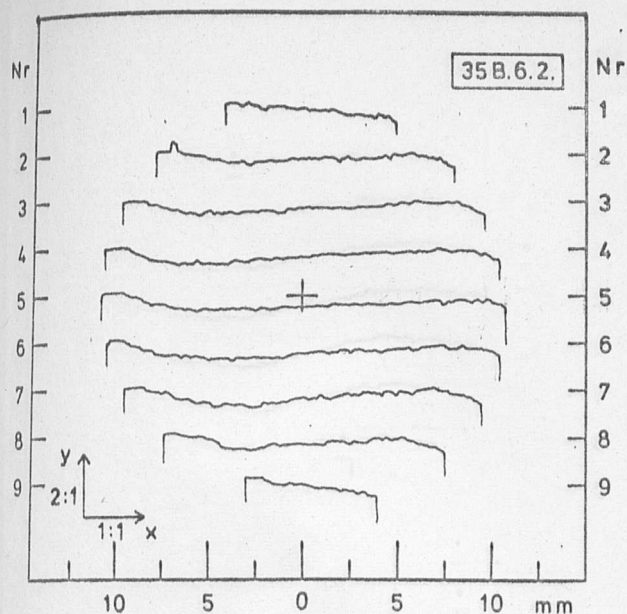
c)



Rys.27. Topografia przełomu stali 35, ciętej w temperaturze 293 K: a-profile zgodne z kierunkiem cięcia, b-ogólny widok przełomu, c-profile prostopadłe do kierunku cięcia, d-mapa warstwiczna. Długość próbki $l/d=1,5$. Szczelina tnąca $L/\bar{d} = 2,7\%$.

a)

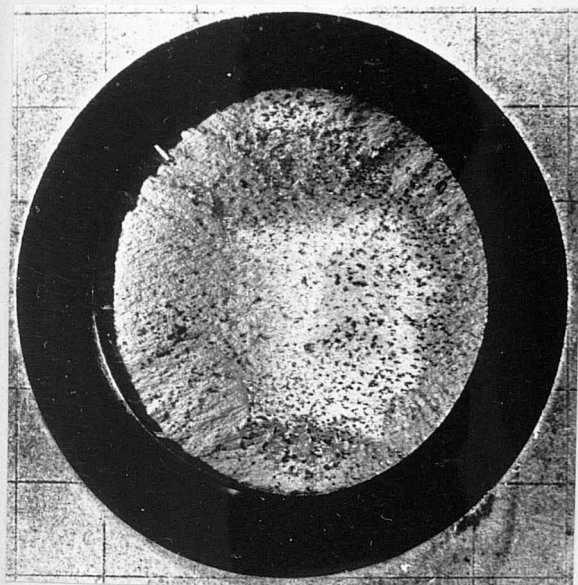
- 84 -



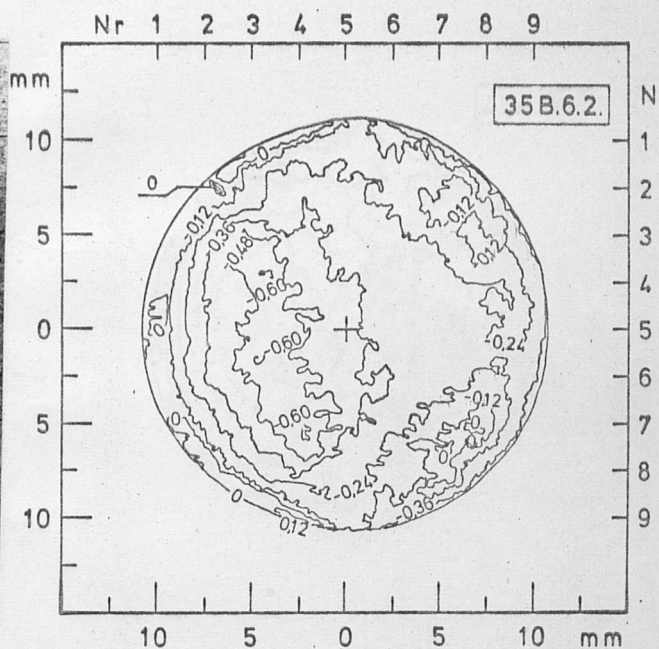
Kierunek cięcia



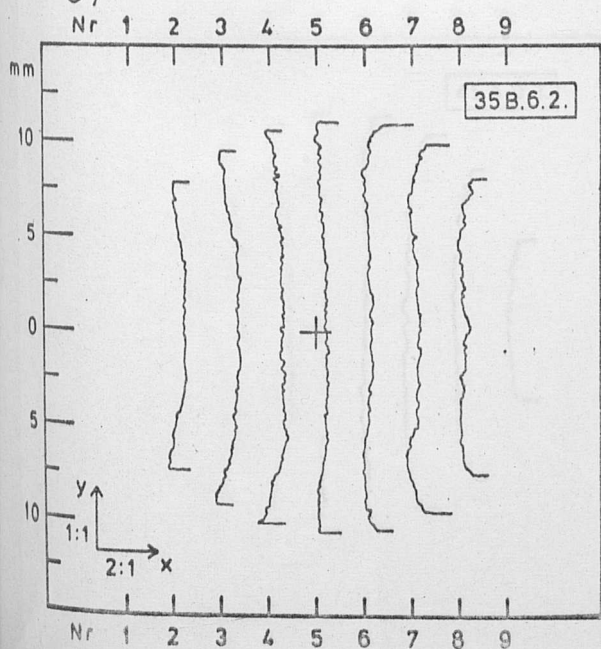
b)



d)

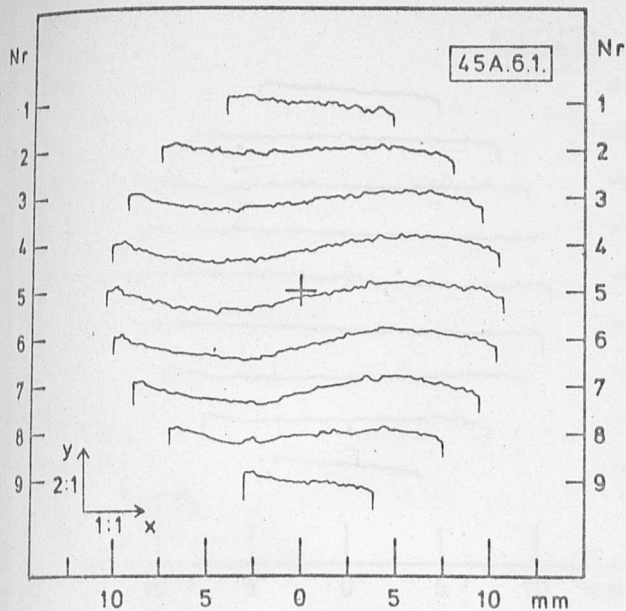


c)



Rys.28. Topografia przekroju stali 35, ciętej w temperaturze 77 K: a-profile zgodne z kierunkiem cięcia, b-ogólny widok przekroju, c-profile prostopadłe do kierunku cięcia, d-mapa warstwiczna. Długość odcinanych próbek $l/d=1,5$. Szczelina tnąca 2,7%.

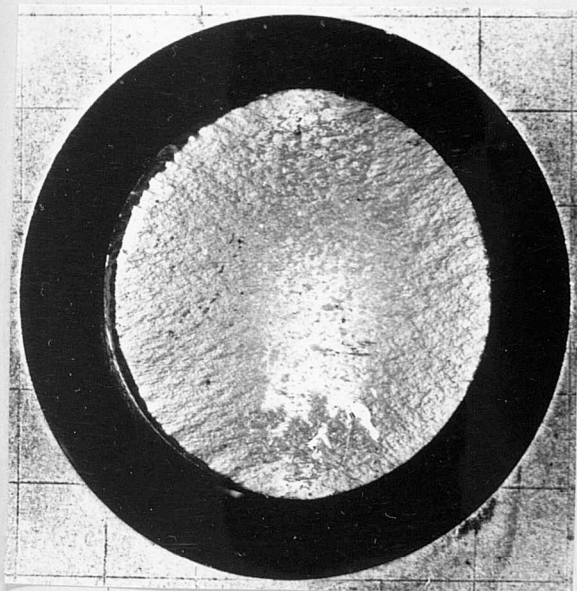
a)



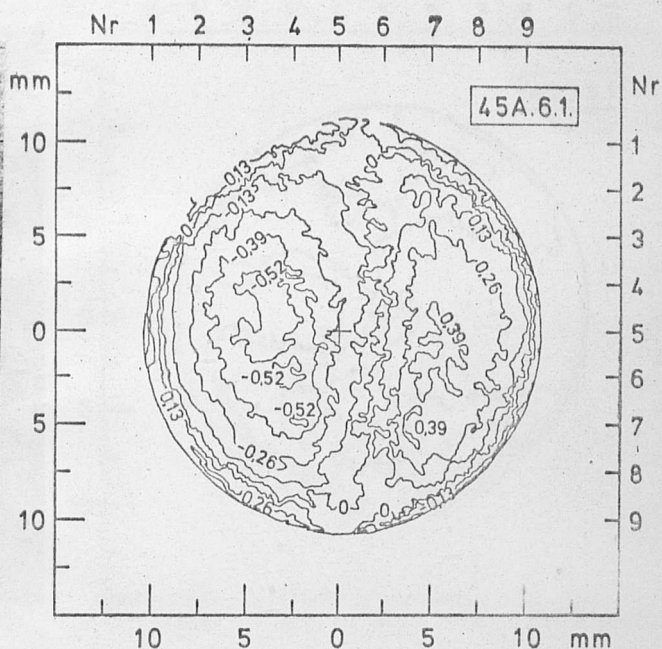
Kierunek cięcia



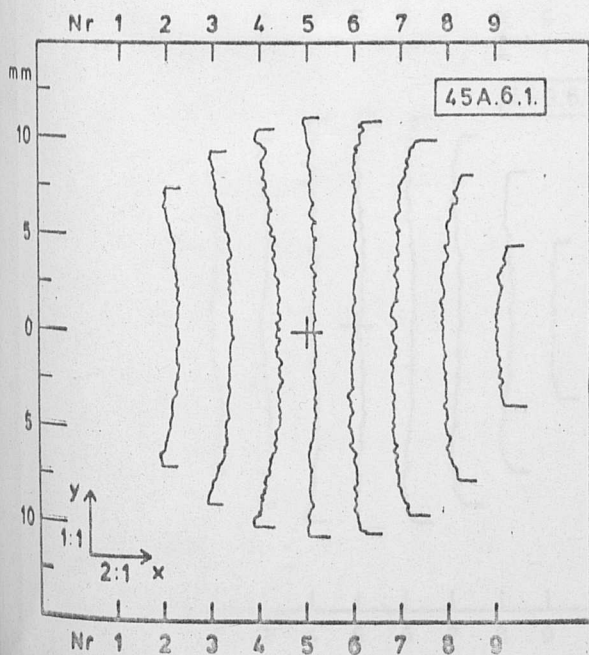
b)



d)



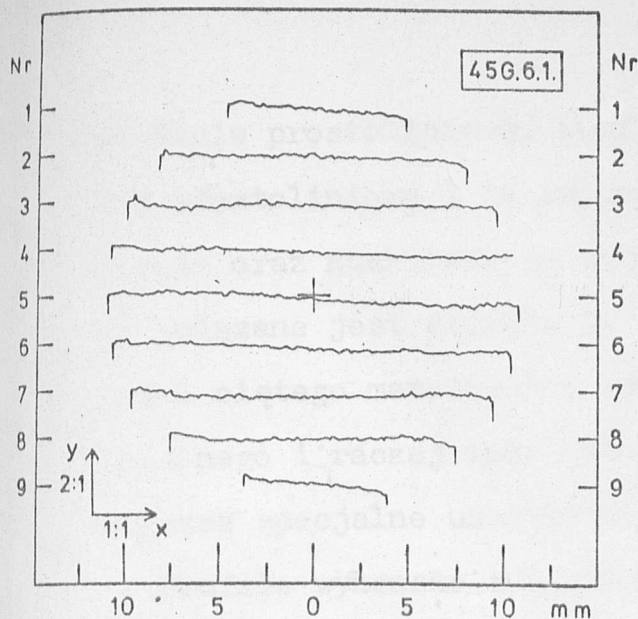
c)



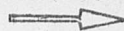
Rys.29. Topografia przekroju stali 45, ciętej w temperaturze 293 K: a-profile zgodne z kierunkiem cięcia, b-ogólny widok przekroju, c-profile prostopadłe do kierunku cięcia, d-mapa warstwiczna. Długość próbki $l_x/d=1,5$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

a)

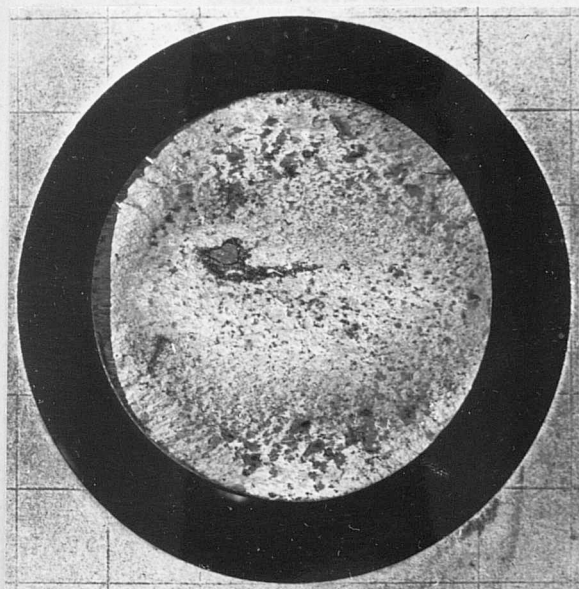
- 86 -



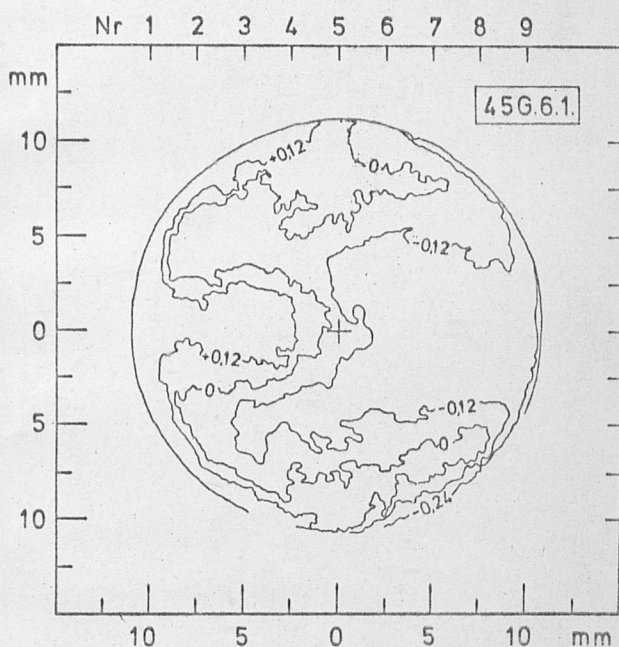
Kierunek cięcia



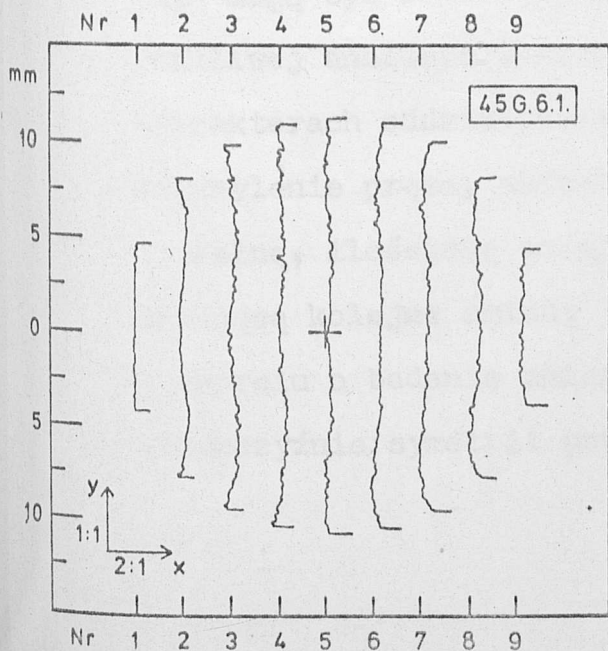
b)



d)



c)



Rys.30. Topografia przełomu stali 45, ciętej w temperaturze 77 K: a-profile zgodne z kierunkiem cięcia, b-ogólny widok przełomu, c-profile prostopadłe do kierunku cięcia, d-mapa warstwiciowa. Długość odcinanych próbek $l/d=1,5$. Szczelina tnąca $L/d=2,7\%$.

idealnie prostoliniowy. Profile skrajne 1 i 9 są przy tym prostoliniowe i to raczej niezależnie od temperatury cięcia oraz nachylone są względem płaszczyzny odniesienia, co związane jest głównie ze zmniejszeniem względnej grubości ciętego materiału w tym miejscu. Wyeliminowanie tego lokalnego i raczej mało istotnego pochylenia jest możliwe poprzez specjalne ukształtowanie krawędzi tnących noży [3].

Profile wykonane w kierunku prostopadłym do kierunku ruchu noża /pionowe na w/w rysunkach/ zmieniły swój kształt, wraz z obniżeniem temperatury do 77 K, z wklęsłego lub wypukłego na wklęsło-wypukły, zachowując jednak symetrię względem wspomnianej płaszczyzny symetrii, tzn. zmieniały znak krzywizny tylko w swej centralnej części.

Ilościowy charakter powyższych zmian łącznie z ich specyfiką najłatwiej prześledzić korzystając z map warstwicznych przełomów powstałych w dwu krańcowo różnych temperaturach /293 i 77 K/.

Z powyższego wynika, że zaproponowane przez autora fotogrametryczne badania powierzchni pęknięcia w procesie cięcia mogą być dalece przydatne, a nawet nieodzowne przy wnikliwej analizie wpływu różnych czynników o lokalnych charakterach oddziaływania na kształt powierzchni pęknięcia /pochylenie pręta, zmiana kształtu noży, itd./.

Pełną, ilościową analizę topografii przełomów, uwzględniającą kolejne zmiany temperatury cięcia, przeprowadzono w oparciu o badania zmian kształtu profilu leżącego w płaszczyźnie symetrii powierzchni pęknięcia. W płaszczyźnie

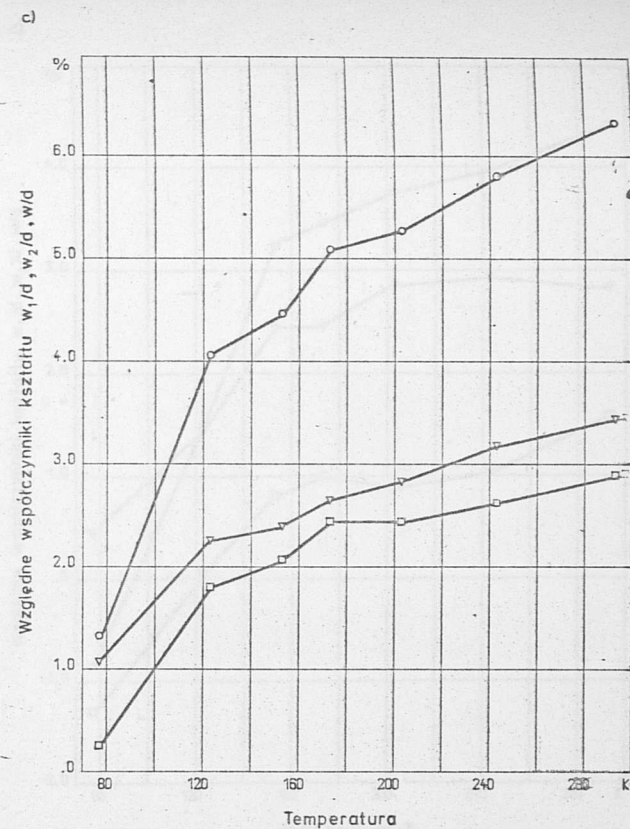
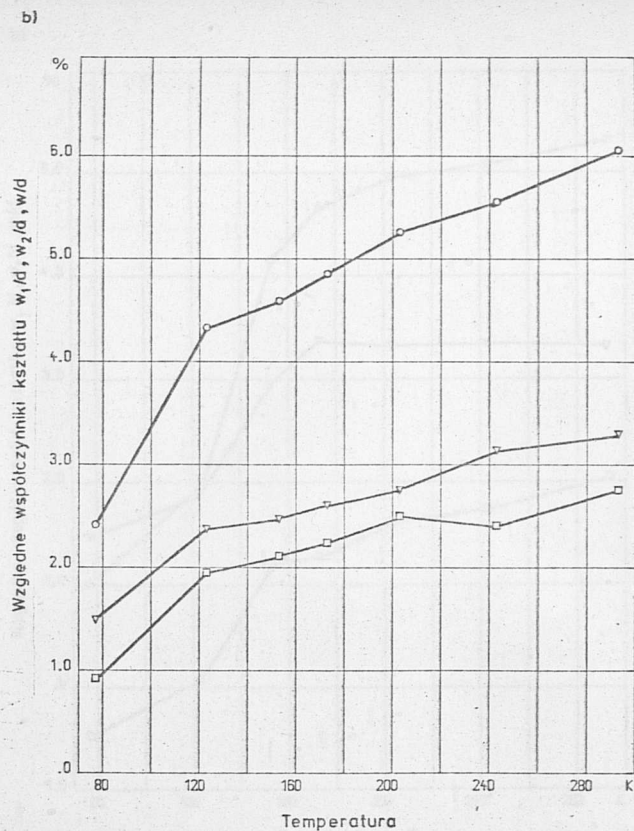
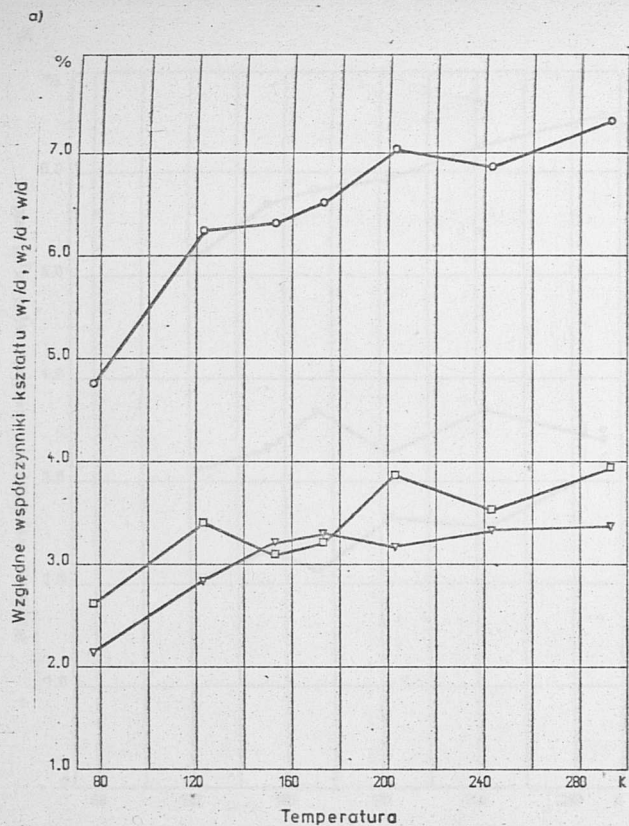
tej, jak wynika z badań fotogrametrycznych, obserwuje się największe i najbardziej charakterystyczne zmiany kształtu powierzchni pęknięcia.

6.1.2.2. Wpływ temperatury na trajektorię pęknięcia badaną metodą ekstremów profilu leżącego w płaszczyźnie symetrii.

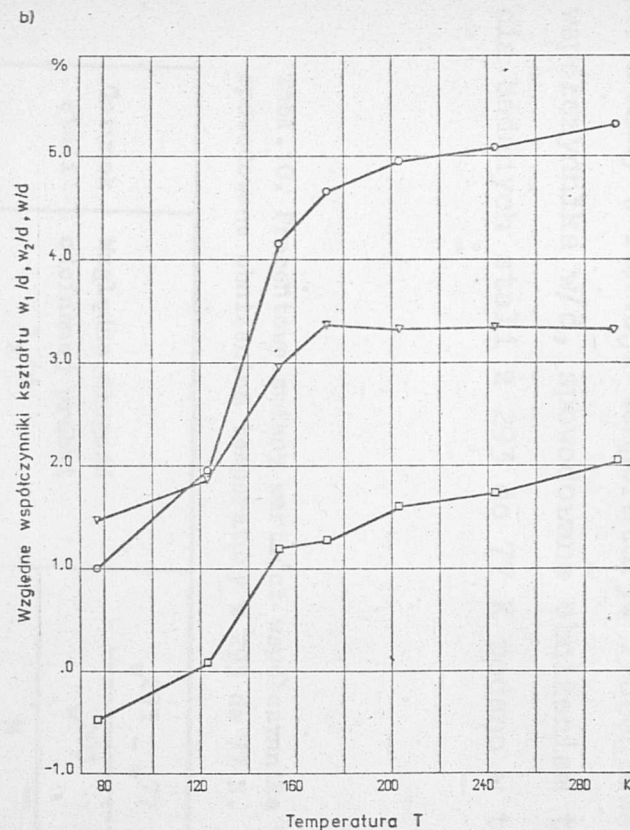
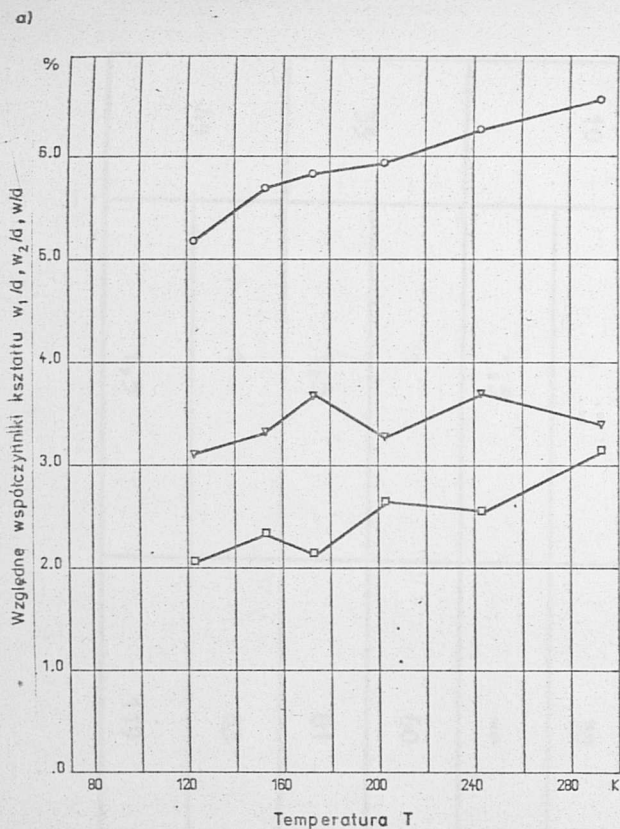
Wpływ temperatury na względne współczynniki kształtu trajektorii pęknięcia w_1/d , w_2/d i w/d dla próbek o długości $l_x = d$ przedstawiono na rys.31, a dla długości $l_x = 1,5d$ na rys.32.

Z rysunków tych wynika, że obniżenie temperatury cięcia powoduje poprawę płaskości powierzchni pęknięcia w wyniku jednoczesnego zmniejszania wklęsłości $/w_1/$ i wypukłości $/w_2/$ trajektorii pęknięcia. Spadek wartości współczynnika w_2/d oraz zmiana jego znaku świadczy ponadto o zmianie wartości i znaku odchyłki prostopadłości powierzchni przecięcia.

Najlepsze rezultaty poprawy płaskości powierzchni pęknięcia osiągnięto dla stali 45 i 35, co znajduje odzwierciedlenie w odpowiednich zmianach odkształcenia towarzyszącego pęknięciu ϵ_{tp} /rys.25/, przy czym różne w zależności od długości l_x odcinanych próbek. Próbki o większej długości $l_x = 1,5 d$, charakteryzowały mniejsze wartości współczynników kształtu w_1/d , w_2/d i w/d w temperaturze 293 K i na ogół większe ich spadki po obniżeniu temperatury do 77 K, niż próbki o długości $l_x = d$. Wiąże się to również ze wcześniejszym osiągnięciem wartości zerowych przez współczynnik w_2/d



Rys.31. Wpływ temperatury T na wartość współczynników kształtu trajektorii pęknięcia: a-stal 10, b-stal 35, c-stal 45; ▽- w_1/d -względna wklęsłość, □- w_2/d -względna wypukłość, ○- w/d - względna odległość ekstremalnych punktów trajektorii. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.



Rys.32. Wpływ temperatury T na wartość współczynników kształtu trajektorii pęknięcia: a-stal 10, b-stal 35, c-stal 45; ∇ - w_1/d -względna wklęsłość, $\square$ -względna wypukłość, $\circ$ - w/d -względna odległość ekstremalnych punktów trajektorii. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

w przypadku stali 45 i 35, a co za tym idzie z osiągnięciem zerowych wartości kąta nachylenia powierzchni przecięcia. Próbki o długości $l_x=1,5 d$, w przeciwieństwie do próbek o długości $l_x=d$, charakteryzują ponadto większe różnice pomiędzy wartościami współczynników w_1/d i w_2/d , przy czym charakter zmian wartości tych współczynników nie zależy od długości próbek i zawartości węgla w stali oraz cechuje go prawie równoległy przebieg krzywych obrazujących te zmiany w funkcji temperatury. Procentowe spadki wartości współczynnika w/d , spowodowane obniżeniem temperatury cięcia badanych stali z 293 do 77 K podano w tabl.10.

Tabl.10. Procentowe zmiany wartości współczynnika w/d , spowodowane obniżeniem temperatury z 293 do 77 K.

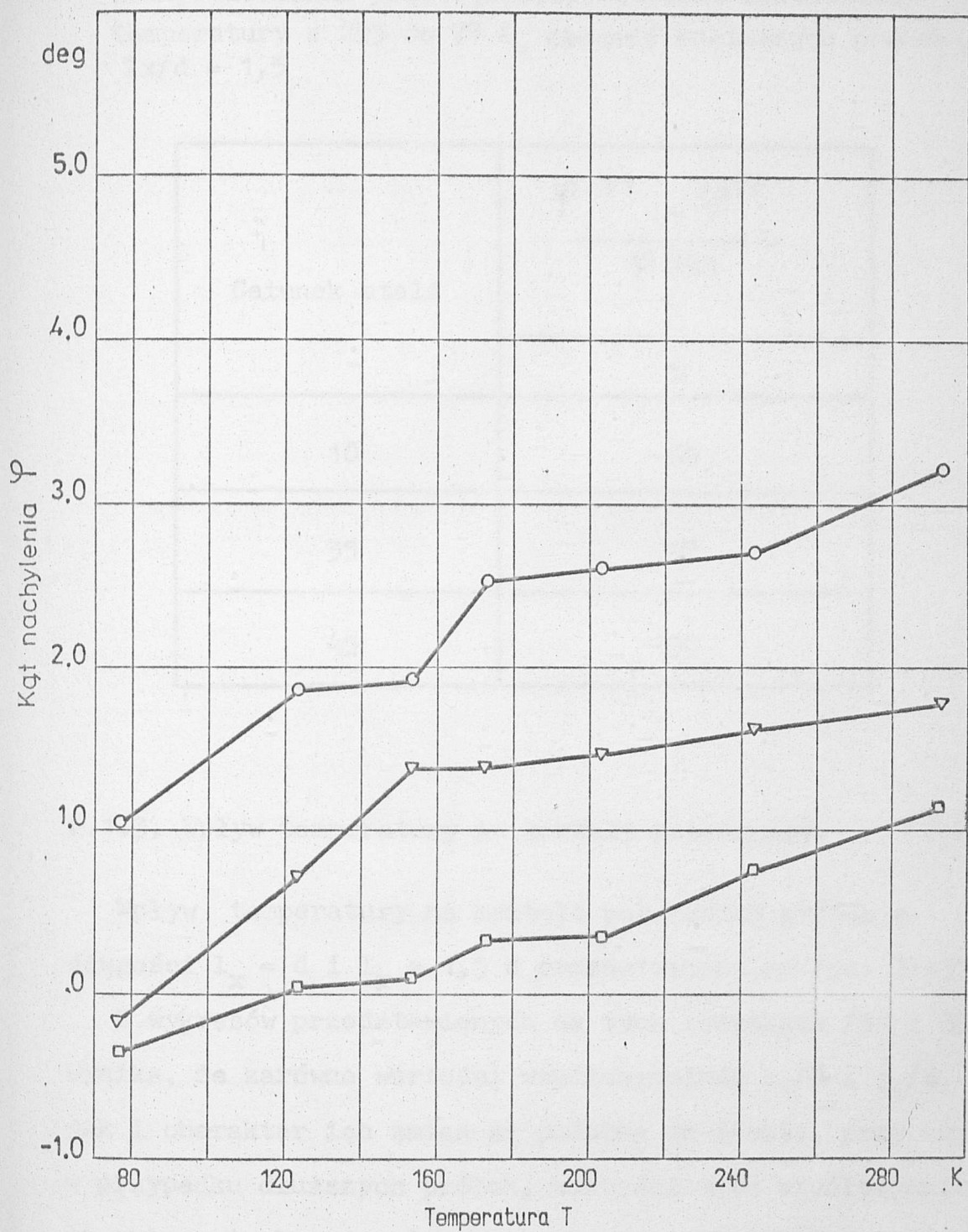
Gatunek stali	Względna długość odcinanej próbki l_x/d	$\frac{w^{293} - w^{77}}{w^{293}}$
		%
10	1	35
	1,5	--
35	1	60
	1,5	81
45	1	83
	1,5	119

6.1.2.3. Wpływ temperatury na kąt φ nachylenia powierzchni przecięcia.

Zmiany kąta φ nachylenia powierzchni przecięcia próbek o długości $l_x = 1,5$ d, spowodowane obniżeniem temperatury, pokazano na rys.33. Obniżenie temperatury cięcia powoduje zmniejszenie kąta nachylenia powierzchni przecięcia oraz zmianę jego znaku, tym szybsze im wyższa jest zawartość węgla w stali.

W stali 45 kąt φ osiąga wartość zerową w temperaturze 123 K, w stali 35 w temperaturze około 90 K, a w stali 10 nie osiąga jej wcale w badanym zakresie temperatur. Obniżenie temperatury do 77 K powoduje spadek kąta φ dla wszystkich badanych stali do wartości $\varphi \leq 1$ deg, przy czym w przypadku stali 10 kąt ten jest największy i wynosi około 1 deg, a dla stali 35 i 45 jest mniejszy od 1/2 deg.

Procentowe spadki wartości tego kąta, obserwowane po obniżeniu temperatury cięcia do 77 K i odniesione do jego wartości uzyskiwanych w temperaturze 293 K podano w tabl.11.



Rys.33. Wpływ temperatury T na wartość kąta nachylenia powierzchni przecięcia: ○ - stal 10, ▽ - stal 35, □ - stal 45. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

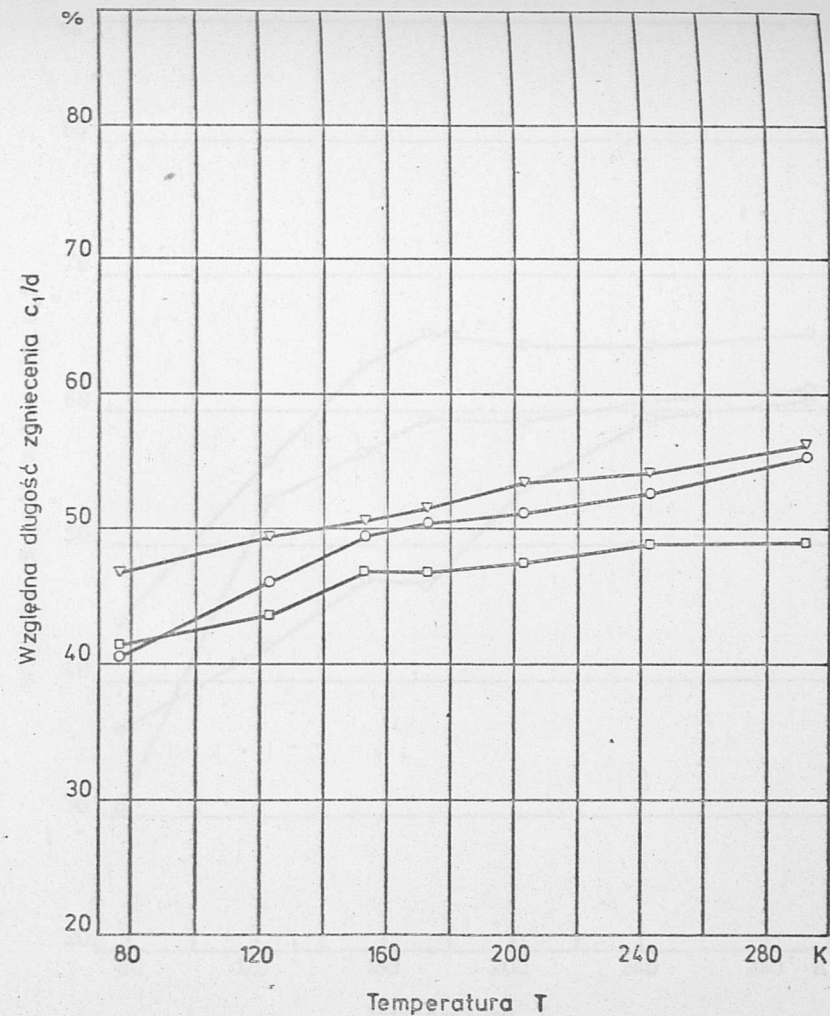
Tabl.11 Procentowe zmiany wartości kąta φ nachylenia powierzchni przecięcia, spowodowane obniżeniem temperatury z 293 do 77 K, długość odcinanych próbek; $l_x/d = 1,5$

Gatunek stali	$\frac{\varphi^{293} - \varphi^{77}}{\varphi^{293}}$
	%
10	69
35	95
45	130

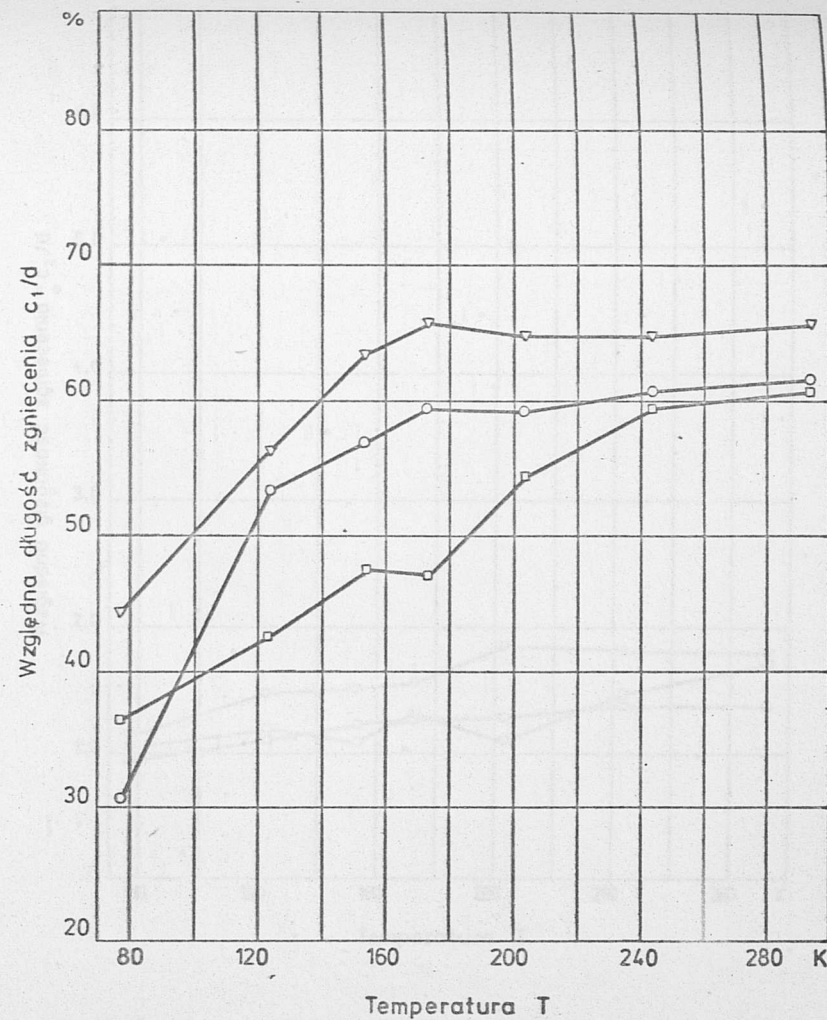
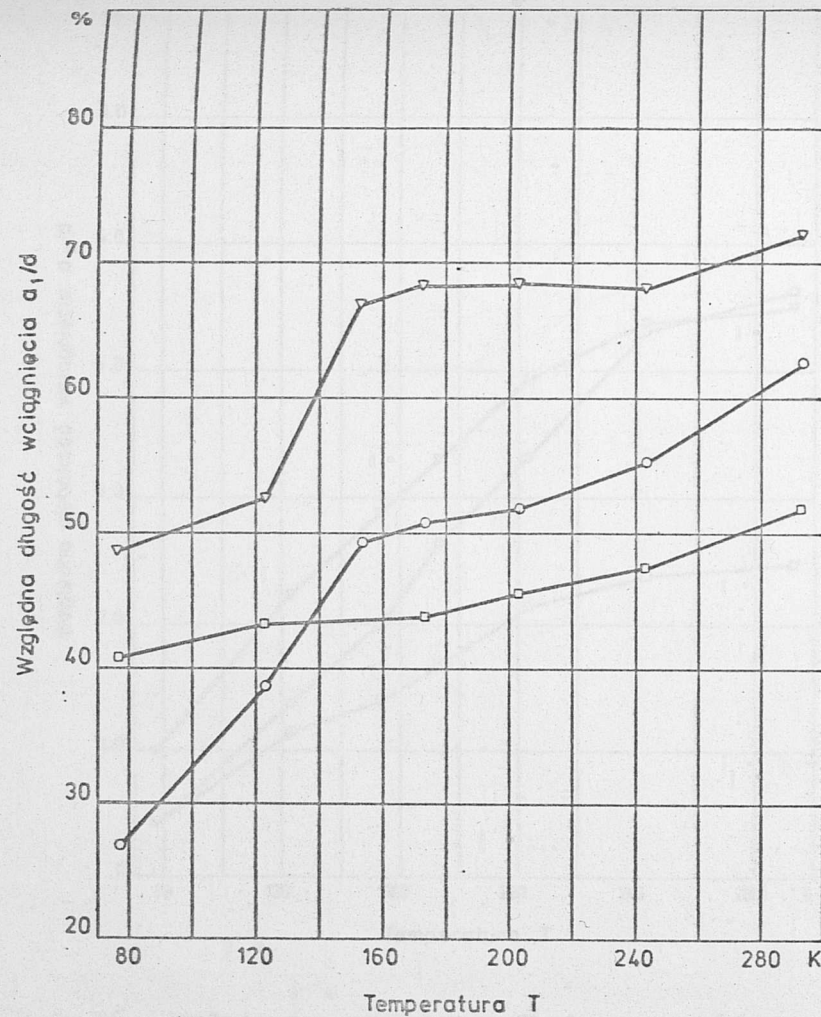
6.1.3. Wpływ temperatury na kształt pobocznicy.

Wpływ temperatury na kształt pobocznicy próbek o długości $l_x = d$ i $l_x = 1,5 d$ przedstawiono na rys. 34-37.

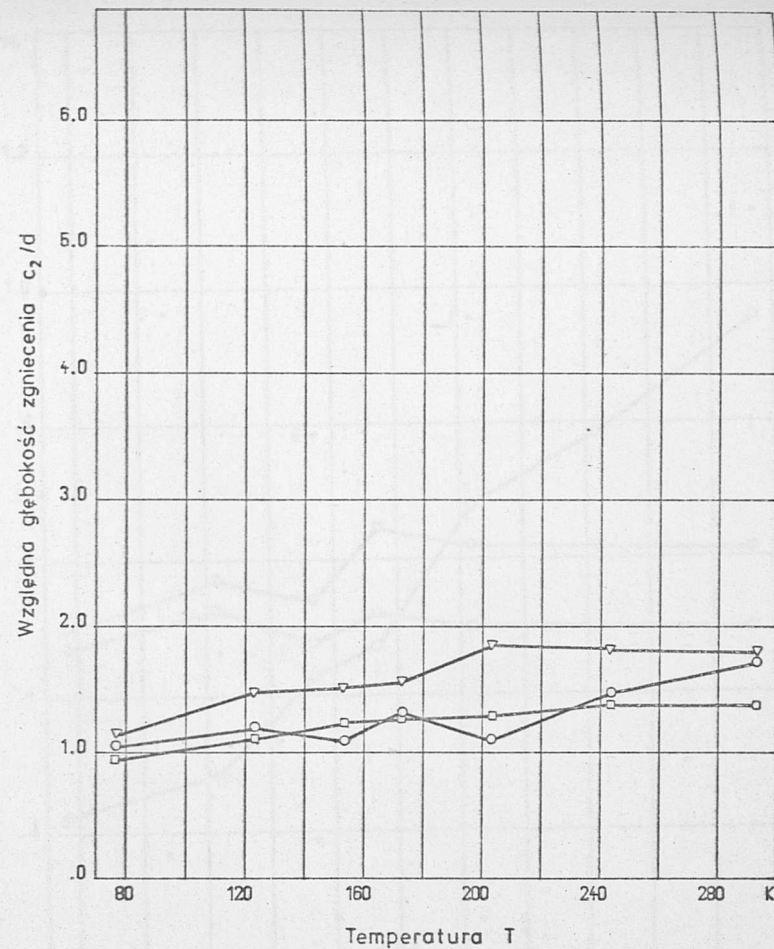
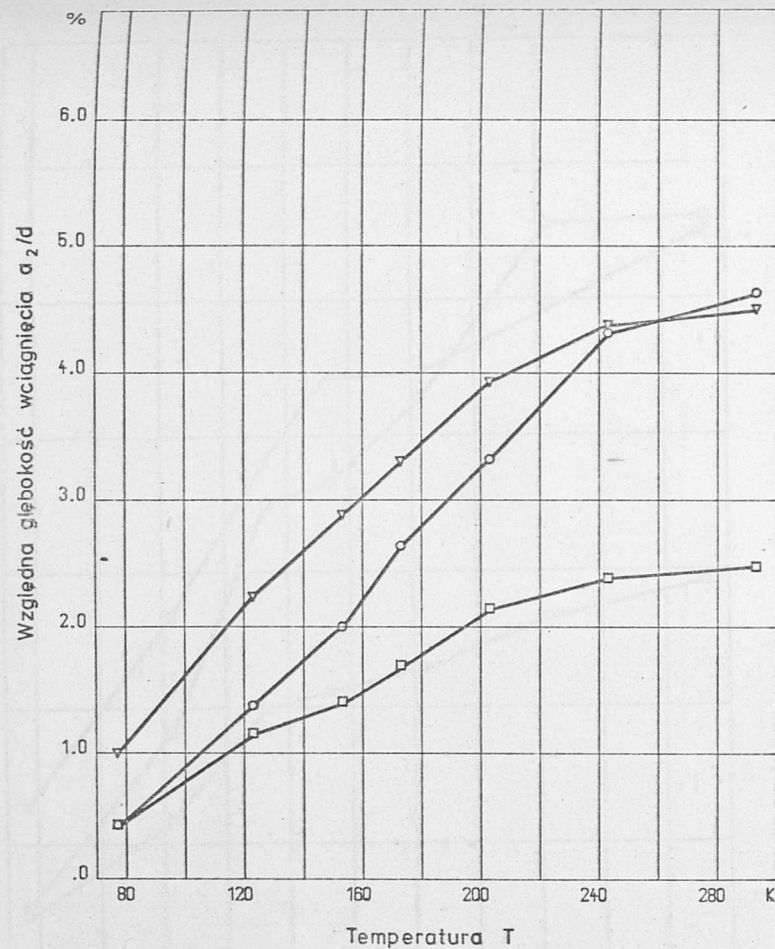
Z wykresów przedstawionych na tych rysunkach /34 i 35/ wynika, że zarówno wartości współczynników a_1/d i c_1/d , jak i charakter ich zmian są podobne do siebie, przy czym w przypadku dłuższych próbek, wartości tych współczynników są wyższe i ulegają większym zmianom z obniżeniem temperatury. Wartości tych współczynników dla temperatury cięcia 293 K oraz ich procentowe spadki związane z obniżeniem temperatury do 77 K podano w tabl.12.



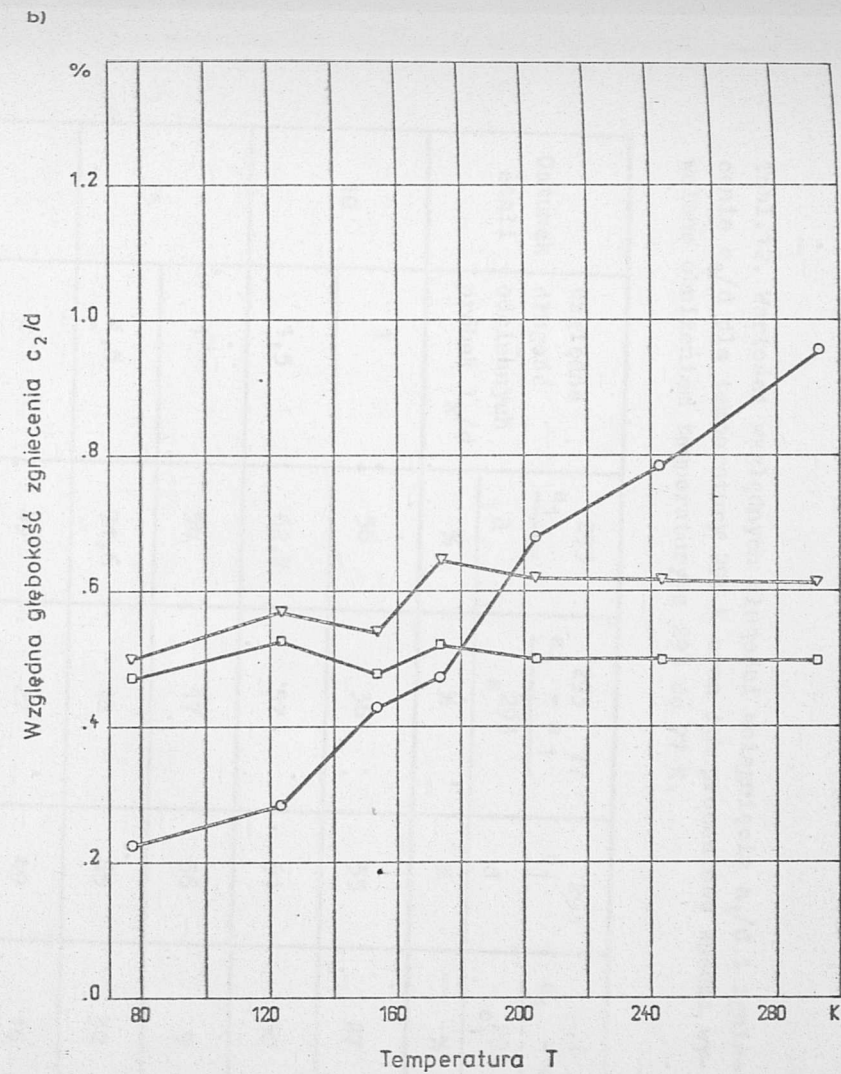
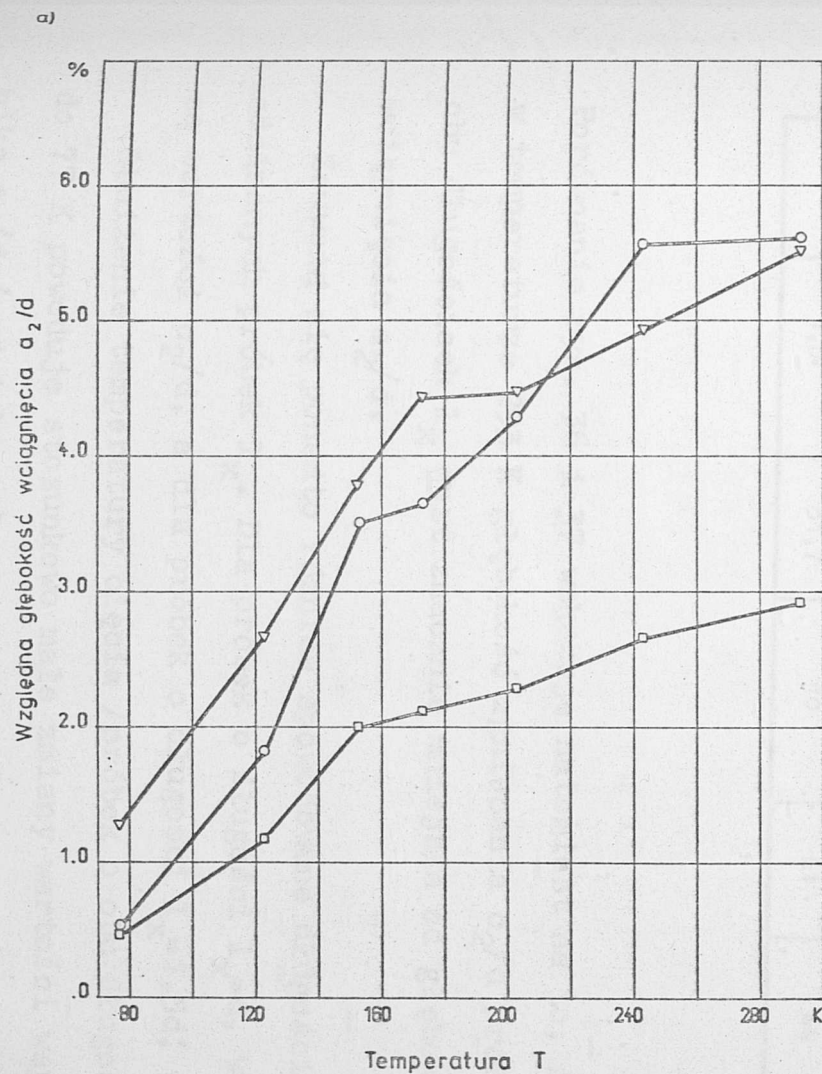
Rys.34. Wpływ temperatury T na wartość współczynników kształtu pobocznic: a-względna długość wciągnięcia a_1/d , b-względna długość zgniecenia c_1/d ; O -stal 10, ▽-stal 35, □-stal 45. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.



Rys.35. Wpływ temperatury T na wartość współczynników kształtu poboczniocy: a-względna długość wciągnięcia a_1/d , b-względna długość zgniecenia c_1/d ; $\circ$ -stal 10, ∇ -stal 35, $\square$ -stal 45. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.



Rys.36. Wpływ temperatury T na wartość współczynników kształtu pobocznic: a-względna głębokość wciagnięcia a_2/d , b-względna głębokość zgniecenia c_2/d ; O -stal 10, ▽ -stal 35, □ -stal 45. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.



Rys.37. Wpływ temperatury T na wartość współczynników kształtu pobocznic: a-względna głębokość wciagnięcia a_2/d , b-względna głębokość zgniecenia c_2/d ; $\circ$ -stal 10, ∇ -stal 35, $\square$ -stal 45. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

Tabl.12. Wartości względnych długości wciągnięcia a_1/d i zgniecenia c_1/d dla temperatury 293 K oraz ich procentowe spadki wywołane obniżeniem temperatury z 293 do 77 K.

Gatunek stali	Względna długość odcinanych próbek l_x/d	$\frac{a_1^{293}}{d}$	$\frac{a_1^{293} - a_1^{77}}{a^{293}}$	$\frac{c_1^{293}}{d}$	$\frac{c_1^{293} - c_1^{77}}{c_1^{293}}$
		%	%	%	%
10	1	56	36	55	27
	1,5	62,7	57	61	50
35	1	56	17	56	9
	1,5	71,6	18	65	32
45	2	49	27	49	16
	1,5	51,7	10	61	44

Porównanie rys. 36 i 37 wskazuje natomiast na to, że w temperaturze 293 K głębokość zgniecenia c_2/d próbek o obu długościach l_x jest znacznie mniejsza od głębokości wciągnięcia a_2/d .

Zauważa się ponadto różnice spowodowane długościami odcinanych próbek l_x . Dla próbek o długości $l_x=d$, wyższe są wartości c_2/d , a dla próbek o długości $l_x=1,5d$; a_2/d .

Obniżenie temperatury cięcia /próbek o obu długościach/ do 77 K powoduje stosunkowo małe zmiany wartości współczynnika c_2/d /wyjątek stal 10, $l_x=1,5d$ / oraz bardzo istotne

współczynnika a_2/d . Wartości współczynnika a_2/d , w temperaturze 293 K, były wyższe i bliskie sobie dla stali 10 i 35, natomiast w temperaturze 77 K wyższe są wartości tego współczynnika dla stali 35, a niższe i bliskie sobie dla stali 10 i 45.

Wartości współczynników a_2/d i c_2/d dla temperatury cięcia 293 K i obu długości odcinanych próbek, oraz ich procentowe spadki w temperaturze 77 K podano w tabl.13:

Tabl.13. Wartości względnych głębokości wcięcia a_2/d i zgniecenia c_2/d dla temperatury 293 K oraz ich procentowe spadki wywołane obniżeniem temperatury z 293 do 77 K.

Gatunek stali	Względna długość odcinanych próbek l_x/d	$\frac{a_2^{293}}{d}$	$\frac{a_2^{293} - a_2^{77}}{a_2^{293}}$	$\frac{c_2^{293}}{d}$	$\frac{c_2^{293} - c_2^{77}}{c_2^{293}}$
		%	%	%	%
10	1	4,6	91	1,7	40
	1,5	5,6	90	0,76	70
35	1	4,5	78	1,8	35
	1,5	5,5	77	0,59	15
45	1		82	1,4	31
	1,5		81	0,50	5,5

Z analizy rys. 34-37 wynika ponadto, że wartości wszystkich bez mała współczynników, opisujących zmiany kształtu poboczniczy próbek ze stali 10, wykazują większe

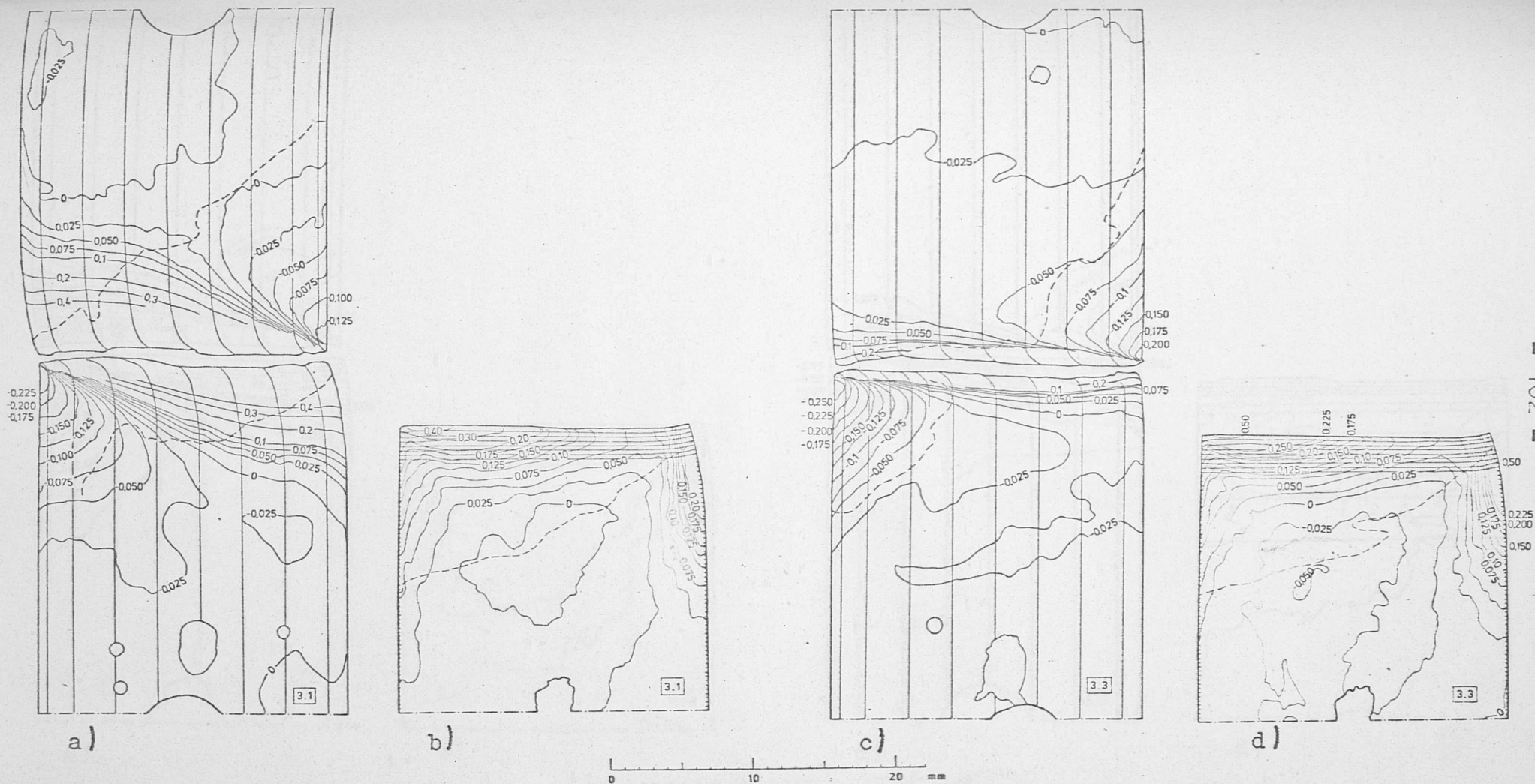
prędkości spadku z obniżeniem temperatury niż w przypadku stali 35 i 45, co znajduje odzwierciedlenie w odpowiednich zmianach wartości odkształcenia poprzedzającego pękanie ϵ_{pp} /rys.25/.

6.1.4. Wpływ temperatury na rozkład przemieszczeń.

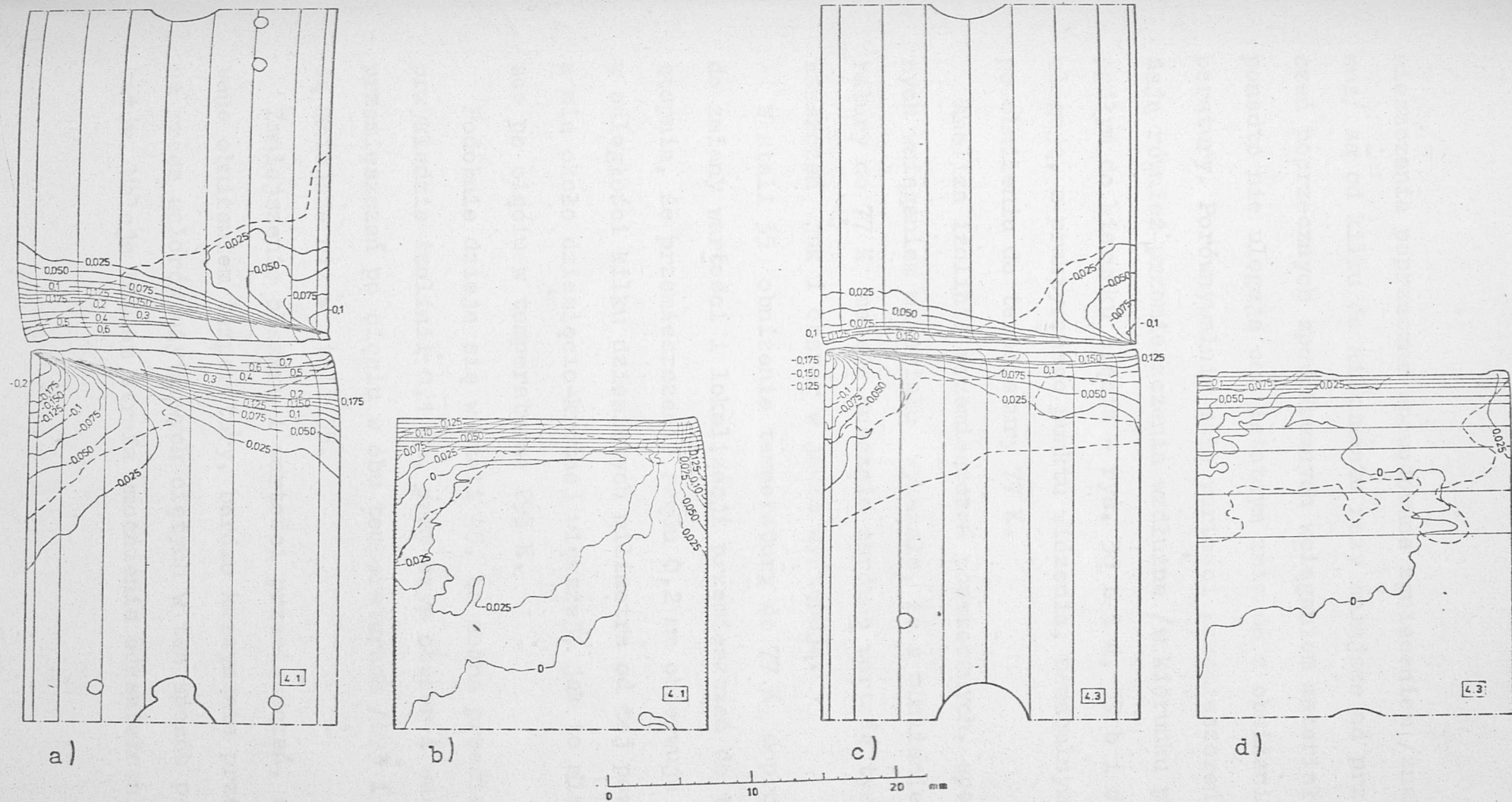
Wpływ temperatury na rozkład przemieszczeń w temperaturze 293 i 77 K pokazano na rys. 38 i 39, z których pierwszy dotyczy stali 35, a drugi 45. Brak danych dla stali 10 spowodowany jest kruchym pękaniem tej stali w temperaturze 77 K, co nie pozwalało sporządzić podobnego zestawienia wyników, jak dla stali 35 i 45.

Na rysunkach tych poza izoliniami przemieszczeń, pokazane są ugięcia wybranych linii, które przed cięciem były naniesione na powierzchnie podziału próbek jako linie proste. Linie te nie posiadają żadnych cyfrowych oznaczeń i służą do poglądowej analizy przemieszczeń maksymalnych, zlokalizowanych w pobliżu powierzchni pęknięcia. Izolinie przemieszczeń były w tym obszarze bardzo zagęszczone, toteż nie nanoszono ich na rysunki, tym bardziej, że analiza przemieszczeń miała służyć głównie do określenia granic odkształcanych obszarów.

Jak wynika z analizy przemieszczeń pokazanych na rys. 38 i 39, największe wartości posiadają przemieszczenia zgodne z kierunkiem cięcia /poprzeczne - rys.38 i 39 a i c/, a w tym pochodzące głównie od wciągnięcia. Maksymalne prze-



Rys.38. Przemieszczenia w strefie cięcia stali 35: a i c-przemieszczenia poprzeczne; b i d - przemieszczenia wzdłużne. Temperatura cięcia: a i b-293 K, c i d-77 K. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.



Rys.39. Przeszyczenia w strefie cięcia stali 45: a i c-przeszyczenia poprzeczne;
b i d-przeszyczenia wzdłużne. Temperatura cięcia: a i b-293 K, c i d - 77 K.
Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

mieszczenia poprzeczne spowodowane zgnieceniem /znak minus/ są od kilku do kilkunastu razy mniejsze od przemieszczeń poprzecznych spowodowanych wciąganiem materiału, a ponadto nie ulegają one istotnym zmianom z obniżeniem temperatury. Porównywalnie małe wartości przemieszczeń posiadają również przemieszczenia wzdłużne /w kierunku prostopadłym do kierunku cięcia - rys. 38 b i d, 39 b i d/ i nie ulegają, z praktycznego punktu widzenia, namacalnym zmianom po obniżeniu do temperatury 77 K.

Analiza izolinii przemieszczeń poprzecznych, spowodowanych wciąganiem materiału wykazała, że z obniżeniem temperatury do 77 K. maleje znacznie zarówno wartość tych przemieszczeń jak i obszar w jakim występują.

W stali 35 obniżenie temperatury do 77 K. doprowadziło do zmiany wartości i lokalizacji przemieszczeń do tego stopnia, że przemieszczenie rzędu 0,2 mm obserwuje się już w odległości kilku dziesiątych milimetra od tej powierzchni, a nie około dziesięcio-krotnej większej, jak to miało miejsce po cięciu w temperaturze 293 K.

Podobnie dzieje się w stali 45, co można prześledzić na przykładzie izolinii 0,1 mm, przy czym obszar i wartość przemieszczeń po cięciu w obu temperaturach /293 i 77 K/ są mniejsze niż w stali 35.

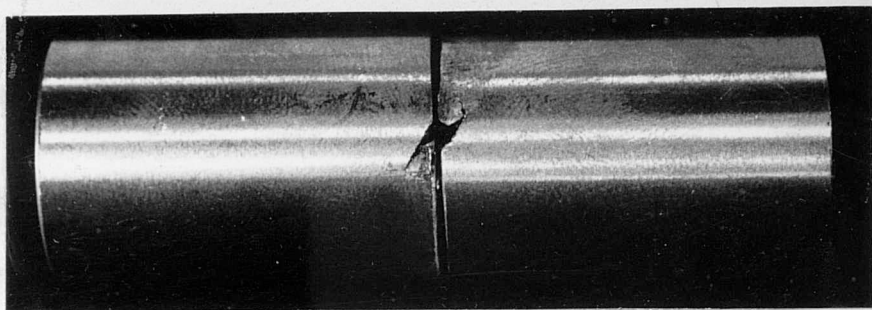
Zmniejszenie obszaru i wartości przemieszczeń, spowodowane obniżeniem temperatury, bardzo korzystnie przemawia na rzecz walorów użytkowych ciętych w ten sposób półfabrykatów. Maleje bowiem strefa umocnienia odkształceniowego,

co jest szczególnie istotne w przypadku półfabrykatów przeznaczonych do spęczniania i wyciskania na zimno, ponieważ umocnienie odkształceniowe czoł półfabrykatów utrudnia dodatkowo ich odkształcanie.

6.1.5. Wpływ temperatury na sposób pęknięcia i fraktografię przełomów.

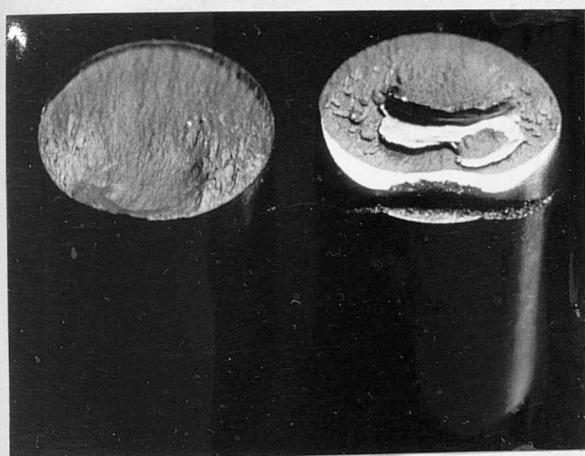
Zasadniczą częścią powierzchni przecięcia jest powierzchnia pęknięcia o charakterystycznym kształcie, który po cięciu w temperaturze 293 K, przypomina w swej centralnej części /rys.26a/ literę S. Powierzchnię tę autor nazywał do tej pory: "założoną powierzchnią pęknięcia", a powstałe przełomy: "przełomami właściwymi", z uwagi na fakt, że w przypadku stali 10, ciętej w temperaturze 77 K, pojawiły się dodatkowe pęknięcia zlokalizowane poza nią.

Te dodatkowe pęknięcia rozpoczynały się w strefie wciągania materiału, w niewielkiej odległości od krawędzi tnącej noża /rys.40d/ lub przecinały założoną powierzchnię pęknięcia /rys.40 a i b/ biegnąc w głąb materiału. Obserwowano również łączne występowanie obu w/w sposobów pęknięcia dodatkowego. Pęknięcia rozpoczynające się w strefie wciągania, pojawiały się czasem jednocześnie po obu stronach założonej płaszczyzny cięcia, powodując eliminowanie pęknięcia w założonej powierzchni pęknięcia. Powodowało to wyrwanie części materiału, którego objętość ograniczały powierzchnie pęknięć dodatkowych, co pokazano na rys. 41.



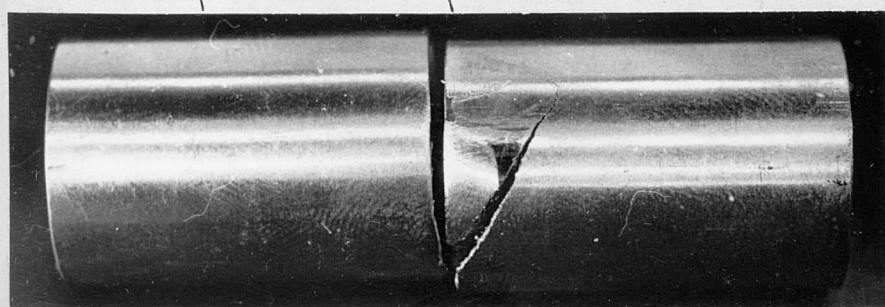
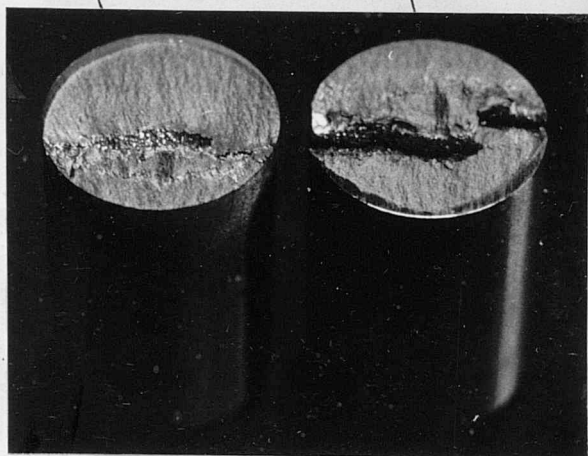
a

b

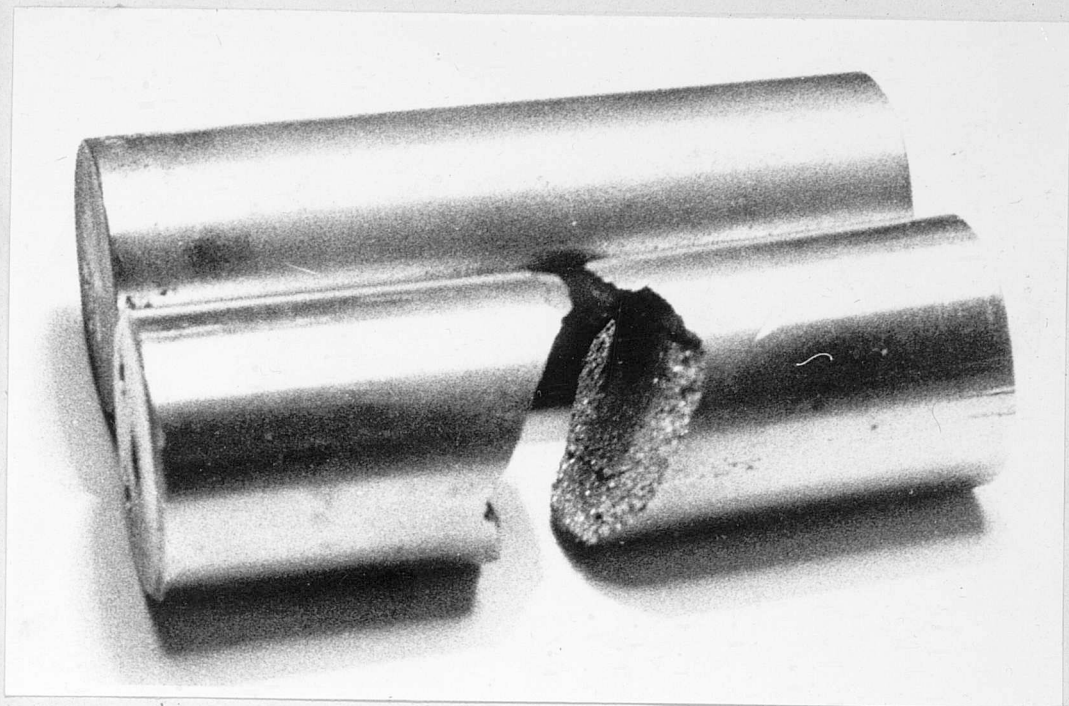


c

d



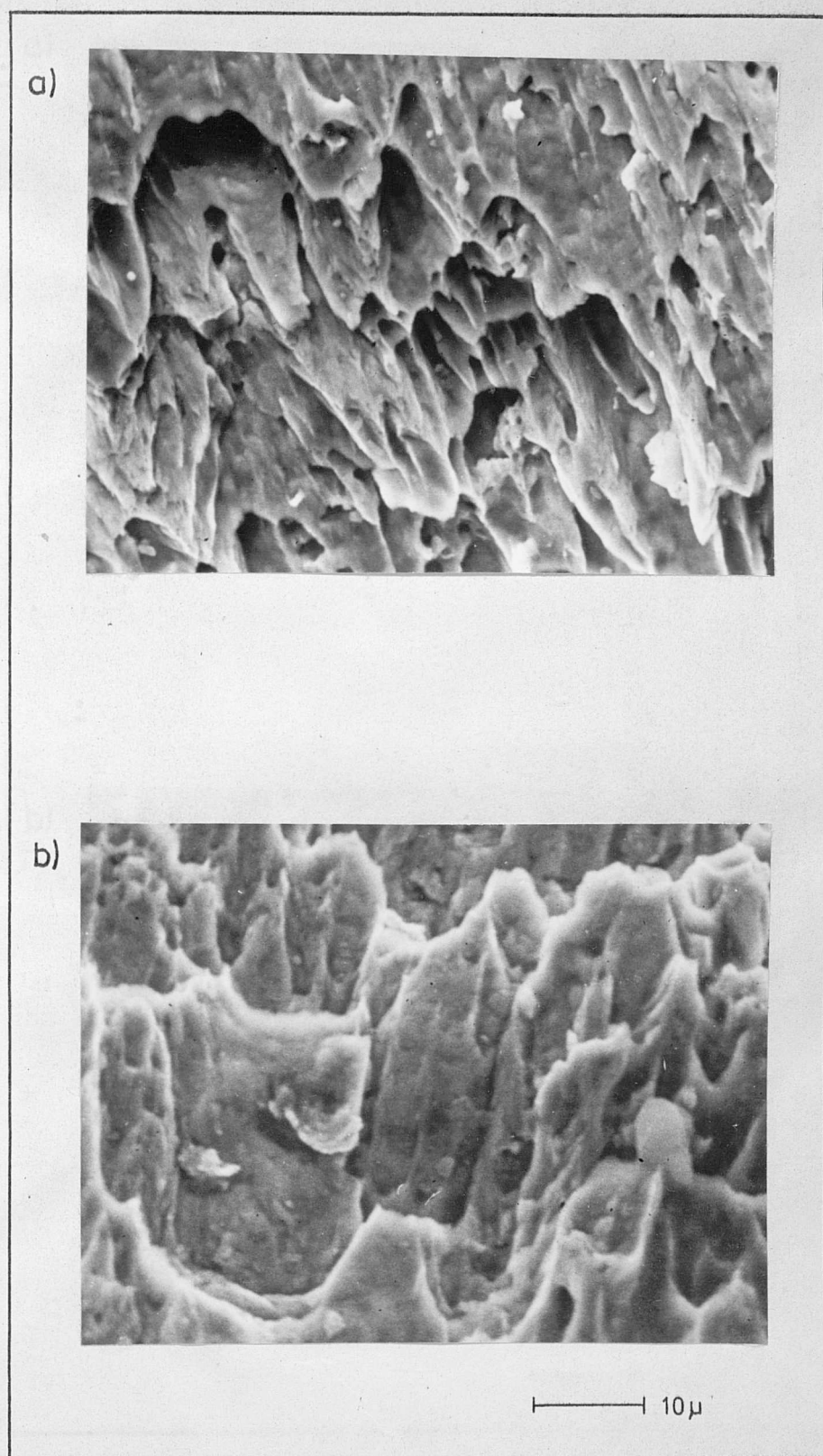
Rys.40. Przykłady niezamierzonego, kruchego pęknięcia próbek ze stali 10, ciętych w temperaturze 77 K: a,b- pęknięcie przecinające założoną powierzchnię pęknięcia, c-brak kruchego pęknięcia, d-pęknięcie rozpoczynające się w strefie wciągnięcia.



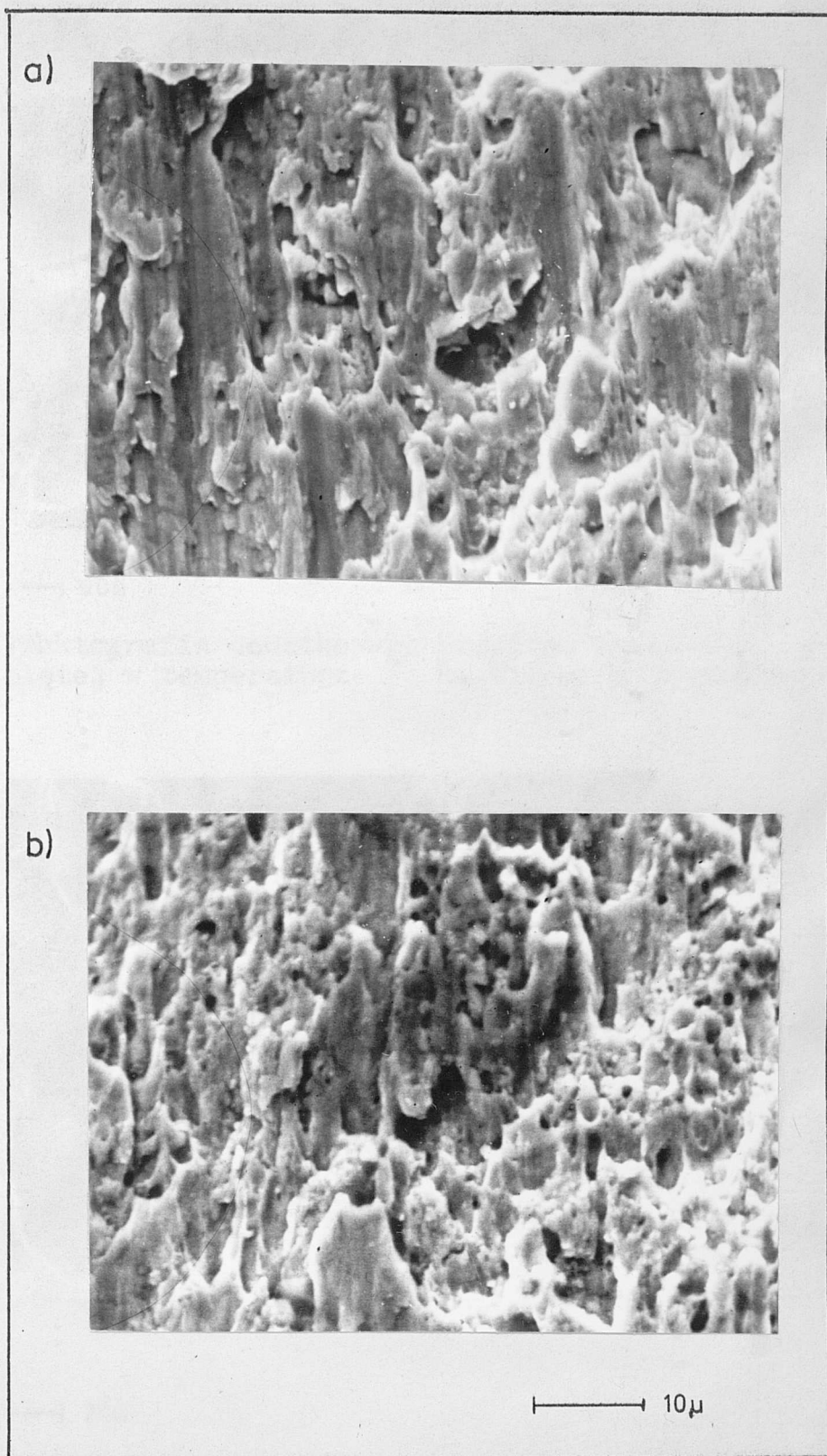
Rys.41. Przykład niezamierzonego, kruchego pęknięcia stali 10 ciętej w temperaturze 77 K, eliminującego pęknięcie w założonej powierzchni przecięcia oraz powodującego wyrwanie materiału.

Fraktografie przekłomów właściwych stali 10, uzyskanych w krańcowych temperaturach /293 i 77 K/, pokazano na rys.42. Są one typowymi przypadkami fraktografii przekłomów plastycznych, powstających w procesie cięcia, tzn. są podobne do siebie, niezależnie od w/w temperatury cięcia, co potwierdza dodatkowo rys.43, na którym przedstawiono podobną parę fraktografii dla stali 35.

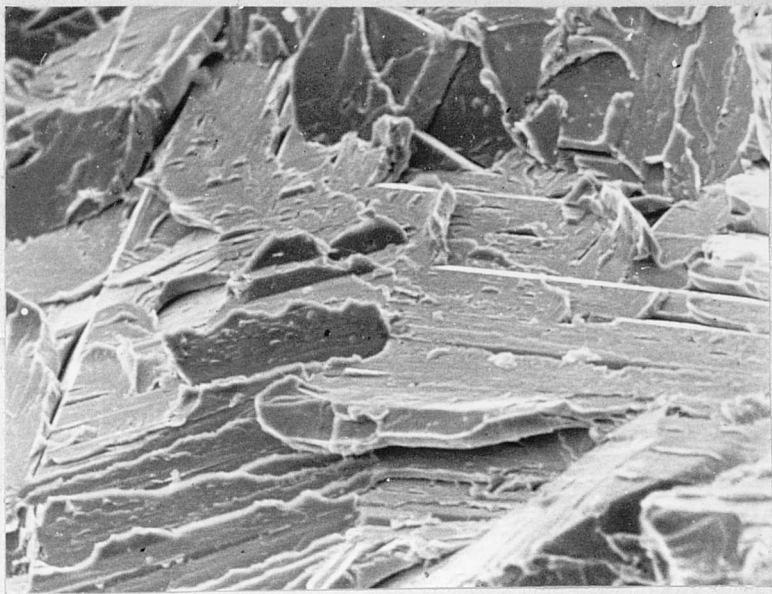
Fraktografie przekłomów dodatkowych /rys.44-46/ występujących w stali 10, ciętej w temperaturze 77 K, świadczą bez wyjątku, że są to przekłomy kruche, głównie transkrytaliczne z widocznym układem języczków i uskoków w postaci rzek i dorzeczy /rys.44 i 45/.



Rys.42. Fraktografie właściwego przełomu stali 10:
a-ciętej w temperaturze 293 K, b-ciętej w temperaturze 77 K.

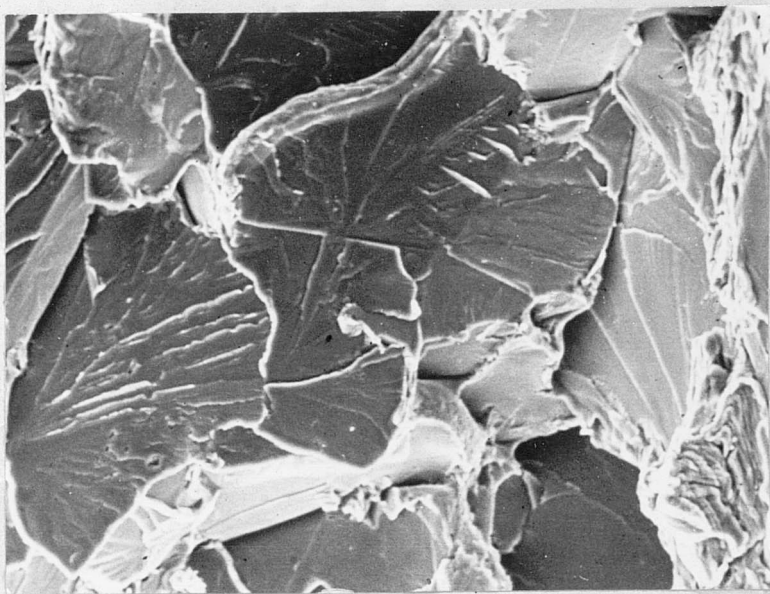


Rys.43. Fraktografie właściwego przełomu stali 35:
a - ciętej w temperaturze 293 K,
b - ciętej w temperaturze 77 K.



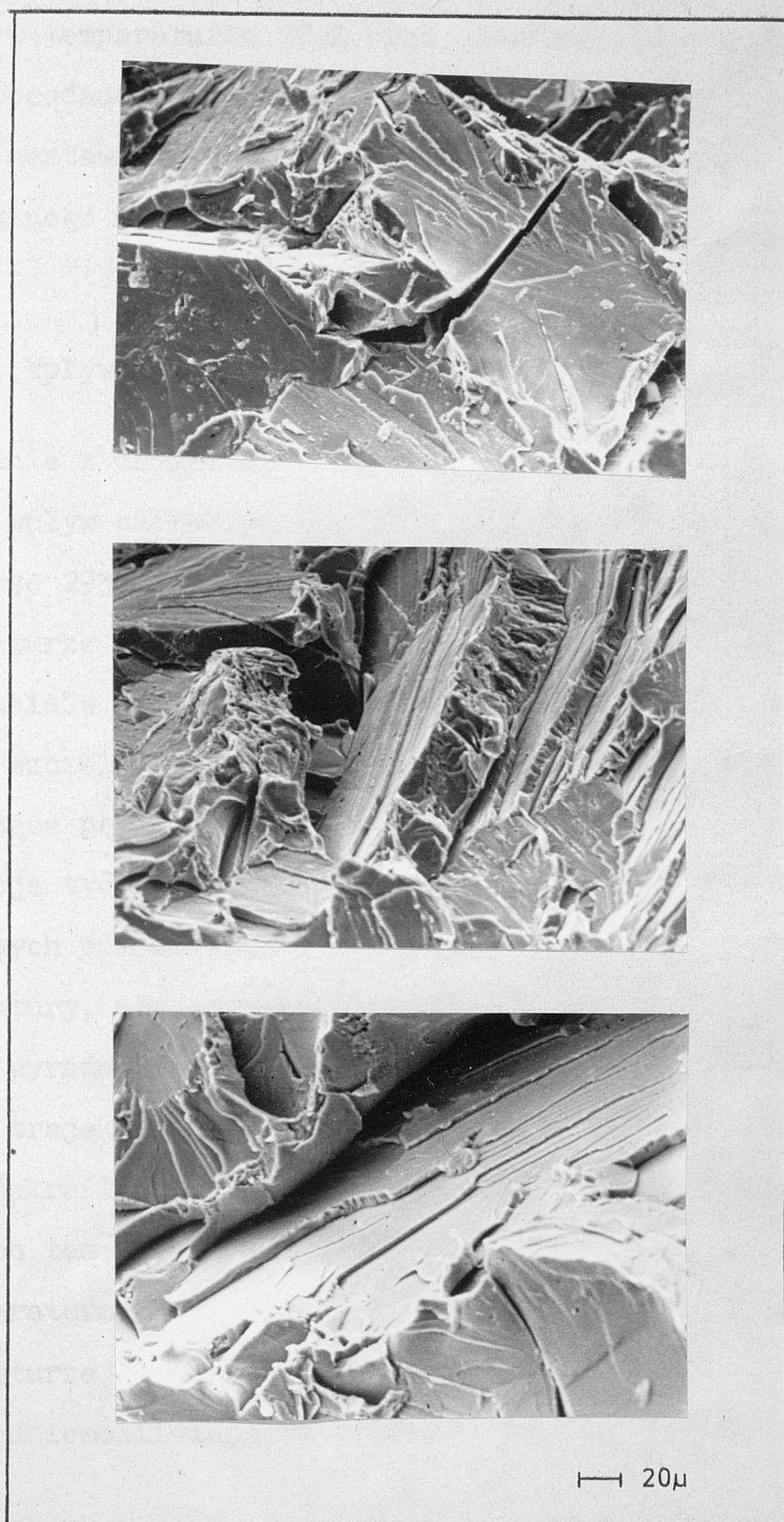
— 20 μ

Rys.44. Fraktografia dodatkowego przełomu stali 10, ciętej w temperaturze 77 K. Widoczne języczki.



— 20 μ

Rys.45. Fraktografia dodatkowego przełomu stali 10 ciętej w temperaturze 77 K. Widoczne uskoki w postaci rzek i dorzeczy.



Rys.46. Inne przykłady fraktografii stali 10 ciętej w temperaturze 77 K.

Zagadnieniu lokalizacji kruchego pęknięcia stali 10, ciętej w temperaturze 77 K oraz ustaleniu warunków w jakich to niepożądane pęknięcie nie wystąpi, poświęcono III etap badań, nastawiony na pełne osiągnięcie założonego celu praktycznego niniejszej pracy.

6.2. Wpływ szczeliny tnącej.

Zgodnie z programem eksperymentu, przedstawionym na rys.5, wpływ szczeliny tnącej określany był zarówno w temperaturze 293 K /badania odniesienia/, jak i w optymalnej temperaturze cięcia, tj. 77 K.

Badania w temperaturze 293 K, obejmujące określenie wpływu szczeliny na odkształcenie poprzedzające ϵ_{pp} i towarzyszące pękaniu ϵ_{tp} , były nieodzowne dla wykazania, że korelacja tych odkształceń z odpowiednimi zmianami kształtu odcinanych półfabrykatów istnieje nie tylko przy zmianie temperatury, ale również i szczeliny tnącej.

Dla wyraźniejszego uwidocznienia wpływu szczeliny tnącej na trajektorię pęknięcia i kształt pobocznic półfabrykatów /określanego w temperaturze 77 K/, na wykresach obrazujących ten wpływ, naniesiono również zależności uzyskane w temperaturze 293 K. Brak danych dla stali 10 ciętej w temperaturze 77 K należy tłumaczyć kruchym pękaniem tej stali, uniemożliwiającym poprawną analizę wyników.

6.2.1. Wpływ szczeliny tnącej na odkształcenie poprzedzające $\mathcal{E}_{pp}$ i towarzyszące pękaniu $\mathcal{E}_{tp}$.

Analiza oscylogramów siły cięcia w funkcji przemieszczeń noża wykazała, że odkształcenie całkowite $\mathcal{E}_c = \mathcal{E}_{pp} + \mathcal{E}_{tp}$ ulega zmianie w całym zakresie stosowanych wartości szczeliny tnącej L/d , tj. od 0,45 do 4,55%. Przykłady oscylogramów potwierdzające powyższe stwierdzenie pokazano w tabl.14.

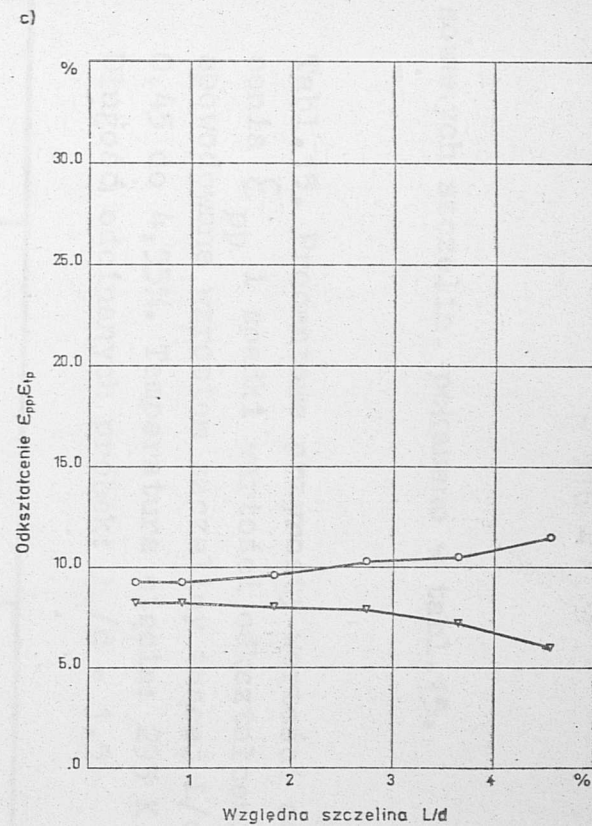
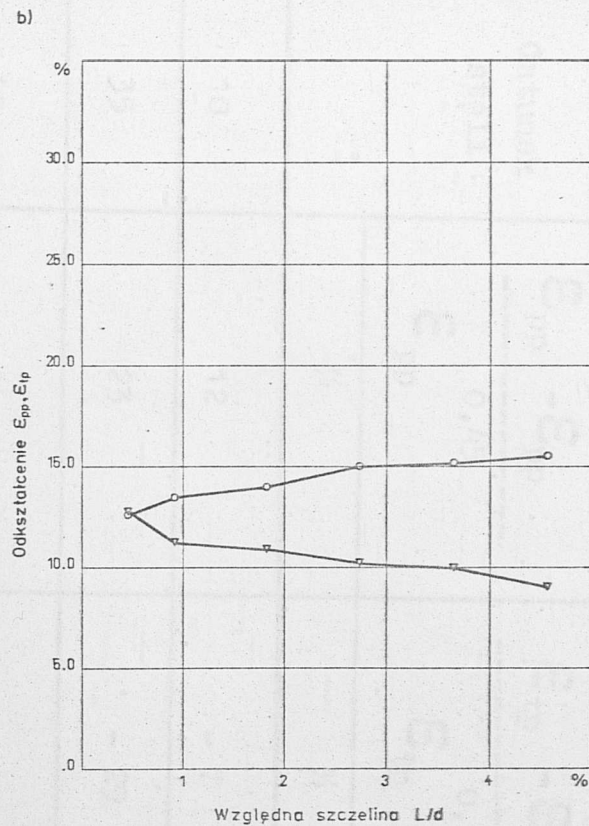
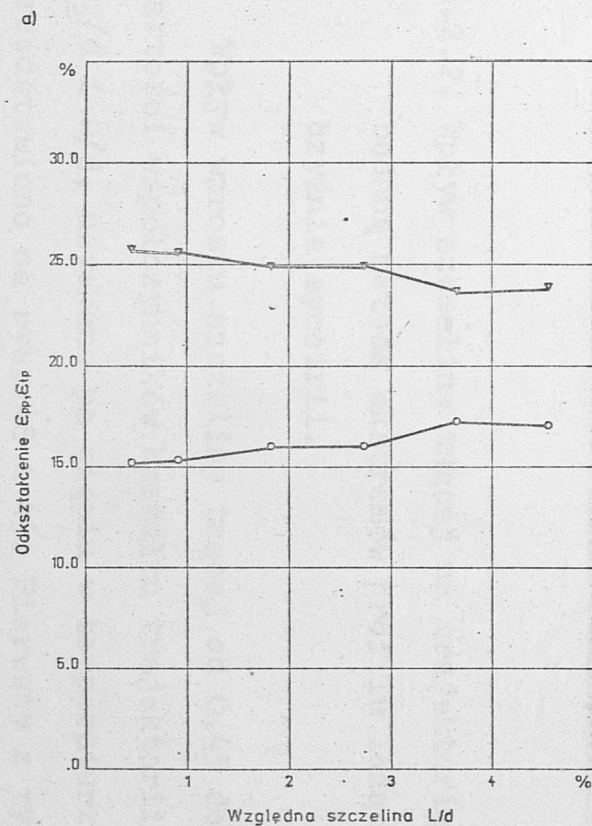
Składowe odkształcenia całkowitego $\mathcal{E}_c$, tj. $\mathcal{E}_{pp}$ i $\mathcal{E}_{tp}$, ulegają natomiast zmianie ze wzrostem wartości szczeliny tnącej, co przedstawiono na rys.47. Charakter tych zmian jest zbliżony do siebie niezależnie od gatunku badanych stali. Odkształcenie poprzedzające pękanie $\mathcal{E}_{pp}$ rośnie ze wzrostem wartości szczeliny tnącej o taką samą wartość, o jaką maleje odkształcenie towarzyszące pękaniu $\mathcal{E}_{tp}$.

Zmiany powyższe są w przybliżeniu jednakowe dla wszystkich badanych stali. Wartości obu odkształceń są natomiast różne w zależności od zawartości węgla w stali: największe w przypadku stali 10 i odpowiednio mniejsze w stalach 35 i 45. Różny jest również wzajemny stosunek odkształceń $\mathcal{E}_{pp}$ i $\mathcal{E}_{tp}$. W stali 10 odkształcenie towarzyszące pękaniu $\mathcal{E}_{tp}$ jest, w całym badanym zakresie wartości szczelin, większe od odkształcenia poprzedzającego pękanie $\mathcal{E}_{pp}$, a w stalach 35 i 45 jest odwrotnie.

Procentowe spadki wartości odkształceń $\mathcal{E}_{tp}$ i przyrosty $\mathcal{E}_{pp}$, obserwowane po wzroście szczeliny $L/d = 0,45-4,55\%$, odniesione do wartości osiąganych przy najmniejszej ze sto-

Tabl.14 Osylogramy siły odcicia P_c uzyskane przy zmianie szczeliny tnącej L/d w zakresie 0,45 - 4,55 %

Szczelina tnąca L/d	Gatunek stali	
%	35	45
0,45		
0,91		
1,81		
2,70		
3,63		
4,55		
P_c - siła tnąca, I - 30 kN Δd - przemieszczenie noża, $\blacksquare$ - 0,75 mm		



Rys.47. Wpływ szczeliny tnącej L/d na wartości odkształceń poprzedzających ε_{pp} i towarzyszących pękaniu ε_{tp} : a-stal 10, b-stal 35, c-stal 45; $\circ$ - ε_{pp} , ∇ - ε_{tp} . Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Temperatura cięcia 293 K.

sowanych szczelin, pokazano w tabl.15.

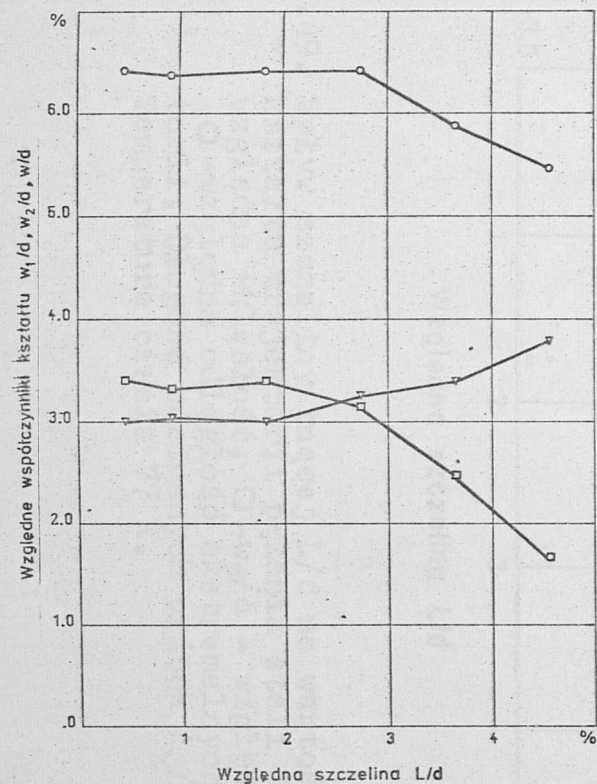
Tabl.15. Procentowe przyrosty wartości odkształcenia ϵ_{pp} i spadki wartości odkształcenia ϵ_{tp} , spowodowane wzrostem szczeliny tnącej L/d od 0,45 do 4,55%. Temperatura cięcia: 293 K.
Długość odcinanych próbek: $l_x/d = 1,5$

Gatunek stali	4,55 0,45	4,45 0,45
	$\epsilon_{pp} - \epsilon_{pp}$	$\epsilon_{tp} - \epsilon_{tp}$
	$\frac{\epsilon_{pp}}{0,45}$	$\frac{\epsilon_{tp}}{0,45}$
	%	%
10	12	- 7
35	23	- 29
45	24	- 27

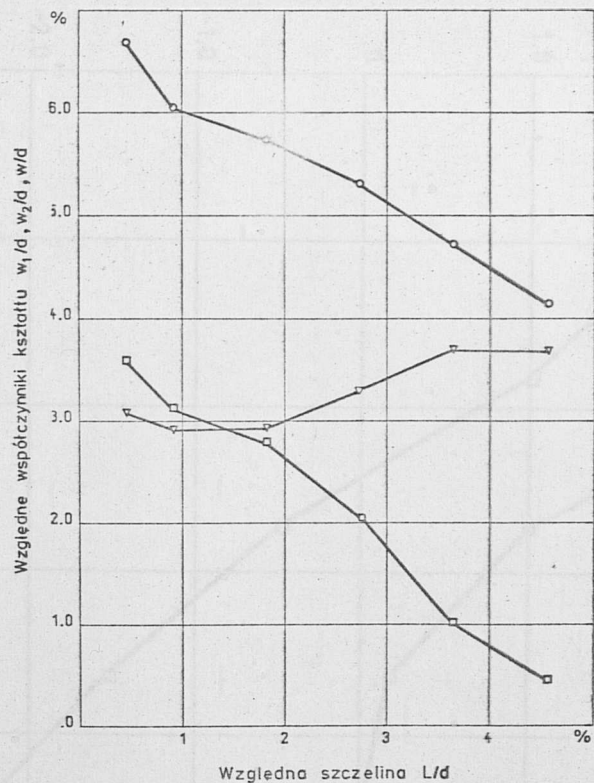
6.2.2. Wpływ szczeliny tnącej na trajektorię pęknięcia
badaną metodą ekstremów profilu leżącego w płaszczyźnie symetrii.

Wpływ wzrostu szczeliny tnącej od 0,45 do 4,55% na wartości współczynników kształtu trajektorii pęknięcia w_1/d , w_2/d i w/d , uzyskane po cięciu w temperaturze 293 i 77 K przedstawiono na rys. 48 i 49. Pierwszy z tych rysunków

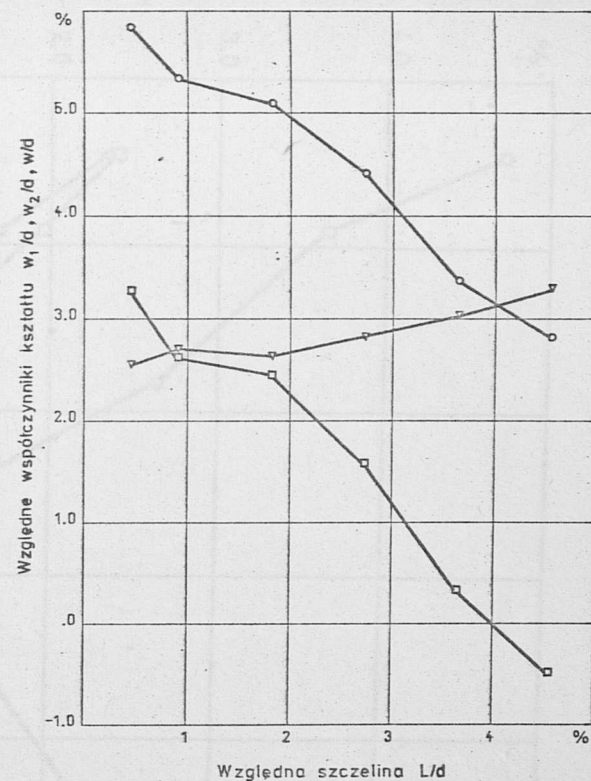
a)



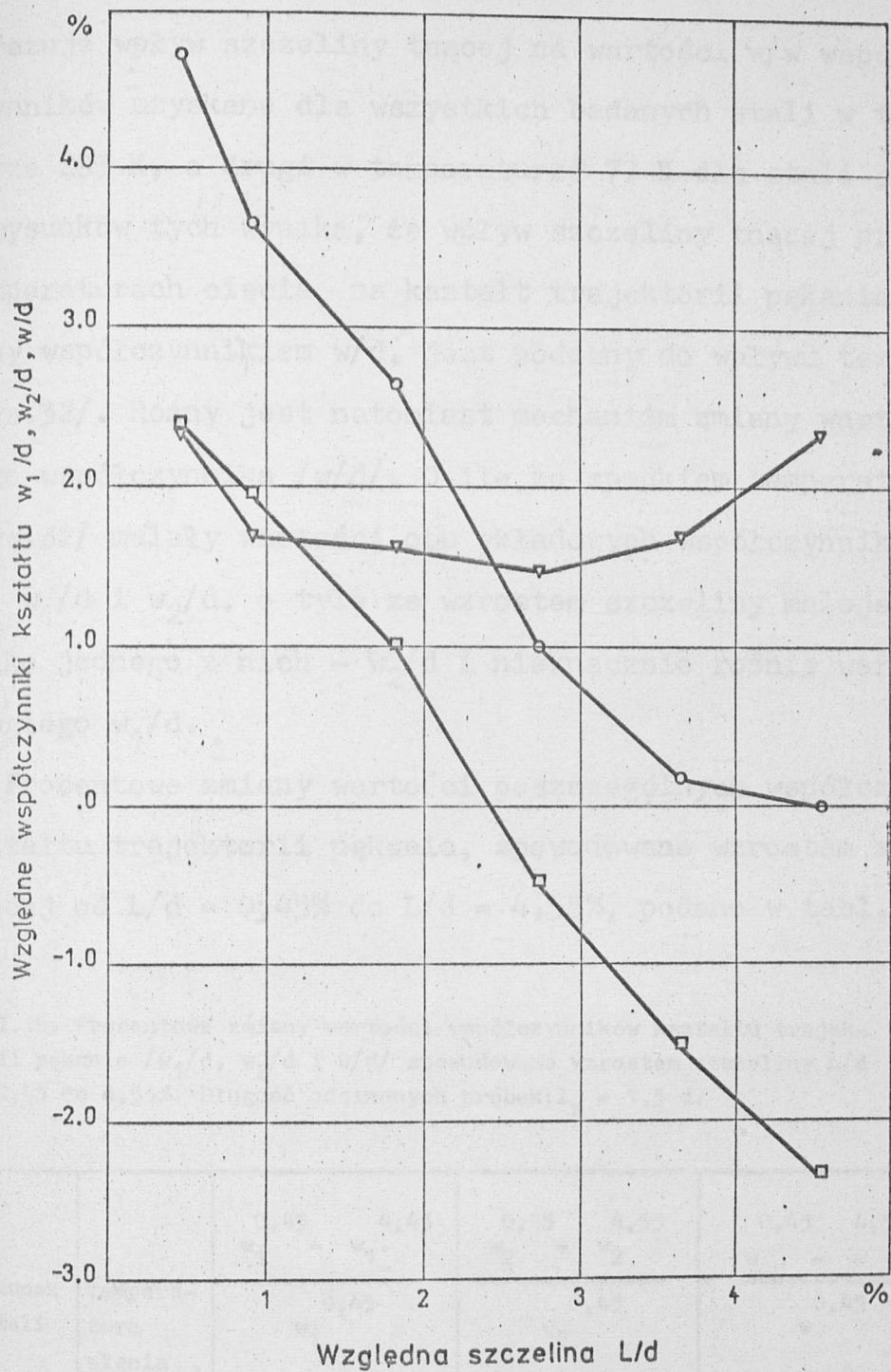
b)



c)



Rys.48. Wpływ szczeliny tnącej L/d na wartość współczynników kształtu trajektorii pęknięcia: a-stal 10, b-stal 35, c-stal 45; ▽ - w_1/d - względna wklęsłość, □ - w_2/d - względna wypukłość, ○ - względna odległość ekstremalnych punktów trajektorii. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Temperatura cięcia 293 K.



Rys.49. Wpływ szczeliny tnącej L/d na wartość współczynników kształtu trajektorii pęknięcia stali 35: ∇ - w_1/d - względna wklęsłość, $\square$ - w_2/d - względna wypukłość, $\circ$ - względna odległość ekstremalnych punktów trajektorii. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Temperatura cięcia 77 K.

obrazuje wpływ szczeliny tnącej na wartości w/w współczynników uzyskane dla wszystkich badanych stali w temperaturze 293 K, a drugi w temperaturze 77 K dla stali 35.

Z rysunków tych wynika, że wpływ szczeliny tnącej przy obu temperaturach cięcia na kształt trajektorii pękania, określony współczynnikiem w/d , jest podobny do wpływu temperatury /rys.32/. Różny jest natomiast mechanizm zmiany wartości tego współczynnika w/d . O ile ze spadkiem temperatury /rys.32/ malały wartości obu składowych współczynnika w/d , tj. w_1/d i w_2/d , o tyle ze wzrostem szczeliny maleje wartość tylko jednego z nich - w_2/d i nieznacznie rośnie wartość drugiego w_1/d .

Procentowe zmiany wartości poszczególnych współczynników kształtu trajektorii pękania, spowodowane wzrostem szczeliny tnącej od $L/d = 0,45\%$ do $L/d = 4,55\%$, podano w tabl.16.

Tabl.16. Procentowe zmiany wartości współczynników kształtu trajektorii pękania w_1/d , w_2/d i w/d spowodowane wzrostem szczeliny L/d od 0,45 do 4,55%. Długość odcinanych próbek: $l_x = 1,5 d$.

Gatunek stali	Temperatura cięcia K	$\frac{0,45}{w_1} - \frac{4,45}{w_1}$ 0,45 w_1	$\frac{0,45}{w_2} - \frac{4,55}{w_2}$ 0,45 w_2	$\frac{0,45}{w} - \frac{4,55}{w}$ 0,45 w
		%	%	%
10	293	- 26	50	15
35	293	- 20	87	38
	77	--	196	100
45	293	- 29	115	52

Poprawa kształtu trajektorii pęknięcia, wyrażona spadkiem wartości współczynnika w/d , spowodowana wzrostem szczeliny tnącej L/d od 0,45 do 4,55%, polega głównie na spadku wartości współczynnika w_2/d . Jednoczesny, nieznaczny przyrost współczynnika w_1/d wskazuje na to, że przez zmianę szczeliny tnącej nie można uzyskać istotnego zmniejszenia odchyłki kształtu trajektorii pęknięcia.

Z powyższego wynika więc, że spotykane czasem mniemanie, iż wzrost szczeliny tnącej może doprowadzić do uzyskania płaskiej powierzchni pęknięcia, jest tylko częściowo słuszne, ponieważ uzyskiwanej w ten sposób poprawie płaskości towarzyszy zmiana wartości i znaku współczynnika w_2/d , co jest jednoznaczne ze wzrostem odchyłki prostopadłości powierzchni pęknięcia.

Nieodzownym warunkiem istotnej poprawy kształtu trajektorii pęknięcia, bez pogorszenia jej prostopadłości, jest stworzenie takich warunków procesu cięcia /pęknięcia/, aby miały jednocześnie obie składowe współczynnika kształtu trajektorii pęknięcia w/d , tj. w_1/d i w_2/d i to bez zmiany znaku na przeciwny.

Dlatego też można mówić o zdecydowanej wyższości proponowanego sposobu zmniejszania odchyłki płaskości powierzchni pęknięcia przez obniżenie temperatury, które powoduje jednoczesny spadek wartości obu składowych współczynnika kształtu w/d /rys.31 i 32/. Nie powinno się przy tym zapominać jednak, że szczelina tnąca stanowi w dalszym ciągu istotny parametr procesu cięcia, ponieważ pozwala dodatkowo optymalizować ten proces, a to głównie z uwagi na wartość

kąta nachylenia powierzchni pęknięcia.

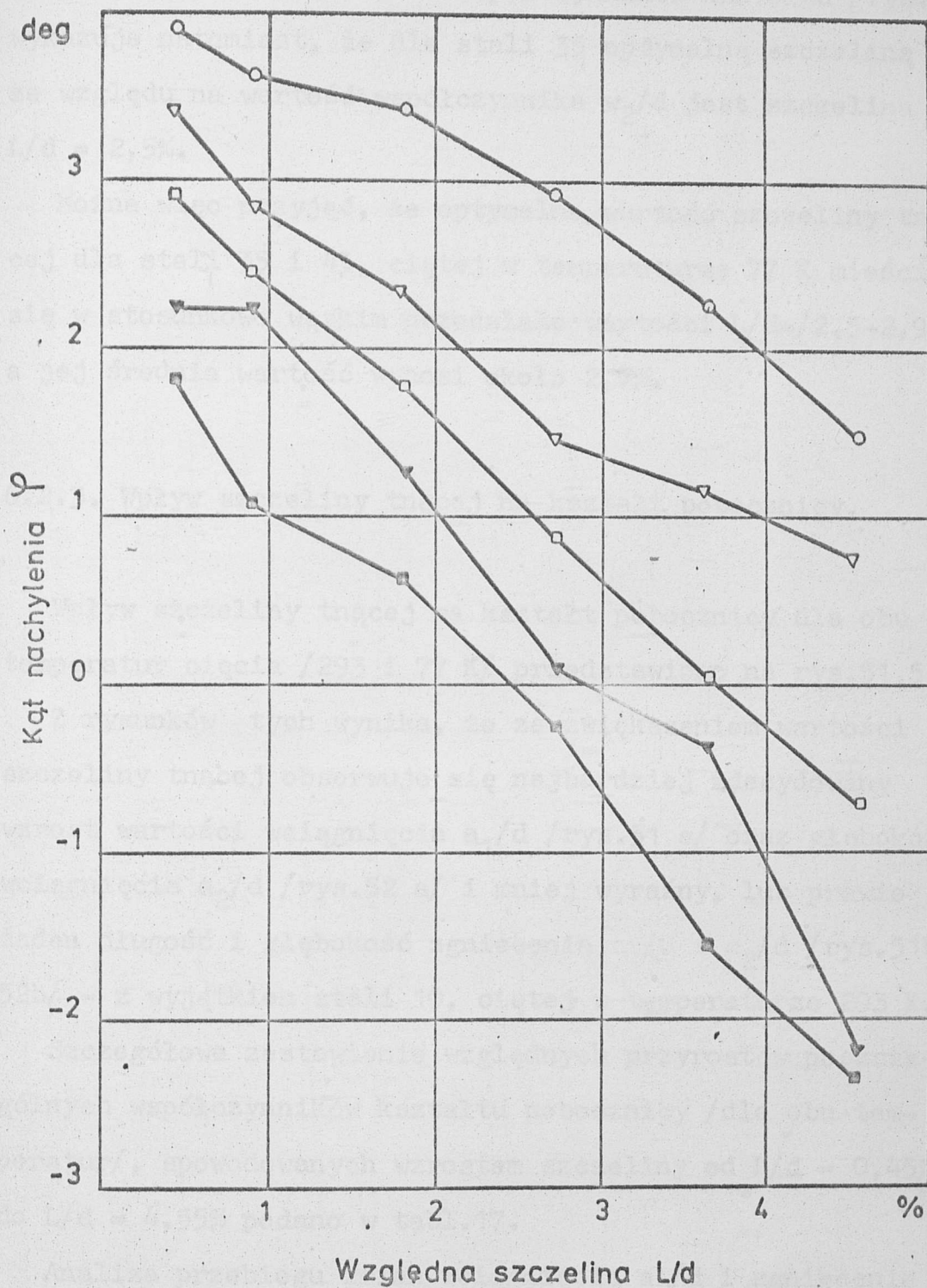
6.2.2.1. Wpływ szczeliny tnącej na kąt nachylenia powierzchni przecięcia.

Wpływ szczeliny tnącej L/d , zmieniającej się w granicach 0,45 do 4,55%, na kąt nachylenia powierzchni przecięcia, dla temperatur 293 i 77 K, przedstawiono na rys.50. Z rysunku tego wynika, że wzrost zawartości węgla w stali wywołuje zmniejszenie kąta φ w całym badanym zakresie szczelin.

Wzrost szczeliny, niezależnie od gatunku badanej stali i temperatury cięcia, powoduje natomiast niemal liniową zmianę kąta nachylenia φ , który w niektórych przypadkach zmienia znak na przeciwny. Zmianę znaku kąta nachylenia obserwuje się dla stali 45 ciętej w temperaturze 293 K oraz stali 35 i 45 ciętej w temperaturze 77 K.

Wartości szczeliny, przy których kąt nachylenia φ zmienia znak, można przyjąć za wartości szczeliny optymalnej dla danego gatunku stali. Jest to słuszne, jak się wydaje, głównie z uwagi na praktyczne aspekty zagadnienia, ponieważ każda niewielka zmiana szczeliny od tej optymalnej wartości, powoduje niekorzystny wzrost kąta φ ($\varphi > 0^\circ$), utrudniający w zasadniczy sposób dalszą obróbkę plastyczną półfabrykatów, a nie powoduje istotnych zmian płaskości powierzchni pęknięcia.

Z rys.50 wynika, że optymalnymi wartościami szczeliny dla stali 35 i 45, ciętych w temperaturze 77 K, ze względu na kąt φ są wartości $L/d=2,5\%$ - dla stali 45 i $L/d=2,9\%$ dla stali 35.



Rys.50. Wpływ szczeliny tnącej L/d na wartości kąta nachylenia φ powierzchni przecięcia: ○ - stal 10, ▽ - stal 35, □ - stal 45: temperatura cięcia 293 K; ▴ - stal 35, ■ - stal 45: temperatura cięcia 77 K. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$.

Analiza przebiegu zmian współczynników kształtu /rys.49/ wykazuje natomiast, że dla stali 35 optymalną szczeliną ze względu na wartość współczynnika w_2/d jest szczelina $L/d = 2,5\%$.

Można więc przyjąć, że optymalna wartość szczeliny tnącej dla stali 35 i 45, ciętej w temperaturze 77 K mieści się w stosunkowo wąskim przedziale wartości $L/d = 2,5-2,9\%$, a jej średnia wartość wynosi około 2,7%.

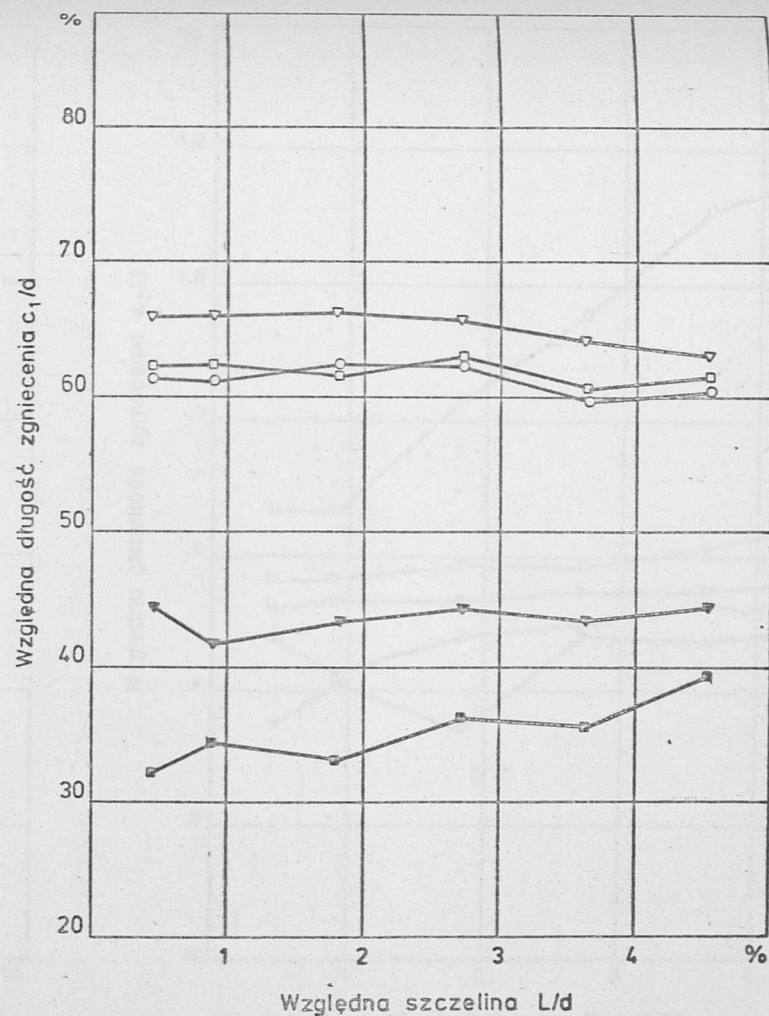
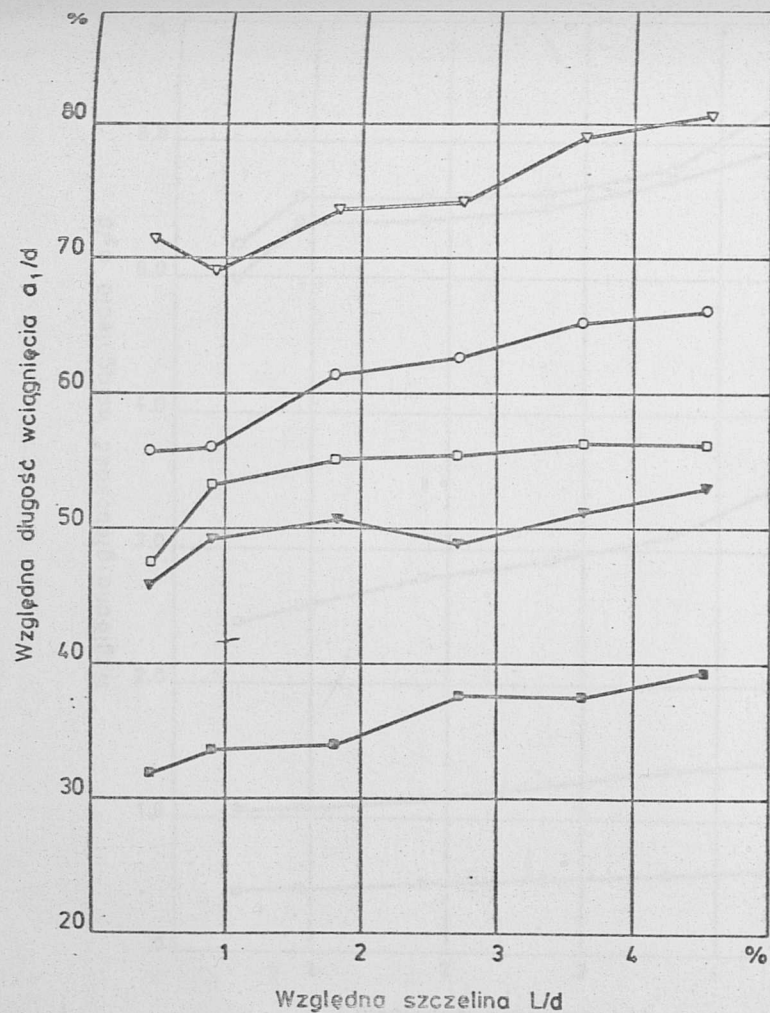
6.2.3. Wpływ szczeliny tnącej na kształt pobocznic.

Wpływ szczeliny tnącej na kształt pobocznic dla obu temperatur cięcia /293 i 77 K/ przedstawiono na rys.51,52.

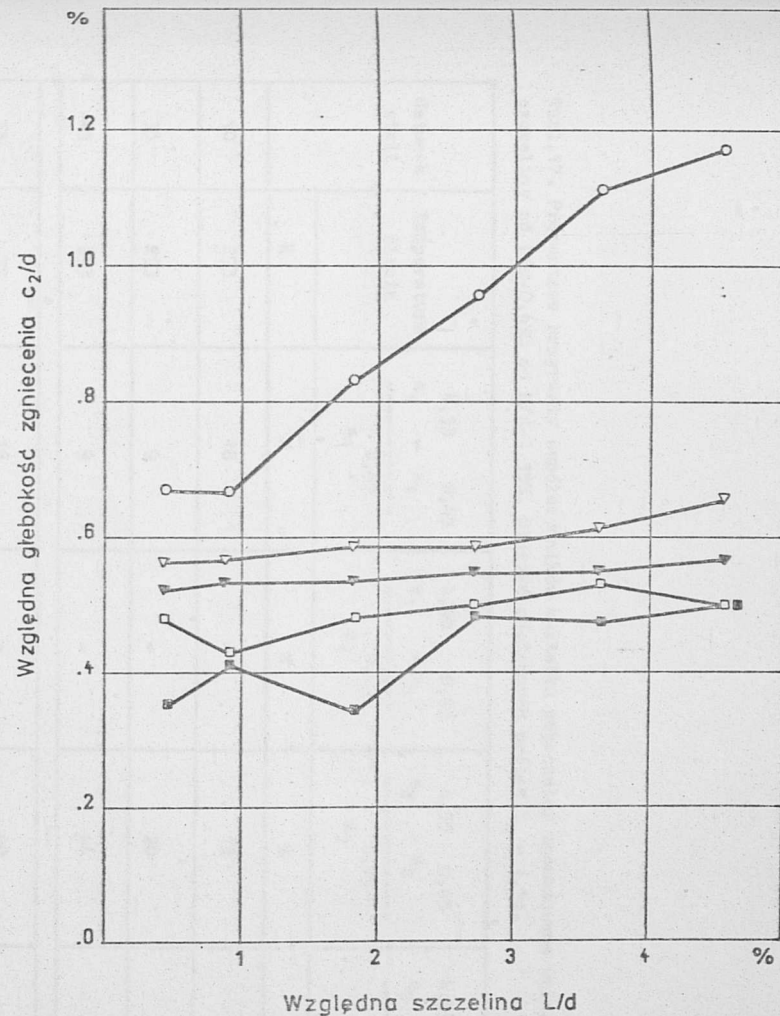
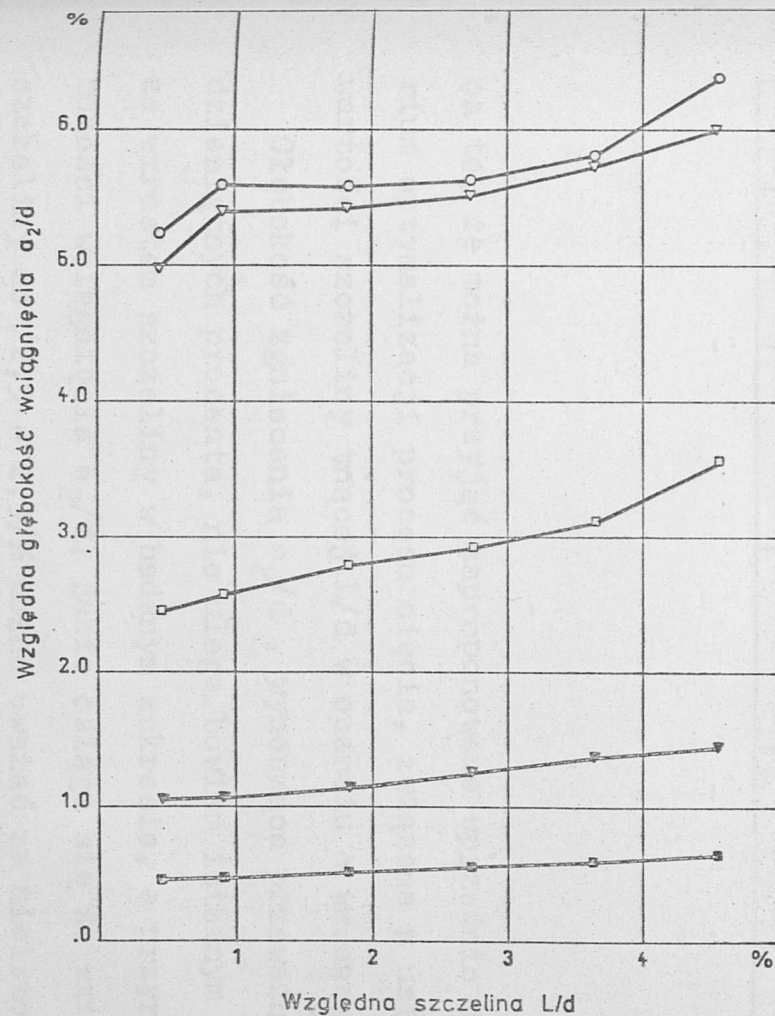
Z rysunków tych wynika, że ze zwiększeniem wartości szczeliny tnącej obserwuje się najbardziej zdecydowany wzrost wartości wciągnięcia a_1/d /rys.51 a/ oraz głębokości wciągnięcia a_2/d /rys.52 a/ i mniej wyraźny, lub prawie żaden długość i głębokość zgniecenia c_1/d i c_2/d /rys.51b, 52b/ - z wyjątkiem stali 10, ciętej w temperaturze 293 K.

Szczegółowe zestawienie względnych przyrostów poszczególnych współczynników kształtu pobocznic /dla obu temperatur/, spowodowanych wzrostem szczeliny od $L/d = 0,45\%$ do $L/d = 4,55\%$ podano w tabl.17.

Analiza przebiegu zmian wciągnięcia a_2/d i zgniecenia c_2/d /dla temperatury 77 K/, jako wielkości decydujących w głównej mierze o maksymalnych zmianach średnicy, wskazuje



Rys.51. Wpływ szczeliny tnącej L/d na wartość współczynników kształtu pobocznic:
 a-względna długość wciągnięcia a_1/d , b-względna długość zgniecenia c_1/d ;
 ○-stal 10, ▽-stal 35, □-stal 45: temperatura cięcia 293K; ▼-stal 35,
 ■-stal 45: temperatura cięcia 77 K. Długość odcinanych próbek $l_x/d=1,5$.



Rys.52. Wpływ szczeliny L/d na wartości współczynników kształtu pobocznic: a-względna głębokość wciągnięcia a_2/d , b-względna głębokość zgniecenia c_2/d ; ○ - stal 10, ▽ - stal 35, □ - stal 45; temperatura cięcia 293 K; ▽ - stal 35, ■ - stal 45; temperatura cięcia 77 K. Długość odcinanych próbek: $l_x/d = 1,5$.

Tabl.17. Procentowe przyrosty współczynników kształtu pobocznicy spowodowane wzrostem szczeliny od $L/d=0,45\%$ do $L/d=4,55\%$. Długość odcinanych próbek: $l_x = 1,5d$.

Gatunek stali	Temperatura cięcia	$\frac{4,55}{a_1} - \frac{0,45}{a_1}$	$\frac{4,55}{c_1} - \frac{0,45}{c_1}$	$\frac{4,55}{a_2} - \frac{0,45}{a_2}$	$\frac{4,55}{c_2} - \frac{0,45}{c_2}$
		%	%	%	%
10	293	18	-	12	66
35	293	9	-	20	16
45	293	9	-	44	5
35	77	16	-	40	9
45	77	21	22	42	40

na to, że można przyjąć zaproponowane uprzednio kryterium optymalizacji procesu cięcia, związane z ustaleniem wartości szczeliny tnącej L/d w oparciu o warunek: $\varphi = 0$.

Głębokość zgniecenia c_2/d , wynosząca przeważnie kilka dziesiętnych procenta, nie ulega bowiem istotnym zmianom ze wzrostem szczeliny w badanym zakresie, a przyrosty głębokości wciągnięcia a_2/d , jakie osiąga się ze wzrostem szczeliny do $2,5 - 2,9\%$ można uważać za nieistotne w porównaniu z wydatnymi zmianami wartości a_2/d spowodowanymi obniżeniem temperatury cięcia do 77 K.

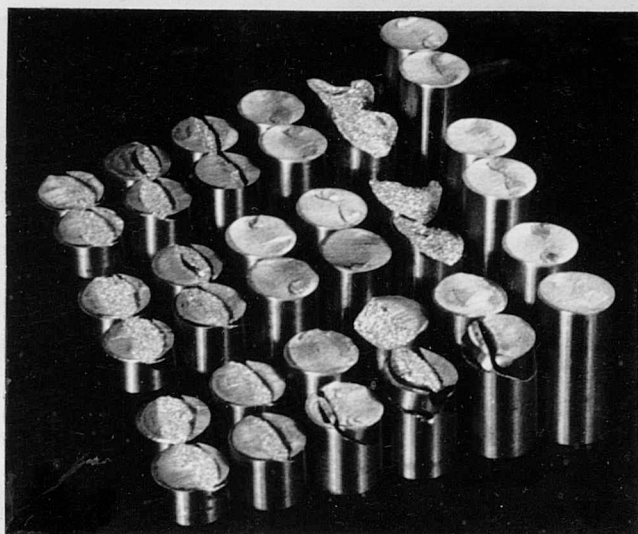
6.3. Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek.

6.3.1. Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek na skłonność do kruchego pęknięcia poza założoną powierzchnią pęknięcia.

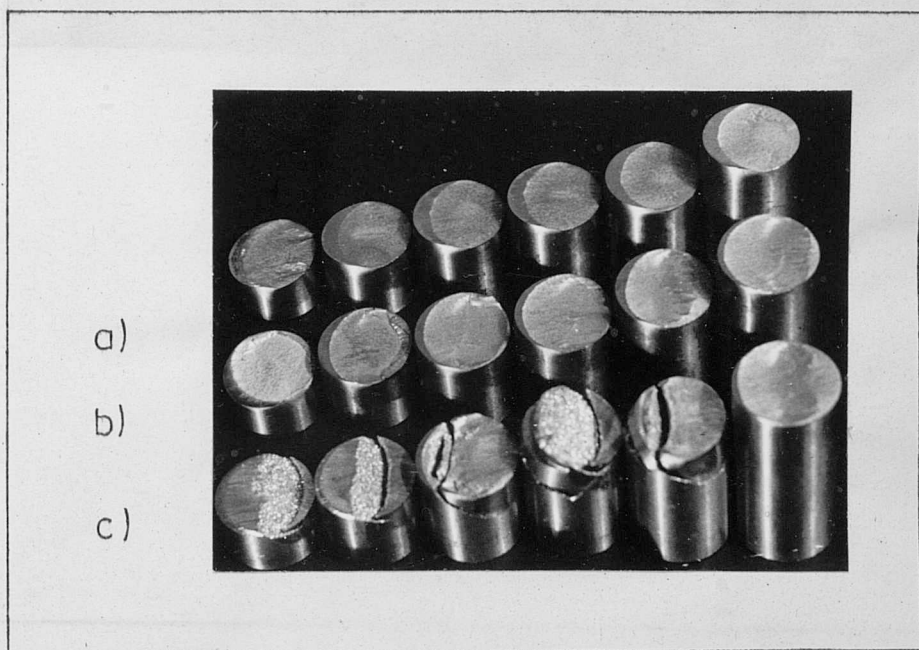
Skłonność stali 10 do kruchego pęknięcia w temperaturze 77 K, w zależności od wielkości ziaren i długości odcinanych próbek przedstawiono na rys.53,54. Z rysunków tych wynika, że prawie wszystkie próbki wykonane ze stali gruboziarnistej /rys.53/ pękają poza założoną powierzchnią przecięcia. Pęknięć takich nie obserwuje się w próbkach ze stali 10 o rozdrobnionym ziarnie /rys.54 a i b/. Opisane w rozdziale 6.1.5. badania fraktograficzne wykazały, że są to pęknięcia kruche.

Rozdrobnienie ziaren wpływa również w zasadniczy sposób na kształt trajektorii pęknięcia, co pokazano na rys.55. Z rysunku tego wynika, że poza wyeliminowaniem kruchych pęknięć pokazanych na rys. 55 a, rozdrobnienie ziaren powoduje wzrost płaskości trajektorii pęknięcia. Pełną ilościową analizę wpływu wielkości ziaren i długości odcinanych próbek na kształt trajektorii pęknięcia i pobocznic stali 10, ciętej w temperaturze 77 K, przedstawiono w dalszych rozdziałach pracy.

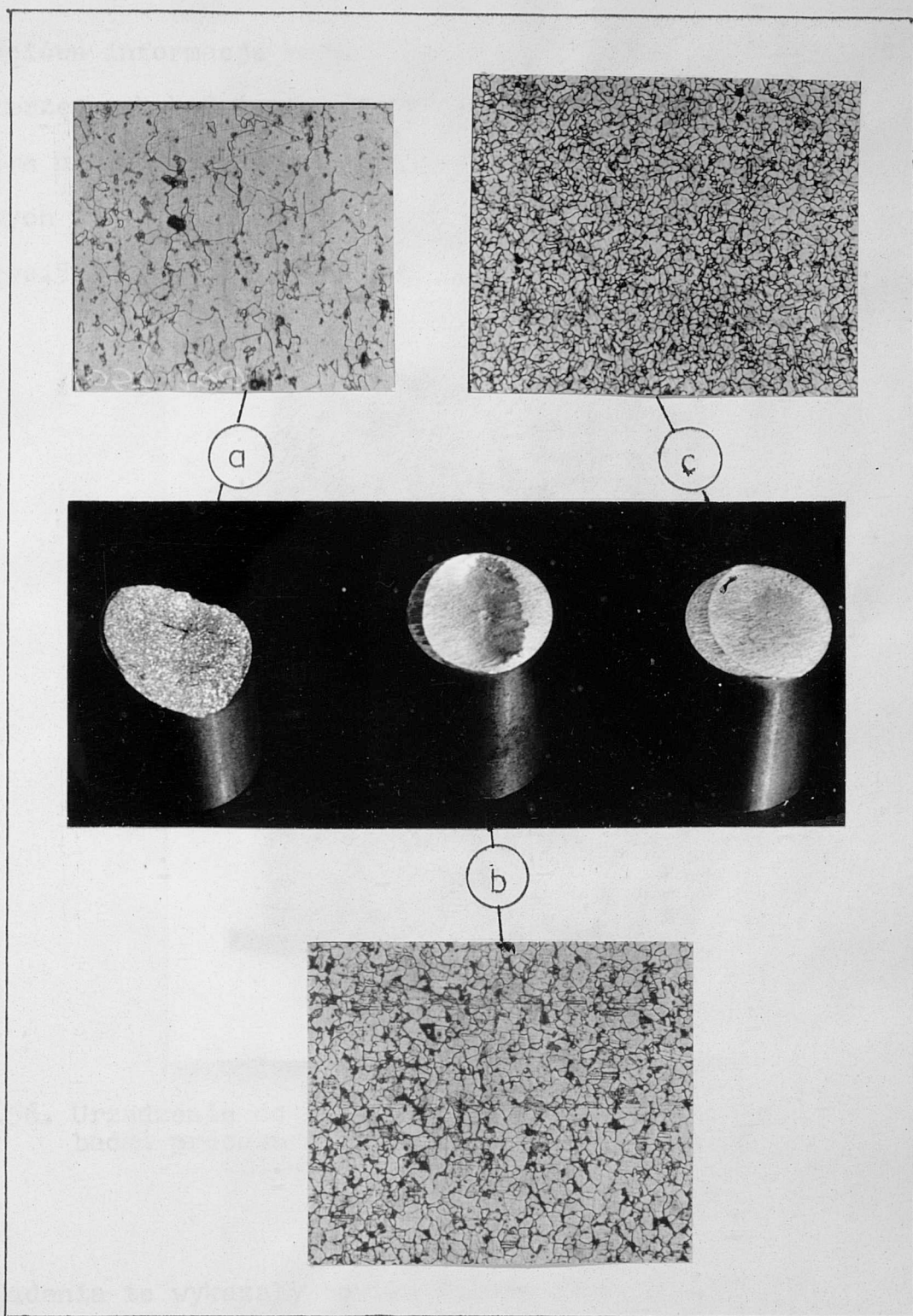
Wyjaśnienie przyczyn lokalizacji w/w kruchego pęknięcia stali 10 stanowi w zasadzie odrębne zagadnienie, które ze względu na charakter niniejszej pracy potraktowano za ledwie przyczynkowo.



Rys.53. Dodatkowe, kruche pęknięcia gruboziarnistej stali 10 ciętej w temperaturze 77 K. Przeciętna wielkość ziaren odpowiada ziarnom nr 2. Długość odcinanych próbek $l_x = 0,5-2/d$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

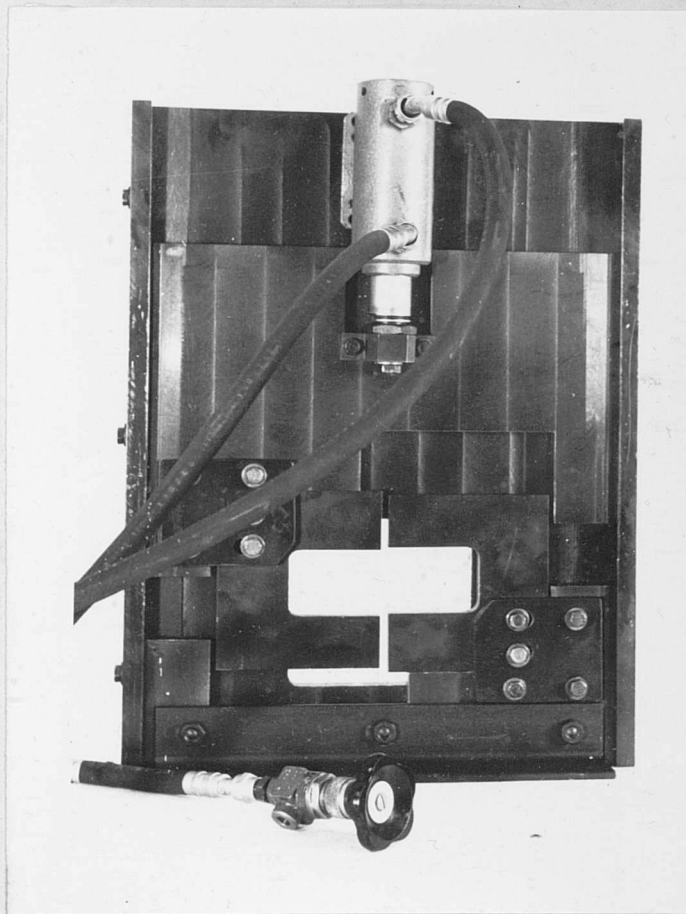


Rys.54. Wpływ wielkości ziaren na skłonność do kruchego pękania stali 10 przy cięciu w temperaturze 77 K. Przeciętna wielkość ziaren: a-nr 9, b-nr 8, c-nr 2. Długość odcinanych próbek $l_x = 0,5-2/d$. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.



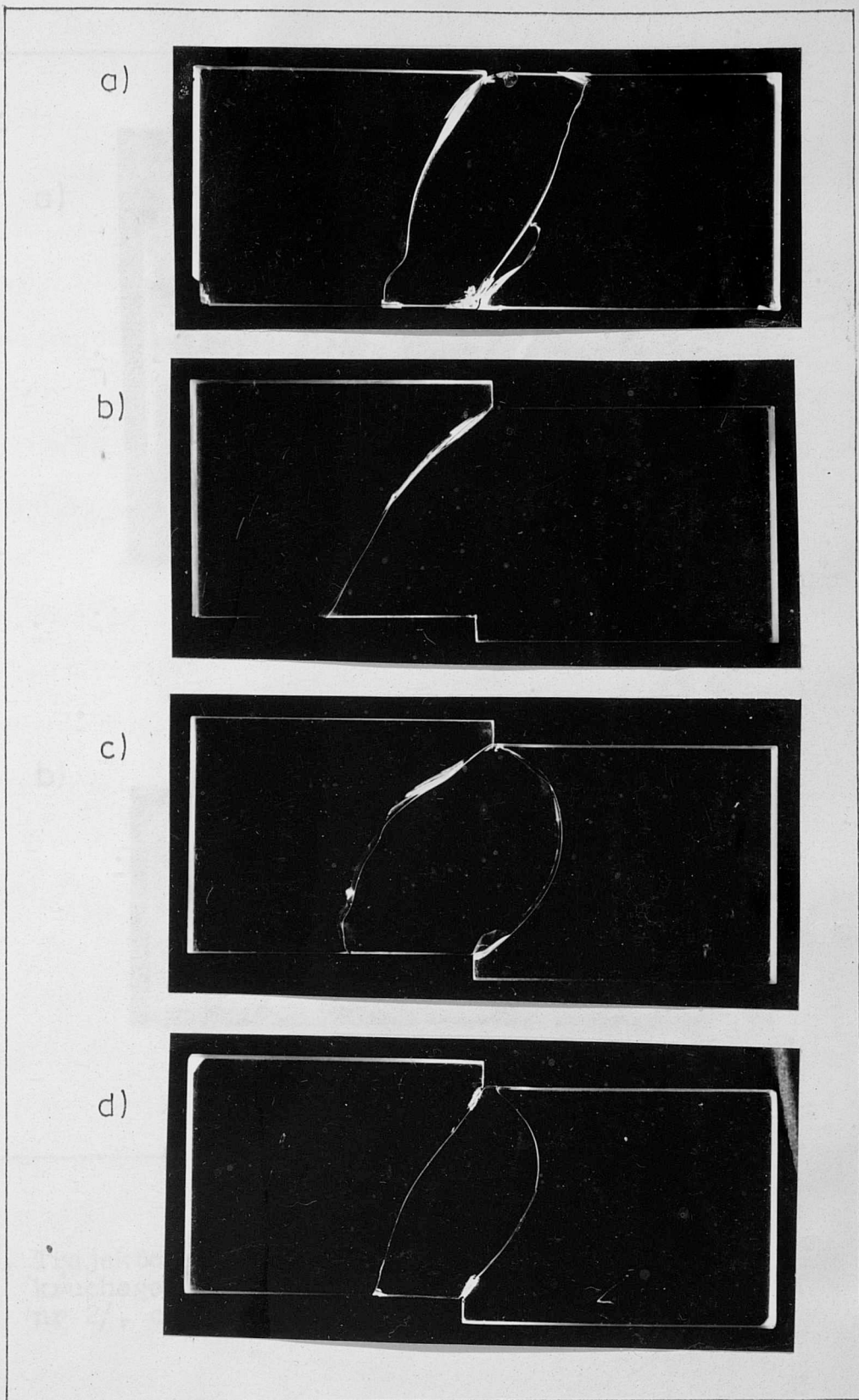
Rys.55. Wpływ wielkości ziaren /obróbki cieplnej/ stali 10, ciętej w temperaturze 77 K, na charakter i kształt przełomu: a-stal wyżarzana zmiękczająco /ziarno nr 2/, b-stal wyżarzana normalizująco /ziarno nr 8/, c-stal ulepszona cieplnie /ziarno nr 9/; a-przełom kruchy poza założoną powierzchnią pęknięcia, b i c-przełomy plastyczne w założonej powierzchni pęknięcia. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

Częściowe informacje można jednak uzyskać już na podstawie wstępnych badań modelowych, przeprowadzonych przez autora na próbkach wykonanych z metapleksu i epidianu 5, ciętych w urządzeniu własnej konstrukcji, przedstawionym na rys.56.



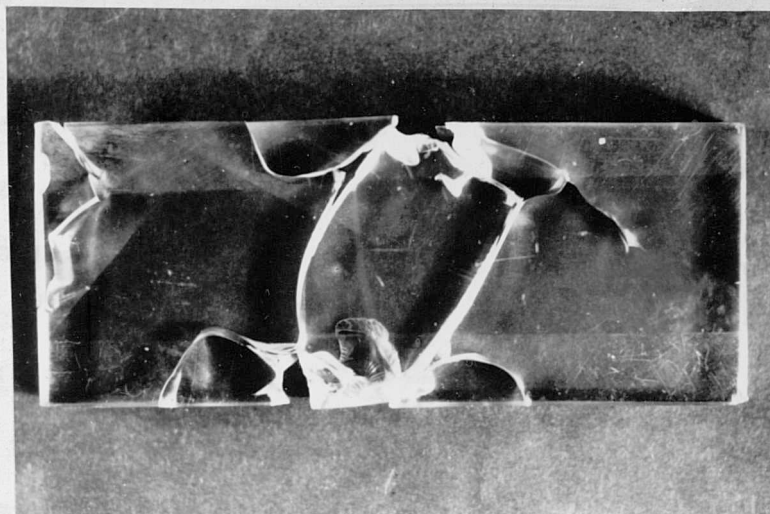
Rys.56. Urządzenie do modelowych /elestooptycznych/ badań procesu cięcia - konstrukcja własna.

Badania te wykazały bowiem dalece idące podobieństwo kształtu trajektorii kruchego pęknięcia stali 10 /rys.40d,41/ i trajektorii pęknięcia modeli z metapleksu oraz epidianu 5, przedstawionych na rys. 57 i 58 a.

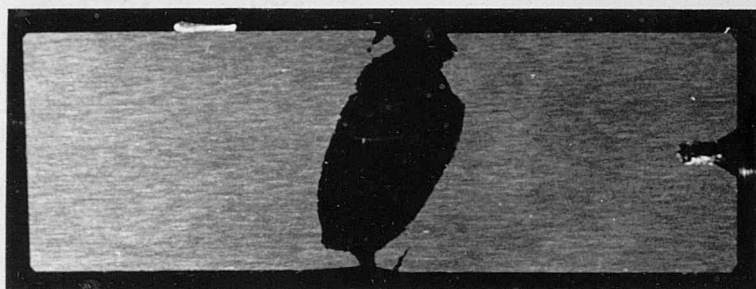


Rys.57. Trajektorie pękania modeli z metapleksu: a-próbka gładka, b i c-próbki z uskokiem imitującym plastyczne zagłębienie noża w cięty materiał, d-próbka z uskokiem i nadcięciami imitującymi szczeliny; długość nadcięć około 5 mm.

a)



b)



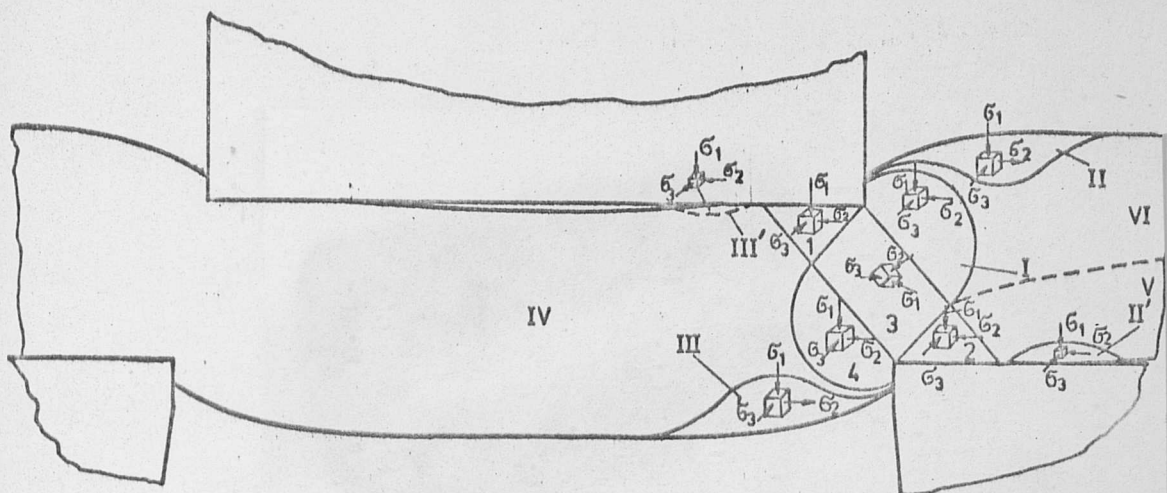
Rys.58. Trajektorie pęknięcia modeli z epidianu 5 /a/, oraz kruchego pęknięcia stali 10 gruboziarnistej /ziarno nr 2/, ciętej w temperaturze 77 K /b/.

Okazało się jednak, że jednoznaczne powiązanie charakterystycznych cech elastooptycznego obrazu naprężeń z miejscem późniejszego kruchego pęknięcia napotyka na trudności i wymaga dalszych badań. Badania te winny polegać prawdopodobnie na zmianie metodyki, a głównie na uwzględnieniu dynamicznego charakteru procesu kruchego pęknięcia oraz niestacjonarności samego procesu cięcia.

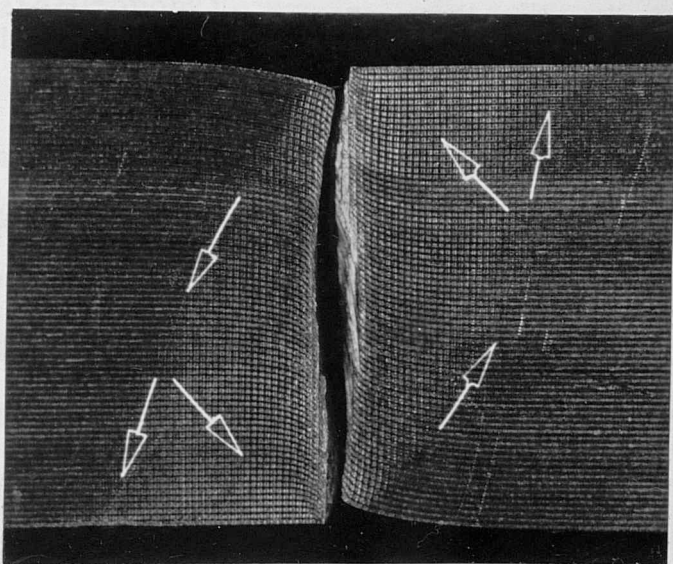
Biorąc pod uwagę występowanie w strefie cięcia obszarów o różnym stanie naprężenia można na podstawie badań modelowych /rys.57 i 58a/ oraz obserwacji przebiegu pęknięć w próbkach stalowych /rys.58b/ podjąć próbę powiązania przebiegu kruchych pęknięć z granicami odpowiednich obszarów pokazanych na rys.59 i 60.

Porównując rys.59 i 60 z rysunkami 57 i 58 można przypuszczać, że kruche pęknięcia rozpoczynają się na granicach obszarów naprężeń ściskających /obszar I - rys.59/ i naprężeń rozciągająco-ściskających /obszar II/.

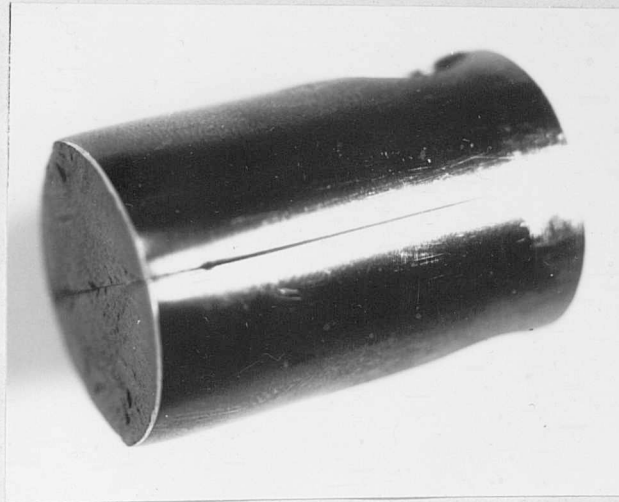
Obszary podobne do przedstawionych na rys.59 można zaobserwować także na rys.60 /badanie własne/, przy czym obszar odpowiadający obszarowi II z rys.59, cechuje nieco odmienny stan naprężenia. Wynika to z analizy rys. 61. Powstanie szczeliny, widocznej na tym rysunku wskazuje bowiem na to, że w kierunku naprężeń σ_3 /rys.59 - strefa II/ występują naprężenia rozciągające, a nie ściskające. Obszar I z rys.59 można natomiast zidentyfikować na rys.60, jako jaśniejszy obszar, na którym widoczne jest odwzorowanie pionowych, bruzdowych nacięć z sąsiedniej połówki próbki.



Rys.59. Schematy stanu naprężenia w podobszarach strefy cięcia przy wykrawaniu bez dociskaczy [96] .



Rys.60. Ślad działania naprężeń ściskających, skierowanych prostopadle do płaszczyzny rysunku-jaśniejsze obszary. Stal 10, temperatura cięcia 293 K. Próbką dzielona-widoczne bruzdowe nacięcia w płaszczyźnie podziału.



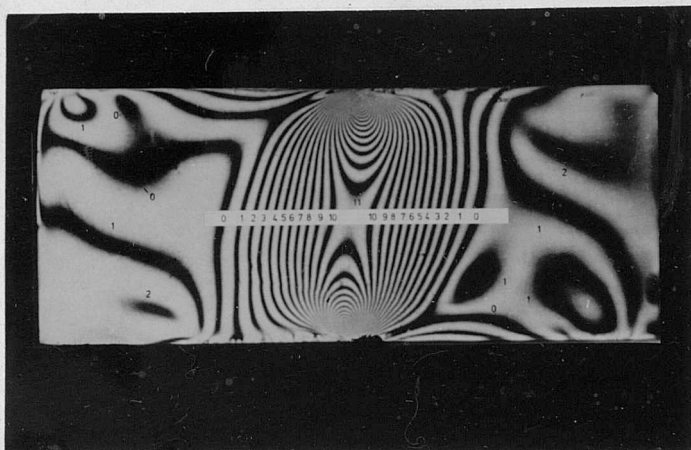
Rys.61. Widok szczeliny utworzonej w płaszczyźnie podziału próbki, spowodowanej naprężeniami rozciągającymi w strefie wciągania materiału.

m Odwzorowanie to wystąpiło pod wpływem naprężeń ściskających, skierowanych prostopadle do powierzchni podziału próbki. W obszarze tym można rozróżnić również podobszar I-1 z rys.59.

Dalszy przebieg kruchego pęknięcia zachodzi wzdłuż granicy obszaru działania naprężeń ściskających /strzałki na rys.60/, aż do podobszaru naprężeń ściskających pochodzących od zgniecenia /strefa I-1, rys.59/. Pęknięcie może być następnie wyhamowane przez ten podobszar /rys.40/, lub może rozwijać się nadal po jego granicach, wychodząc na

powierzchnię próbki w okolicy krawędzi tnącej noża /rys. 58b i 57/ lub w znacznej odległości od tej krawędzi /rys. 57/. W tym ostatnim przypadku może to doprowadzić do wyrwania części materiału w strefie cięcia /rys.58/.

Ponadto zauważa się, że obraz pęknięć próbki z epidianu /rys.58a/ jest podobny do rozkładu izochrom rzędu zerowego, uzyskanego na tej samej próbce przed pęknięciem /rys.62/, przy czym obrazy te nie pokrywają się dokładnie /prawdopodobnie ze względu na wcześniej wspomnianą niestacjonarność procesu cięcia i dynamiczny charakter procesu pęknięcia kruchego/.



Rys.62. Rozkład izochrom w ciętej próbce z epidianu 5.

Dlatego trudno czynić obecnie próbę wyjaśnienia procesu w/w kruchego pęknięcia w oparciu o teorię nieciągłości naprężeń i prędkości [45,91], chociaż takie podejście mogłoby tu być pomocne. Wymaga to jednak bardziej wnikliwych badań.

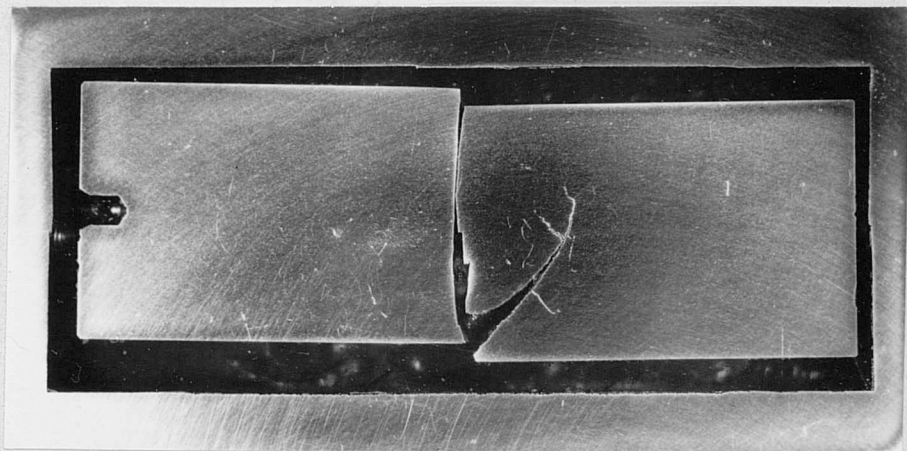
Obserwacje wyrwanej części materiału /rys.63/, pozwoliły doszukać się również śladów trajektorii maksymalnych odkształceń postaciowych. Widać wyraźnie, że są to dwie, niezależne od siebie trajektorie, rozpoczynające się od krawędzi tnących obu noży i w żadnym przypadku nie przypominają litery S, lecz fragmenty łuków, tworzących w sumie elipsę.



Rys.63 Próbka z epidianu 5 - widoczne trajektorie maksymalnych odkształceń postaciowych.

Początek tych trajektorii prawie pokrywa się z początkiem trajektorii kruchego pękania.

Specyficznym przypadkiem pękania w założonej powierzchni przecięcia, nawiązującego do w/w opisu trajektorii maksymalnych odkształceń postaciowych, jest pękanie pokazane na rys. 40c. Z rysunku tego oraz z rys.64 wynika, że pojawienie się dodatkowego, kruchego pęknięcia odciążyło jakby jedną stronę próbki, a pęknięcie tworzące założoną powierzchnię przecięcia, pobiegło prawdopodobnie wzdłuż tylko jednej trajektorii maksymalnych odkształceń postaciowych.



Rys.64. Przekrój wzdłużny próbki z rys.40c.

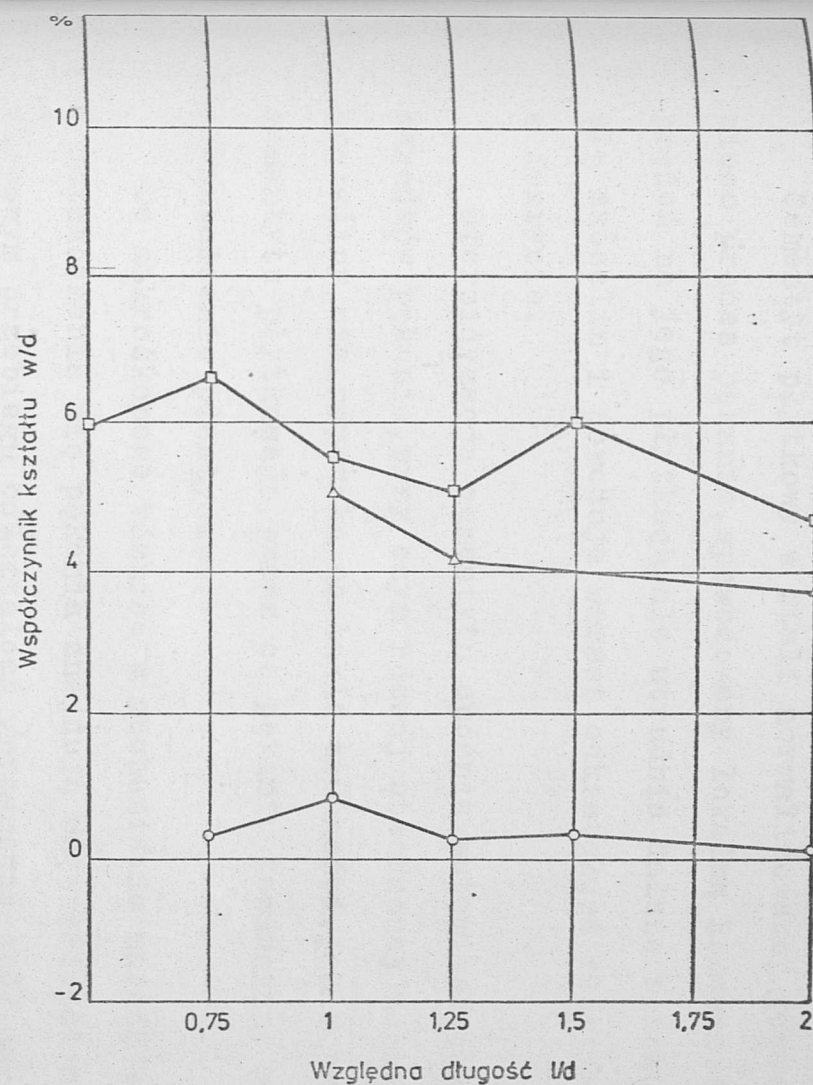
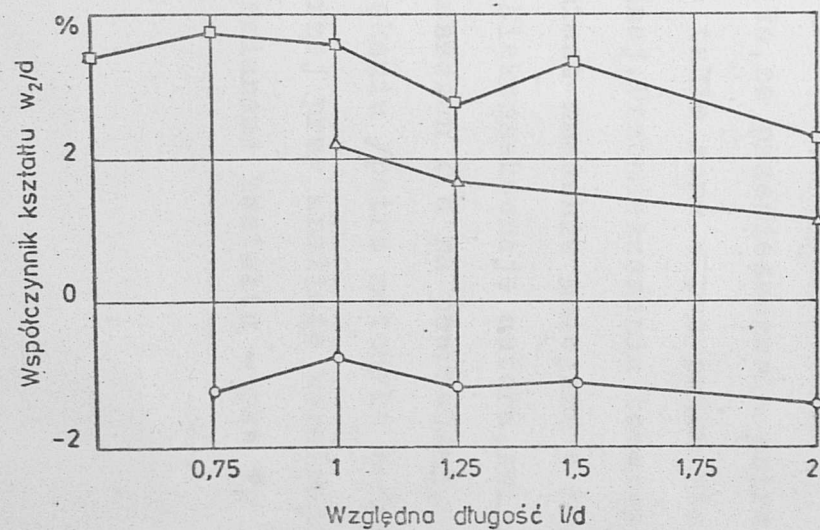
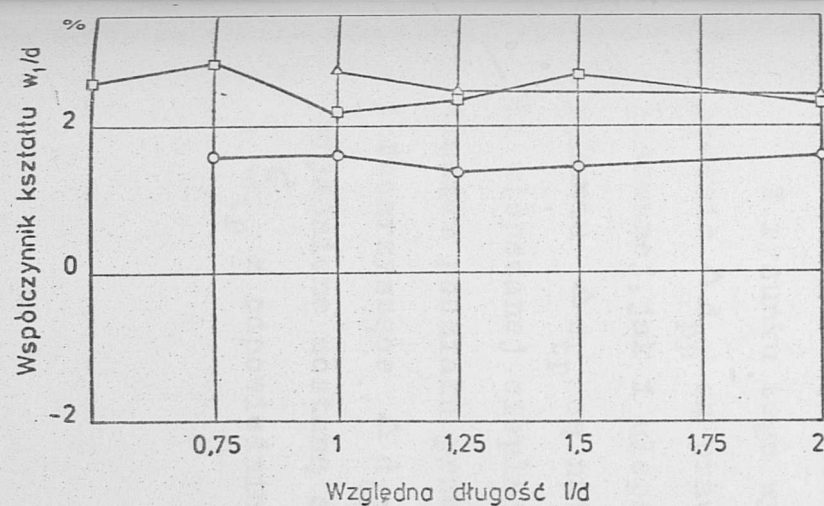
Z powyższego wynika, że szczególnie istotnym, z punktu widzenia dokładności kształtu powierzchni pęknięcia, w założonej powierzchni cięcia jest wyjaśnienie fazy łączenia się tego pęknięcia /w rozważanym przypadku plastycznego-rys.42/ oraz mechanizmu oddziaływania na ten proces.

6.3.2. Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek na trajektorię pęknięcia właściwego.

Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek na trajektorię pęknięcia w temperaturze 77 K, przy szczelinie tnącej $L/d=2,7\%$, przedstawiono na rys.65.

Z rysunku tego wynika, że zmiana długości odcinanych próbek nie wpływa w zasadzie na wartość współczynników kształtu w_1/d , w_2/d i w/d /brak niektórych danych dla długości $l_x = /0,5$ i $0,77/d$ wynika z trudności pomiarowych wg przyjętego schematu - rys.21.

Wartość w/w współczynników kształtu trajektorii pęknięcia zależy natomiast w istotny sposób od wielkości ziaren, chociaż zauważa się, że nie jest przy tym obojętny sposób uzyskiwania zmiany wielkości ziaren. Próbki poddane ulepszeniu cieplnemu charakteryzują znacznie niższe wartości współczynnika w/d , niż próbki wyżarzane zmiękczająco / o wyjściowej wielkości ziaren/ i normalizująco. Różnice te można wiązać prawdopodobnie ze zmianami struktury w zależności od rodzaju stosowanej obróbki cieplnej.



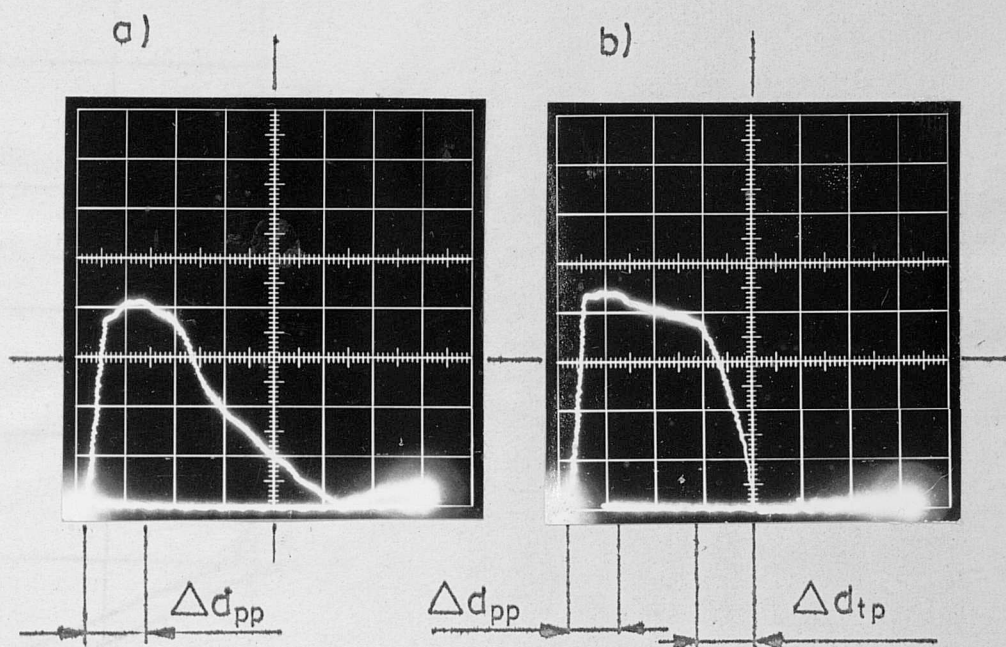
Rys.65. Wpływ wielkości ziaren /obróbki cieplnej/ stali 10 i długości odcinanych próbek l/d na względne współczynniki kształtu trajektorii pęknięcia: a-współczynnik w_1/d , b-współczynnik w_2/d , c-współczynnik w/d . Δ -ziarno nr 2-3/, $\square$ -ziarno nr 8, $\circ$ -ziarno nr 9. Temperatura cięcia 77 K. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

Cementyt płytkowy w stali normalizowanej przyspiesza nieco proces pękania, spowodowany lokalną koncentracją naprężeń na jego płytkach, ale utrudnia dalsze rozchodzenie się szczelin i powoduje wzrost odkształceń plastycznych w ferrycie.

Sferoidyzacja cementytu opóźnia natomiast powstawanie zarodków pękania, przy czym rozwój utworzonej następnie szczeliny nie napotyka na takie trudności, jak w przypadku cementytu płytkowego, przez co pękaniu towarzyszy mniejsze odkształcenie plastyczne.

Te mikroskopowe różnice w mechanizmie zarodkowania i rozchodzenia się pękania znajdują odzwierciedlenie w makroskopowym przebiegu odkształceń /przemieszczeń/ zarejestrowanych na oscylogramach, pokazanych na rys.66.

Z rysunku tego wynika, że przemieszczenia poprzedzające pękanie Δd_{pp} są prawie takie same w przypadku stali normalizowanej, jak i ulepszanej. Przemieszczenia towarzyszące pękaniu Δd_{tp} są natomiast znacznie mniejsze w przypadku stali ulepszanej cieplnie. Niekonsekwencje autora, związane z określeniem podziału przemieszczeń Δd na poprzedzające Δd_{pp} i towarzyszące Δd_{tp} pękaniu /patrz metodyka badań - pkt 5.1 wyjaśnione zostaną szerzej przy analizie korelacji ϵ_{pp} i ϵ_{tp} z odpowiednimi zmianami kształtu - pkt 7.

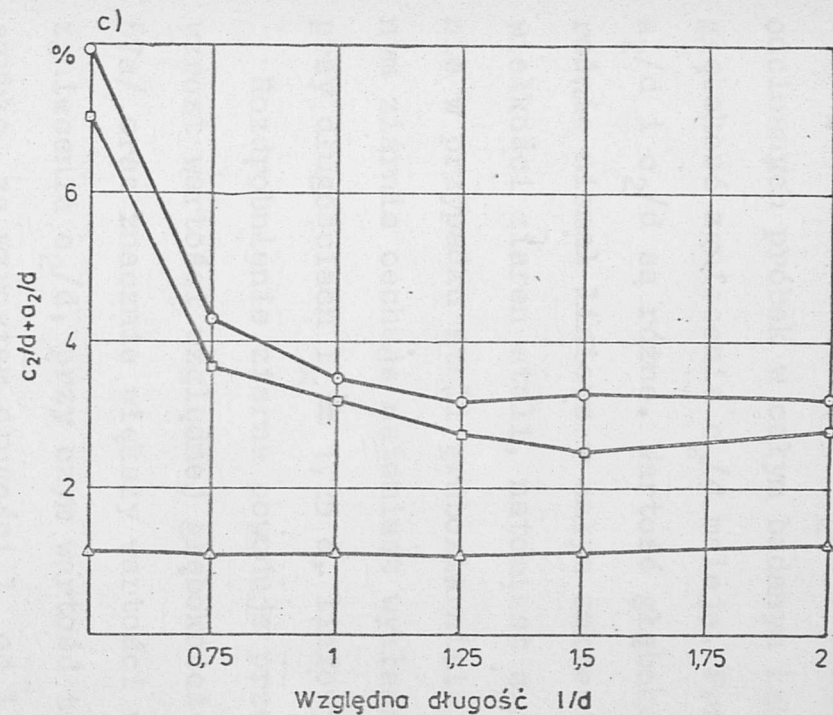
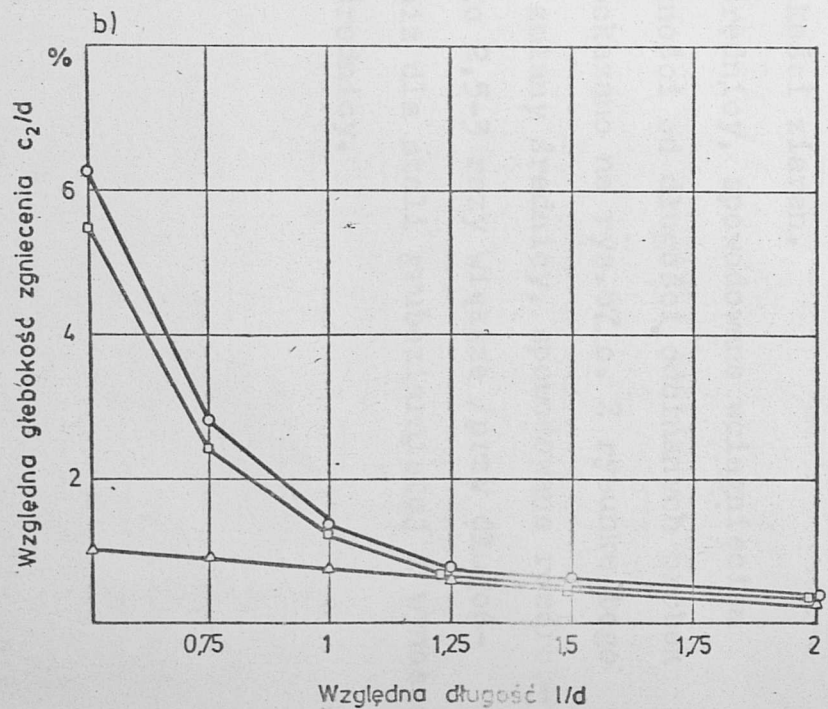
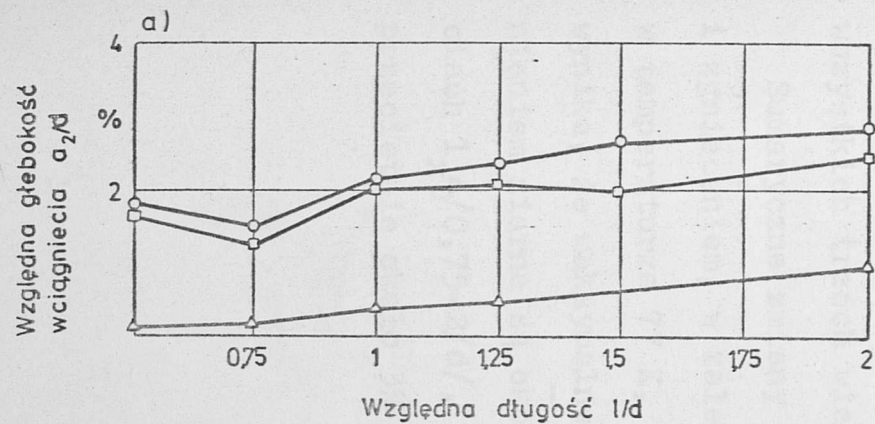


Rys.66. Oscylogramy siły cięcia stali 10, w funkcji przeszczeń noża d: a-normalizowanej, b-ulepszonej cieplnie. Długość odcinanych próbek $l_x/d = 1,5$. Szczelina tnąca $l/d = 2,7\%$. Temperatura cięcia 77 K.

6.3.3. Wpływ wielkości ziaren stali 10 i długości odcinanych próbek na kształt pobocznicy.

Wpływ wielkości ziaren stali 10 na wartość wybranych współczynników kształtu pobocznicy a_2/d i c_2/d oraz ich sumę pokazano na rys.67.

Z rysunku tego wynika, że wartość współczynników obrazujących maksymalne zmiany średnicy półfabrykatów w strefie cięcia przebiegają w różny sposób, w zależności od długości odcinanych próbek, a ich wartości zależą od wielkości ziaren stali.



Rys.67. Wpływ wielkości ziaren i długości odcinanych próbek ze stali 10 na wartość współczynników kształtu pobocznic. ∇ - ziarno nr 2-3, $\square$ - ziarno nr 8, $\circ$ - ziarno nr 9. a - względna głębokość wciągnięcia a_2/d , b - względna głębokość zgniecenia c_2/d , c = suma $a_2/d + c_2/d$. Temperatura cięcia 77 K. Szczelina tnąca $L/d = 2,7\%$.

Głębokość wciągnięcia a_2/d rośnie ze wzrostem długości odcinanych próbek w całym badanym zakresie długości, a głębokość zgniecenia c_2/d maleje. Przebieg zmian wartości a_2/d i c_2/d są różne. Wartość głębokości wciągnięcia a_2/d rośnie niemal liniowo w całym zakresie i to niezależnie od wielkości ziaren stali, natomiast c_2/d maleje liniowo jedynie w przypadku stali gruboziarnistej. Stale o rozdrobnionym ziarnie cechuje natomiast wykładniczy, a następnie, przy długościach $l_x \geq 1,25 d$, liniowy spadek wartości c_2/d .

Rozdrobnienie ziarna powoduje przeciętnie 3-krotny wzrost wartości względnej głębokości wciągnięcia a_2/d /rys. 67a/ oraz znacznie większy wartości względnej głębokości zgniecenia c_2/d , przy czym wartość ta maleje stosunkowo szybko ze wzrostem długości l_x od $l_x=0,5d$ do $l_x=1,25d$, przy czym ustala się prawie na jednakowym poziomie dla wszystkich trzech wielkości ziaren.

Sumaryczne zmiany średnicy, spowodowane wciągnięciem i zgnieceniem, w zależności od długości odcinanych próbek w temperaturze 77 K, pokazano na rys. 67 c. Z rysunku tego wynika, że maksymalne zmiany średnicy, spowodowane rozdrobnieniem ziarna są około 2,5-3 razy większe /przy długościach $l_x=0,75-2/d$ /, niż dla stali gruboziarnistej i wynoszą przeciętnie około 3% średnicy.

6.4. Opracowanie wzorów doświadczalno-statystycznych opisujących charakterystyczne zmiany kształtu półfabrykatów.

Prezentowane w rozdziale 5 wyniki badań, przedstawione głównie w graficznej formie, obrazowały zmiany średnich wartości poszczególnych współczynników kształtu półfabrykatów w strefie cięcia w funkcji temperatury T i szczeliny tnącej L/d , oraz wielkości ziaren i długości odcinanych próbek l_x/d .

Niniejszy rozdział dotyczy natomiast badań zależności statystycznych między temperaturą cięcia T i wartościami szczeliny tnącej L/d , a wartościami charakterystycznych współczynników kształtu. Wpływ temperatury T i szczeliny tnącej L/d , rozważany jest przy tym łącznie, celem określenia jednoczesnego wpływu tych parametrów na wartość w/w współczynników kształtu półfabrykatu.

Przy ustaleniu tych statystycznych zależności korzystano z analizy regresji wielokrotnej, dzięki której można uzyskać aproksymację rzeczywistej charakterystyki badanego obiektu, umożliwiającą przewidywanie jego przeciętnego zachowania się pod wpływem zmiany temperatury T i szczeliny tnącej L/d .

Funkcję regresji przyjęto w postaci wielomianu drugiego stopnia:

$$f / x_1, x_2 \dots x_M / = b_0 + \sum_{i=1}^M b_i x_i + \sum_{i=1}^M \sum_{j=1}^M b_{ij} x_i x_j$$

dla $j \geq i$.

Do określenia istotności związku między w/w zmiennymi losowymi przyjęto współczynnik korelacji wielowymiarowej, wyznaczony z próby wg:

$$R_{obl} = \frac{\sum y\hat{y}}{\left\{ \left[\sum y^2 - \frac{(\sum y)^2}{N} \right] \left[\sum \hat{y}^2 - \frac{(\sum \hat{y})^2}{N} \right] \right\}^{1/2}}$$

gdzie: N- ilości pomiarów,

$\hat{y}$ - oszacowana wartość zmiennej zależnej.

Współczynnik korelacji R wyznaczony z próby jest zmienną losową, toteż określano jego istotność równoznaczną z istotnością równania regresji przy pomocy testu F Snedecora, oraz pozostałe przez porównanie obliczonych wartości współczynnika korelacji wielowymiarowej z wartościami krytycznymi zawartymi w tabl.10.7. [100] .

W przypadku stwierdzenia istotności równania regresji, upraszczano go, eliminując z niego człony mało istotne. W związku z tym obliczano wariancje poszczególnych współczynników regresji oraz wartości funkcji testowych t, po czym wyznaczano z tablic rozkładu t Studenta wartość krytyczną t_{kr} dla założonego poziomu istotności i ilości stopni swobody.

Obliczenia realizowano przy pomocy programu na MC ODRA 1204 [46,101] . Program ten działa w oparciu o metodę najmniejszych kwadratów, stanowiącą podstawę analizy regresyjnej.

Otrzymane wyniki zamieszczono w tabl. 18 i 19, przy czym pierwsza z nich zawiera pierwotne postacie równań regresji, a druga ich zmodyfikowane wersje. Brak równań regresji dla stali 10 spowodowany jest kruchym pękaniem tej stali w temperaturze ciekłego azotu /77 K/, w wyniku czego uzyskano zbyt małą ilość punktów pomiarowych, dla których opracowane równania regresji charakteryzował brak istotności.

Wymienione wyżej równania regresji dotyczą najbardziej charakterystycznych współczynników kształtu, tj. w/d i a_2/d , dla stali 35 i 45 ciętych w zakresie temperatur $T=77-293/K$ i szczelin $L/d=0,45-4,55/\%$.

Poprzez kolejne eliminowanie nieistotnych, dla przyjętego poziomu istotności $\alpha=0,01$ współczynników regresji równań zawartych w tabl.18, otrzymano w efekcie nieco prostsze równania przedstawione w tabl.19.

Jak wynika z tabl. 18 i 19, nieistotnymi wyrazami równań okazały się:

- w przypadku współczynnika kształtu trajektorii pękania w/d - wyraz zawierający $/L/d/2$,
- w przypadku głębokości wciągnięcia pobocznic a_2/d - wyrazy z L/d i $/L/d/2$.

Wskazuje to na bardziej istotny wpływ temperatury T na wartość współczynników kształtu w/d i a_2/d , aniżeli szczeliny tnącej L/d zmiennych w badanym zakresie. W przypadku w/d , wpływ ten może być jednak w większym stopniu, niż dla a_2/d , determinowany wpływem szczeliny L/d . Dodatkowym

Tabl.18. Wstępna postać równań regresji dla współczynników kształtu w/d i a_2/d . Długość odcinanych próbek $l_x = 1,5 d$.

Gatunek stali	Współczynniki kształtu	Równania regresji	Współczynnik korelacji wielokrotnej R_{obl}	Poziom istotności współczynnika R_{obl}
				α
35	w/d	$0,054\ 448\ T - 2,061\ 896\ L/d - 0,000\ 122\ T^2 + 0,002\ 938\ T \cdot L/d + 0,127\ 861\ /L/d/2 + 1,839\ 959$	0,984	0,01
	a_2/d	$0,049\ 532\ T + 0,045\ 078\ L/d - 0,000\ 083\ T^2 + 0,000\ 422\ T \cdot L/d + 0,006\ 349\ /L/d/2 + - 2,337\ 906$	0,997	0,01
45	w/d	$0,070\ 057\ T - 0,845\ 139\ L/d + 0,000\ 142\ T^2 + 0,001\ 571\ T \cdot L/d - 0,072\ 214\ /L/d/2 + - 2,471\ 666$	0,994	0,01
	a_2/d	$0,022\ 765\ T - 0,110\ 861\ L/d + 0,000\ 038\ T^2 + 0,000\ 913\ L/d \cdot T + 0,017\ 625\ /L/d/2 + - 1,020\ 058$	0,997	0,01

Tabl.19. Ostateczna postać równań regresji dla współczynników kształtu w/d i a_2/d na poziomie istotności $\alpha = 0,01$. Dług. odcinanych próbek $l_x = 1,5d$.

Gatunek stali	Współczynniki kształtu	Równania regresji	Współczynnik korelacji wielokrotnej R_{obl}	Poziom istotności współczynnika R_{obl}
				α
35	w/d	$0,045\ 101\ T - 1,431\ 166\ L/d - 0,000\ 097\ T^2 + 0,002\ 939 \cdot T \cdot L/d + 1,902\ 021$	0,980	0,01
	a_2/d	$0,048\ 651\ T - 0,000\ 081\ T^2 + 0,000\ 692\ T \cdot L/d + 2,171\ 340$	0,997	0,01
45	w/d	$0,075\ 357\ T - 1,201\ 099\ L/d + 0,000\ 156\ T^2 + 0,001\ 571\ T \cdot L/d - 2,506\ 719$	0,993	0,01
	a_2/d	$0,021\ 625\ T - 0,000\ 034\ T^2 + 0,000\ 803\ T \cdot L/d - 1,062\ 858$	0,965	0,01

potwierdzeniem istotniejszego wpływu temperatury na głębokość wciągnięcia a_2/d , może być uzyskanie prawie tak samo wysokiego współczynnika korelacji wielokrotnej, nawet wówczas jeżeli w funkcji opisującej zmiany a_2/d /dla stali 35/ wyeliminuje się wszystkie wyrazy zawierające L/d . Równanie regresji przyjmuje wówczas następującą postać:

$$a_2/d = 0,052\ 128\ T - 0,000\ 088\ T^2 - 2,283$$

a współczynnik korelacji wielokrotnej R wynosi 0,922, przy czym jest on nadal istotny na poziomie $\alpha = 0,01$.

Z przeprowadzonej analizy wynika, iż wszystkie rozważane równania regresji dla stali 35 i 45 są istotne z prawdopodobieństwem 99%. Równania te, jak już wspomniano mają charakter wzorów interpolacyjnych, dlatego też poszczególnym współczynnikiem regresji nie należy przypisywać żadnego sensu fizycznego. Stwierdzona istotność w/w równań świadczy tylko o istnieniu korelacji między rozważanymi wielkościami, dzięki czemu można, w oparciu o analizę tych równań, sterować procesem cięcia w niskich temperaturach.

7. STATYSTYCZNA ANALIZA KORELACJI MIĘDZY ODKSZTAŁCENIAMI

ϵ_{pp} i ϵ_{tp} A ODPOWIEDNIMI ZMIANAMI KSZTAŁTU W STREFIE CIECIA.

Z analizy rys. 25 i 47, obrazujących zmiany odkształceń poprzedzających pękanie ϵ_{pp} i towarzyszących pękaniu ϵ_{tp} oraz rys. 36,37,51,52 i 31,12,48,49 dotyczących najbardziej charakterystycznych współczynników kształtu pobocznic a_2/d i kształtu trajektorii pękania - w/d wynika, że:

- potwierdzają się spostrzeżenia autora poczynione we wcześniejszych badaniach cięcia z rozciąganiem oraz postawiona na ich bazie teza o istnieniu związku między:
- odkształceniami poprzedzającymi pękanie ϵ_{pp} i kształtem pobocznic $/a_2/d/$,
- odkształceniem towarzyszącym pękaniu ϵ_{tp} i kształtem trajektorii pękania $/w/d/$.

Niniejsze rozważania dotyczą statystycznej analizy stopnia powiązania oraz istoty związku między w/w odkształceniami, określanymi z oscylogramów siły cięcia, a współczynnikami kształtu odciętych półfabrykatów, tj. a_2/d i w/d .

Analizę tę przeprowadzono w oparciu o metodę regresji krzywoliniowej, wykorzystując ten sam program na MC, co w przypadku opracowywania wzorów doświadczalno-statystycznych /pkt.6.4.,s.145/. Założono przy tym, że funkcja regresji posiada postać:

$$f/x/ = \sum_{j=0}^2 b_j x^j \quad (25)$$

po czym modyfikowano ją, obniżając stopień wielomianu.

Wyniki tych kolejnych modyfikacji zestawiono w tabl.20 i 21 zawierających wartości obliczone współczynników korelacji R_{obl} i ich wartości krytyczne R_{kryt} /określone z tabl. 10.7 [100] i 9.2 [102] / łącznie z ich stopniem istotności oraz wyniki testu istotności współczynników regresji.

Z analizy wyników zawartych w tabl.20 i 21 wynika, że wszystkie bez mała równania regresji są istotne z prawdopodobieństwem równym lub większym od 95 %, o czym świadczy fakt, że policzone dla tych równań wartości współczynników korelacji R_{obl} są większe od wartości krytycznych R_{kryt} , dla $\alpha = 0,05$. Wyniki testu istotności współczynników regresji wskazują natomiast na to, że można uprościć założoną postać funkcji regresji i statystyczną zależność pomiędzy ϵ_{pp} i ϵ_{tp} oraz współczynnikami kształtu półfabrykatów - a_2/d i w/d wyrazić przy pomocy regresji liniowej.

Szczególnego omówienia wymaga jednak badanie korelacji między ϵ_{tp} i w/d w przypadku zmiennej temperatury cięcia, ponieważ korelację taką stwierdzono jedynie dla stali 35 /tabl.21, poz.4/.

Analiza rys.25 i 31 oraz przebiegu funkcji regresji wskazuje natomiast na to, że ten brak korelacji może mieć lokalny charakter i ograniczać się do przedziału temperatur 77-120 K. Odkształcenie towarzyszące pękaniu ϵ_{tp} /rys.25b1c/ przyjmuje bowiem jakby ustaloną wartość w tym przedziale temperatur, a kształt trajektorii pękania, określony przez w/d ulega natomiast dalszej zmianie /maleje w/d /. Wyeliminowanie z niniejszych rozważań w/w zakresu temperatur, pozwoliło stwierdzić, że w przedziale temperatur 150-293 K zachodzi bardzo dobra korelacja między ϵ_{tp} i w/d i to z prawdopodobieństwem 99% /tabl.22/.

Tabela 20. Współczynniki korelacji i regresji dla funkcji $a_c/d = f/\epsilon_{pp}$ oraz wyniki testu ich istotności.

Lp		Czynnik stali		Postać funkcji regresji								Uwagi	
				$b_0 + b_1 \epsilon_{pp} + b_2 \epsilon_{pp}^2$					$b_0 + b_1 \epsilon_{pp}$				
				Współczynniki korelacji									
				R_{obl}	$R_{kryt.}$				R_{obl}	$R_{kryt.}$			
$\alpha=0,05$	Istot- ność	$\alpha=0,01$	Istot- ność		$\alpha=0,05$	Istot- ność	$\alpha=0,01$	Istot- ność					
1	10	x	x	x	x	x	0,794	0,811	-	0,917	-	L/d=0,45-4,55%	
2	35	x	x	x	x	x	0,945	0,811	+	0,917	+		
3	45	x	x	x	x	x	0,986	0,811	+	0,917	+		
4	10	0,961	0,831	+	0,942	+	0,956	0,754	+	0,874	+	T = 77-293 K	
5	35	0,986	0,881	+	0,942	+	0,981	0,754	+	0,874	+		
6	45	0,990	0,881	+	0,942	+	0,984	0,754	+	0,874	+		

Wyniki testu istotności współczynników regresji na poziomie $\alpha = 0,05$

		b_0	b_1	b_2	b_0	b_1	
7	10	x	x	x	-	-	$L/d=0,45-4,55\%$
8	35	x	x	x	+	+	
9	45	x	x	x	+	+	
10	10	-	-	-	+	+	$T = 77-293 \text{ K}$
11	35	-	-	+	+	+	
12	45	+	+	+	+	+	

+ - istotny, - - nieistotny, x - nie obliczono.

Tabl. 21. Współczynniki korelacji i regresji oraz wyniki testu ich istotności dla funkcji $w/d=f/\epsilon_{tp}$.

Lp		Postać funkcji regresji										U w a g i
		$b_0 + b_1 \epsilon_{tp} + b_1 \epsilon_{tp}^2$						$b_0 + b_1 \epsilon_{tp}$				
		Współczynniki korelacji										
		R_{obl}	$R_{kryt.}$				R_{obl}	$R_{kryt.}$				
$\alpha=0,05$	Istot- ność		$\alpha=0,01$	Istot- ność	$\alpha=0,05$	Istot- ność		$\alpha=0,01$	Istot- ność			
	10	0,872	0,950	-	0,983	-	0,827	0,811	+	0,917	-	I/d=0,45-1,55%
2	35	0,988	0,950	+	0,983	+	0,973	0,811	+	0,917	+	
3	45	0,983	0,950	+	0,983	+	0,921	0,881	+	0,917	+	
	35	0,875	0,912	+	0,962	-	0,826	0,754	+	0,874	-	T = 77-293 K
5	45	0,866	0,912	+	0,962	-	0,699	0,754	-	0,874	-	

Wyniki testu istotności współczynników regresji na poziomie $\alpha = 0,05$

		b_0	b_1	b_2	b_0	b_1	
6	10	-	-	-	-	+	$L/d=0,45-4,55\%$
7	35	-	-	-	-	+	
	45	-	+	-	-	+	
9	35	-	-	-	-	+	$T = 77-293 \text{ K}$
10	45	-	-	-	-	-	

+ - istotny, - - nieistotny, x - nie obliczono.

Tabl.22. Współczynniki korelacji oraz wyniki testu ich istotności dla funkcji $w/d=f/\epsilon_{tp}$. Temperatura cięcia 150-293 K.

Gatunek stali	Postać funkcji regresji					Uwagi
	$b_0 + b_1 \epsilon_{tp}$					
	Współczynnik korelacji					
	R_{obl}	$R_{kryt.}$				
$\alpha=0,05$		Is- tot- ność	$\alpha=0,01$	Is- tot- ność		
35	0,979	0,754	+	0,874	+	T = 150-293K
45	0,978	0,754	+	0,874	+	

Podjęta przez autora próba wyjaśnienia powyższych rozbieżności, występujących skądinąd w wąskim przedziale temperatur, pozwala przypuszczać, że przyczyną tego stanu rzeczy była nie całkowicie poprawna dotychczasowa interpretacja oscylogramów siły cięcia, spowodowana specyfiką odkształceń w niskich temperaturach. Dotyczy to temperatur bliskich temperaturze przejścia plastyczno-kruchego, kiedy to obserwuje się nagły wzrost plastyczności metali o sieci A2 [82] .

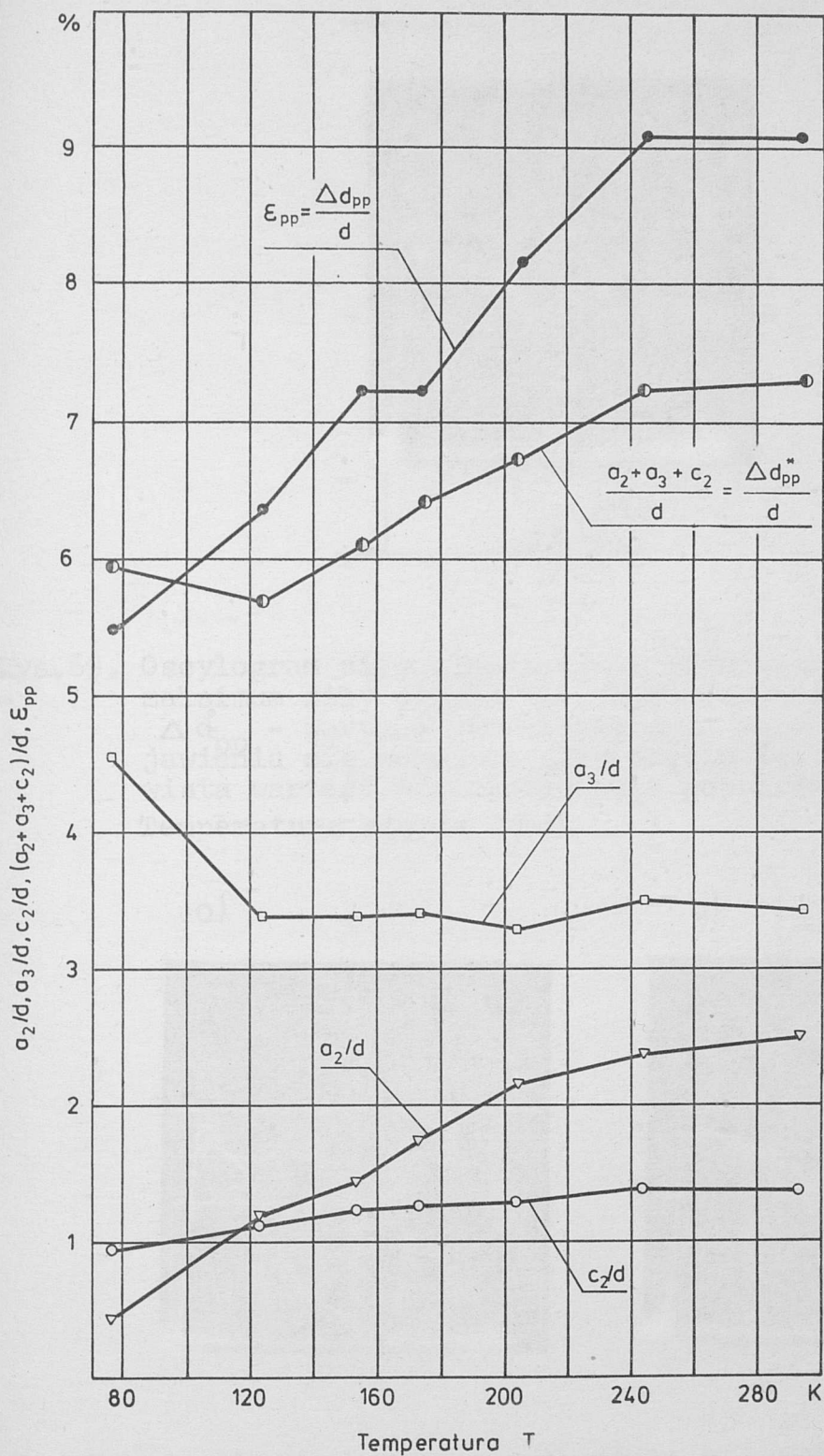
W przypadku bezodpadowego cięcia prętów przejawiało się to wzrostem szerokości tzw. błyszczącego paska $/a_3/$, ^{rys. 68} nie branej pod uwagę w dotychczasowych badaniach, po uwzględnieniu czego okazało się, że rzeczywiste odkształcenia towarzyszące pękaniu ϵ_{tp}^{sa} mniejsze, w rozważanym przedziale temperatur, od odkształceń określonych z oscylogramów siły cięcia wg przedstawionej metodyki pomiarów.

Początkowo nie było to aż tak ewidentne. Dopiero badania stali 10, ciętej w temperaturze 77 K, a poddanej uprzednio ulepszaniu cieplnemu, dostarczyły informacji sugerujących powyższe rozbieżności /rys. 69/.

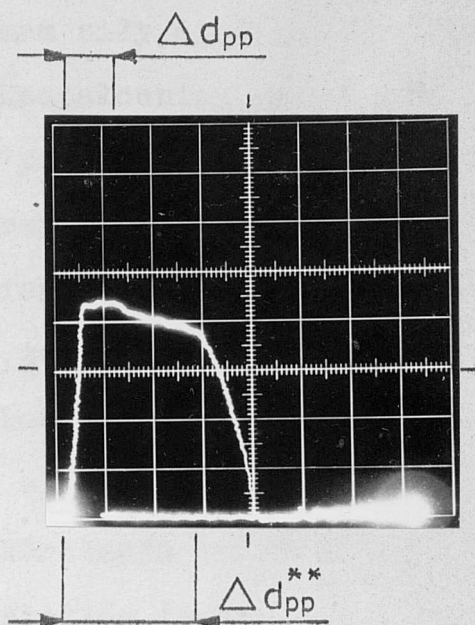
Stwierdzenie takie stało się możliwe po porównaniu wartości przemieszczeń Δd_{pp} , wyznaczonej przez maksimum siły cięcia, z wartością $\Delta d_{pp}^{**} = a_2 + a_3 + c_2$ obliczoną w oparciu o bezpośrednie pomiary odkształceń odciętych próbek. Okazało się, że w rozważanym przypadku $\Delta d_{pp} < \Delta d_{pp}^{**}$, a $\Delta d_{pp}^{**} \approx \Delta d_{pp}^{***}$ /z pominięciem odkształceń sprężystych/, przy czym wartość Δd_{pp}^{***} wyznacza nie położenie maksimum siły cięcia, lecz występujący nieco później początek przyspieszonego spadku wartości tej siły /rys. 69/.

Jeżeli porówna się, dla przykładu, oscylogram stali 10 zmiekczonej i stali 10 ulepszanej /rys. 70/, ciętych w temperaturze 77 K, to zauważa się, że wyznaczenie początku pękania w pierwszym przypadku /rys. 70a/ jest znacznie trudniejsze niż w drugim /rys. 70b/

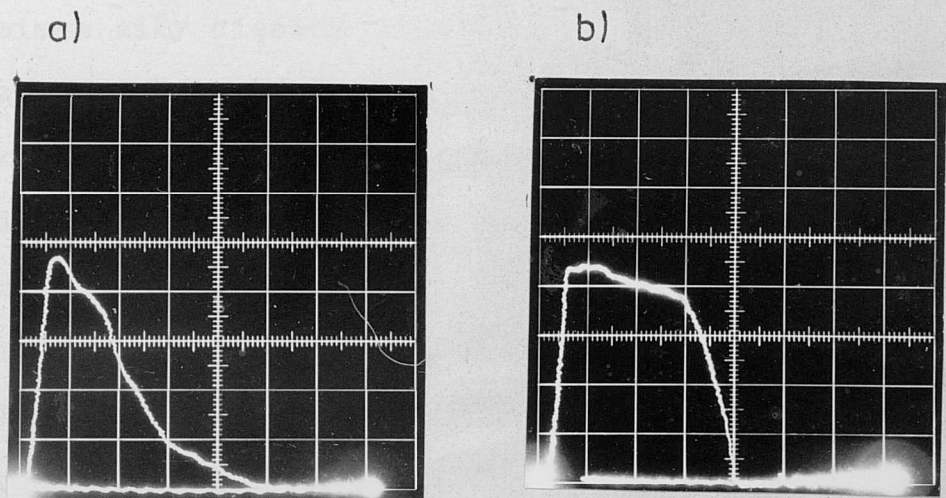
Powyższe porównanie tłumaczy przyczyny dotychczasowej niewłaściwej interpretacji oscylogramów siły cięcia dla temperatur bliskich temperaturze 77 K oraz wskazuje na to, że nie należy używać terminu: "odkształcenie poprzedzające pęknięcie" dla określenia odkształceń zachodzących do momentu



Rys.68 Wpływ temperatury T na wartość współczynników określających zmiany średnicy d w strefie cięcia ($a_2/d, a_3/d, c_2/d$) oraz na wartość odkształcenia poprzedzającego pękanie ϵ_{pp} . Stal 45, $l_x/d = 1$, $L/d = 2,7$ %. a_3/d - szerokość tzw. blyszczącego paska.



Rys.69. Oscylogram siły cięcia stali 10 ulepszanej cieplnie - maksimum siły cięcia nie odpowiada początkowi pęknięcia: Δd_{pp} - wartość przemieszczenia noża do momentu pojawienia się maksimum siły cięcia P_c , Δd_{pp}^{**} - rzeczywista wartość przemieszczenia poprzedzającego pęknięcie. Temperatura cięcia 77 K.



Rys.70. Oscylogramy siły cięcia stali 10: a-zmiękczonej, b-ulepszanej. Widoczny wyraźnie moment utraty stateczności /maksimum siły cięcia/ oraz mniej odznaczający się początek pęknięcia, trudny do określenia w przypadku "a" i bardziej wyraźny w przypadku "b" /początek przyspieszonego spadku wartości siły P_c /. Temperatura cięcia 77 K.

osiągnięcia maksimum siły cięcia. Odształcenie takie należałoby nazywać odkształceniem granicznym ze względu na utratę stateczności w procesie cięcia. Trzeba jednak zaznaczyć, że w większości przypadków odkształcenie graniczne pokrywa się z odkształceniem poprzedzającym pękanie.

Uwzględniając, że rzeczywiste wartości odkształcenia towarzyszącego pękaniu ϵ_{tp} są mniejsze, w przedziale temperatur 77-120 K, od wyznaczonych wg dotychczasowej metodyki, można przyjąć, że korelacja między odkształceniem towarzyszącym pękaniu ϵ_{tp} , a kształtem trajektorii pękania w/d istnieje w pełnym zakresie badanych temperatur.

Zestawienie równań regresji dla wszystkich w/w współzależności statystycznych podano w tabl. 23.

Wracając natomiast do proponowanego uprzednio kryterium podziału odkształceń na poprzedzające i towarzyszące pękaniu /wg maksimum siły cięcia/ można przypuszczać, że jest ono niesłuszne w wyjątkowych przypadkach, a to dlatego, że obserwowany lokalny wzrost plastyczności, po obniżeniu temperatury cięcia do 77 K, zależy od prędkości odkształceń i może zanikać z jej wzrostem [65].

Dlatego też, w przypadkach sugerujących odchylenia od poczynionych założeń, związanych z określaniem początku pękania w oparciu o oscylogramy siły cięcia, należy prowadzić wnikliwą ich analizę lub znaleźć inny sposób na wyznaczenie początku pękania i odkształceń towarzyszących pękaniu.

Tabl. 23. Równania regresji określające statystyczne zależności między charakterystycznymi współczynnikami kształtu a_2/d i w/d oraz odkształceniami ϵ_{pp} i ϵ_{tp} .

Gratunek stali	Oznaczenie zmiennego czynnika ekspery- mentu	Współczynniki kształtu półfabrykatów	R ó w n n a n i a r e g r e s j i	Poziom istot- ności korelacji α
10	L/d	a_2/d	$- 1,829 + 0,363 \ 069 \ \epsilon_{pp}$	0,1
		w/d	$- 3,496 + 0,389 \ 370 \ \epsilon_{tp}$	0,05
	T	a_2/d	$- 1,468 + 0,398 \ 092 \ \epsilon_{pp}$	0,01
		w/d	-----	---
35	L/d	a_2/d	$1,351 + 0,288 \ 618 \ \epsilon_{pp}$	0,05
		w/d	$- 1,991 + 0,654 \ 160 \ \epsilon_{tp}$	0,01
	T	a_2/d	$- 3,188 + 0,596 \ 504 \ \epsilon_{pp}$	0,01
		w/d	$3,421 + 0,097 \ 634 \ \epsilon_{tp}$	0,01
45	L/d	a_2/d	$- 1,607 + 0,450 \ 902 \ \epsilon_{pp}$	0,01
		w/d	$- 5,094 + 1,262 \ 991 \ \epsilon_{tp}$	0,01
	T	a_2/d	$- 2,340 + 0,531 \ 979 \ \epsilon_{pp}$	0,01
		w/d	$2,376 + 0,180 \ 025 \ \epsilon_{tp}$	0,01

8. P O D S U M O W A N I E

Analiza całokształtu wyników badań eksperymentalnych oraz statystyczna analiza korelacji między odkształceniami granicznymi ϵ_{pp} i towarzyszącymi ϵ_{tp} , a zmianami kształtu odcinanych półfabrykatów wykazała, że osiągnięto zarówno poznawczy, jak i użytkowy cel niniejszej pracy.

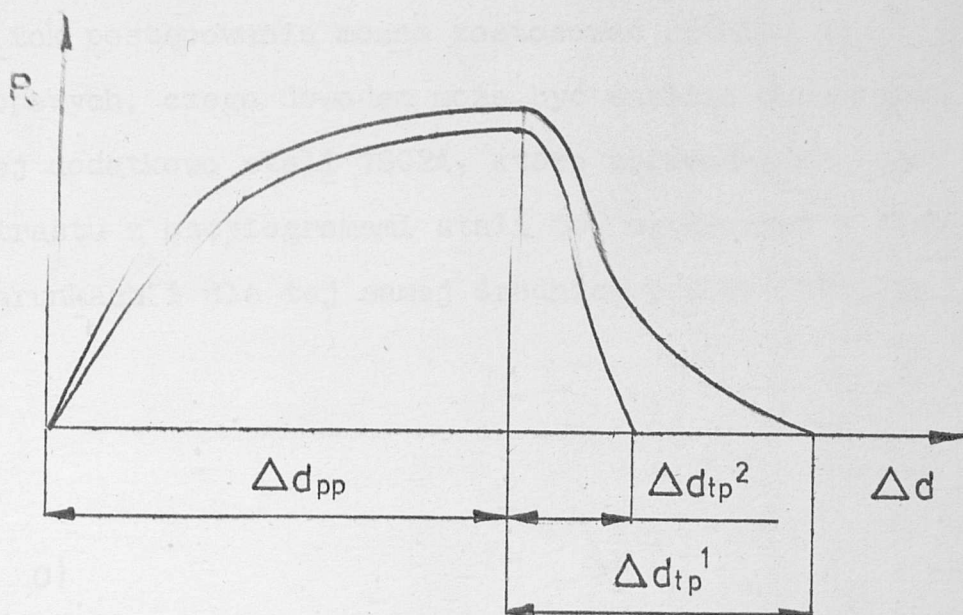
Istotność w/w korelacji została stwierdzona z prawdopodobieństwem większym od 95% i to zarówno przy zmiennej temperaturze, jak i szczelinie tnącej. Dlatego też można uważać, że analiza oscylogramów siły cięcia pozwalająca określić odkształcenie graniczne ϵ_{pp} , tj. tę część odkształceń poprzedzających pękanie, jakiej towarzyszy wzrost siły cięcia oraz odkształcenie towarzyszące pękaniu ϵ_{tp} , pozwala posługiwać się w/w korelacją jako bardzo dogodnym ze względu na swą prostotę i łatwość stosowania, kryterium pomocnym przy wstępnym określaniu zasadniczych warunków procesu cięcia, czy też kierunku badań z tym związanych, bez zawężania zagadnienia do aspektów czysto technologicznych.

Związek odkształceń ϵ_{pp} z głębokością wciągnięcia a_2/d można wyjaśnić w pewnym sensie w oparciu o teorię odkształceń granicznych [60]. Po przekroczeniu bowiem pewnego odkształcenia, zwanego odkształceniem granicznym ze względu na utratę stateczności, następuje lokalna kon-

centracja odkształceń, eliminująca przyrost odkształcenia poza tą strefą. Zjawisko utraty stateczności w próbie rozciągania wiąże się ściśle z chwilą osiągnięcia ekstremalnej wartości przez siłę rozciągającą. Wydaje się więc, że podobne relacje zachodzą w procesie cięcia, to też wzrost głębokości wciągnięcia a_2/d , postępuje tak długo, jak długo rośnie wartość siły cięcia.

Teoria odkształceń granicznych nie rozważa jednak odkształceń związanych z rozchodzeniem się samego pęknięcia, lecz poprzestaje na odkształceniach zachodzących do momentu pęknięcia. To też pełniejsze wyjaśnienie stwierdzonego związku między odkształceniem towarzyszącym pękaniu, a trajektorią pęknięcia wymaga jeszcze dalszych badań dotyczących głównie mechanizmu zmiany trajektorii pęknięcia.

Znajomość przebiegu siły cięcia danego materiału oraz analiza odkształceń granicznych $\mathcal{E}_{pp}$ i towarzyszących pękaniu $\mathcal{E}_{tp}$ wskazuje na to, jakim odkształceniom należy poświęcić uwagę, aby uzyskać dalszą poprawę kształtu odciętego w danych warunkach półfabrykatu. Weźmy dla przykładu dwa przebiegi siły cięcia P_c w funkcji przemieszczeń noża Δd , o różnym stosunku $\mathcal{E}_{pp}$ i $\mathcal{E}_{tp}$ /rys.71/. Z przebiegów tych wynika, że w pierwszym przypadku przemieszczenie Δd_{tp}^1 jest znacznie większe niż w przypadku drugim, a co za tym idzie, większa winna być odchyłka płaskości powierzchni pęknięcia. Chcąc zmniejszyć tę odchyłkę płaskości należałoby zmniejszyć Δd_{tp}^1 , co można osiągnąć, jak wynika chociażby z badań autora przez:



Rys.71. Wykresy siły cięcia P_c w funkcji przemieszczeń noża Δd , różniące się stosunkiem przemieszczeń $\Delta d_{pp} / \Delta d_{tp}$.

- dodatkowe rozciąganie pręta w czasie cięcia,
- zmianę szczeliny tnącej /zwiększenie/,
- obniżenie temperatury cięcia,
- zmianę struktury /obróbka cieplna/.

W przypadku pierwszego oscylogramu, jest właściwie obojętne który z tych sposobów zastosujemy, a w każdym razie  zależy to od stawianych wymagań. W drugim natomiast, możemy wykluczyć prawie z założenia:

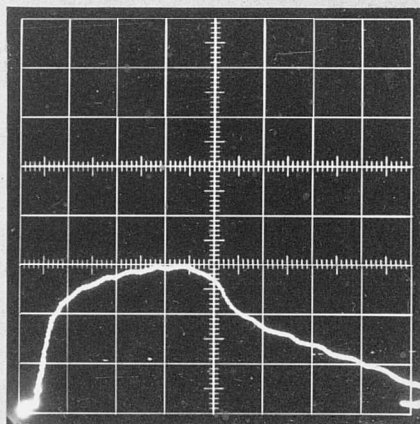
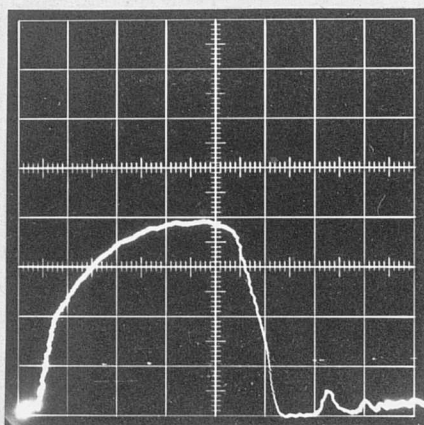
- dodatkowe rozciąganie,
- zwiększenie szczeliny,

ponieważ powodują one wzrost odkształceń granicznych ϵ_{pp} , które i tak są duże w porównaniu z odkształceniami towarzyszącymi ϵ_{tp} .

Powyższy tok postępowania można zastosować również do stali stopowych, czego dowodem może być analiza oscylogramów ciętej dodatkowo stali 18G2A, które porównano na zasadzie kontrastu z oscylogramami stali 10, uzyskanymi w tych samych warunkach i dla tej samej średnicy próbek /rys.72/.

a)

b)



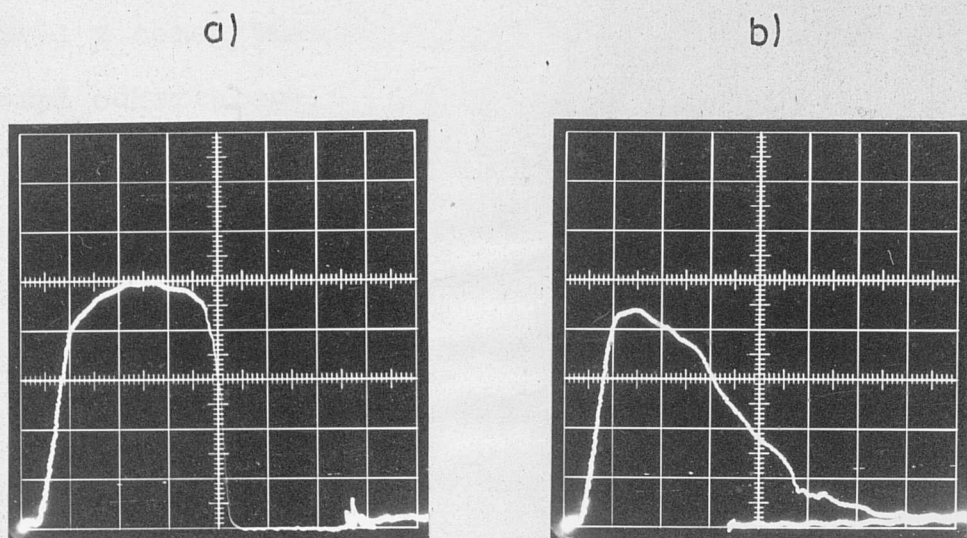
Rys.72. Oscylogramy: a-stali 18G2A, b-stali 10. Temperatura cięcia 293 K. Widoczne podobieństwo wartości przemieszczeń Δd_{pp} oraz różnice przemieszczeń Δd_{tp} tych stali.

Z porównania tego wynika, że obie te stale charakteryzują podobne wartości odkształceń granicznych ϵ_{pp} , a różne wartości odkształceń towarzyszących pękaniu ϵ_{tp} . Odpowiednie

pomiary odkształceń półfabrykatów potwierdziły przydatność analizy oscylogramów, bowiem wartości głębokości wciągnięcia a_2 były bliskie sobie dla obu stali, a odchyłka płaskości o wiele wyższa w przypadku stali 10. Wynika z tego, że w przypadku stali 18G2A zasadniczym kierunkiem poprawy kształtu odcinanych półfabrykatów winno być ustalenie takich warunków, które spowodują przede wszystkim zmniejszenie wartości odkształceń granicznych ϵ_{pp} . Wyklucza to oczywiście dodatkowe rozciąganie pręta w czasie cięcia oraz zwiększenie szczeliny, które powodując poprawę płaskości, prowadzą do wzrostu głębokości wciągnięcia a_2 . Zdecydowano więc, że najwłaściwszym sposobem dalszej poprawy kształtu półfabrykatu ze stali 18G2A będzie obniżenie temperatury, co potwierdził oscylogram siły cięcia stali 18G2A /w temperaturze 77 K/ - rys.73, oraz odpowiednie pomiary odchyłek kształtu półfabrykatów.

Obniżenie temperatury w przypadku stali 10, powoduje jeszcze większe zmniejszenie odkształceń granicznych ϵ_{pp} niż dla stali 18G2A, lecz nie wystarczające zmniejszenie odkształceń towarzyszących pękaniu ϵ_{tp} . Jak wynika z rys. 69, dalsze zmniejszenie ϵ_{tp} możliwe jest przez zmianę struktury /sferoidyzację cementytu/ stali 10, ale przy tym rosną nieco odkształcenia poprzedzające pęknięcie ϵ_{tp} .

W przypadku cięcia stali 10, struktura odgrywa szczególną rolę, gdyż od wielkości ziaren stali 10 zależy jej skłonność do niezamierzonego, kruchego pęknięcia, które może elimi-



Rys.73. Oscylogramy: a-stali 18G2A, b-stali 10 ciętych w temperaturze 77 K.

nować pękanie plastyczne w założonej płaszczyźnie cięcia i powodować wyrwanie materiału w strefie cięcia, lub występować łącznie z pękaniem plastycznym. Próba wyjaśnienia lokalizacji kruchego pęknięcia poczyniona w ramach badań modelowych napotykała na trudności i wymaga dalszych badań, którymi może być rozwinięcie w/w badań modelowych, lecz przy zmienionej metodyce uwzględniającej niestacjonarność procesu cięcia i dynamiczny charakter kruchego pęknięcia. Niemniej jednak udało się ustalić warunki eliminujące to kruche pękanie, ^{co spowodowało się do} rozdrobnienia ziaren stali 10 poprzez obróbkę cieplną. Najwłaściwszym z badanych sposobów rozdrobnienia ziaren okazało się ulepszanie cieplne, dzięki któremu możliwe było jednocześnie dodatkowe poprawienie płas-

kości powierzchni pękania. Uzyskany w ten sposób cementyt kulkowy opóźniał początek pękania, natomiast rozchodzenie się pękania zachodziło znacznie szybciej niż w przypadku stali z cementytem płytkowym, czemu towarzyszył spadek wartości odkształcenia towarzyszącego pękaniu.

Stosowanie powyższego rodzaju obróbki cieplnej, nie stanowi dodatkowego utrudnienia, albowiem w przypadku stali 10 jest to zalecany przez literaturę [33] sposób przygotowania tej stali do wyciskania na zimno.

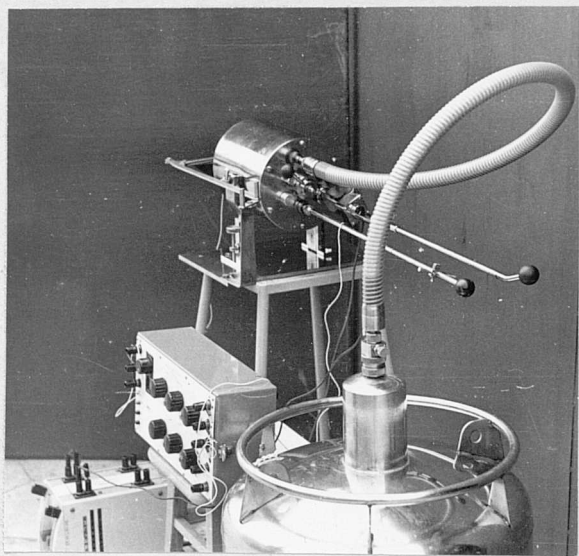
Obniżenie temperatury cięcia stanowi nie tylko receptę na radykalną poprawę kształtu półfabrykatów, przy stosowaniu stosunkowo prostych urządzeń, ale również ułatwia jego realizację z uwagi na wielkie podobieństwo optymalnych parametrów procesu cięcia, niezależnie od gatunku stali. Dotyczy to zarówno temperatury jak i szczeliny tnącej, których wartości optymalne wynoszą: $T = 77\text{ K}$, $L/d = 2,7\%$.

Uzyskane rezultaty badań są tym cenniejsze, że do tej pory niemożliwe było cięcie stali niskowęglowych, które zapewniałoby tak wysoką, jak uzyskano, dokładność kształtu i to bez zatarć i przypaleń na powierzchni przecięcia, czy też wpływów na pobocznicę pręta.

Dalsza, subtelna poprawa kształtu powierzchni przecięcia badanych stali, winna polegać, jak wykazały badania fotogrametryczne /rys.30 /, głównie na jego lokalnej poprawie, co można uzyskać przez odpowiednie profilowanie noży [3]. Badania fotogrametryczne okazały się cennym narzędziem badawczym, umożliwiającym zakodowanie lokalnych niejednorodności

kształtu powierzchni przecięcia, co do tej pory przedstawiano najczęściej w dalece subiektywny sposób przy pomocy monofotografii.

Przeprowadzone przez autora wstępne badania modelu funkcjonalnego agregatu do bezodpadowego cięcia prętów /rys. 74/ - opartego na własnej konstrukcji kriostatu [23] do ciągłego chłodzenia prętów oraz wstępna analiza techniczno-ekonomiczna zawarta w pracy [26 i 27] wskazują na to, że istnieje zupełnie realna możliwość wdrożenia technologii bezodpadowego cięcia prętów w niskich temperaturach.



Rys.74 Fragment niskotemperaturowej części modelu funkcjonalnego agregatu do bezodpadowego cięcia prętów w niskich temperaturach

Badania o charakterze poznawczym winny iść, jak się wydaje, w kierunku poznania mechanizmu zmiany trajektorii pęknięcia plastycznego, ze szczególnym uwzględnieniem struktury badanego materiału. Pęknięcie plastyczne, jak wykazały przeprowadzone przez autora badania fraktograficzne /rys. 42, 43/ stanowi zasadniczy sposób niszczenia spójności materiału w założonej płaszczyźnie cięcia. Obniżenie temperatury cięcia do 77 K nie powoduje bowiem zmiany charakteru pęknięcia z plastycznego na kruche, co ma miejsce w przypadku prób udarnościowych i rozciągania badanych stali węglowych.

Dodatkowych uściśleń wymaga również sposób określania początku pęknięcia w procesie cięcia prętów, wówczas kiedy moment utraty stateczności nie pokrywa się z początkiem pęknięcia.

9. W N I O S K I K O Ń C O W E

Z przeprowadzonych przez autora badań dotyczących wpływu temperatury /77 - 293/K, szczeliny tnącej $L/d = /0,45 - 4,55/$ i wielkości ziaren oraz długości odcinanych próbek $l_x/d = 0,5 - 2$ na odkształcenia graniczne ϵ_{pp} , odkształcenia towarzyszące pękaniu ϵ_{tp} i kształt półfabrykatów w strefie cięcia oraz trajektorię pękania wynika, że:

1. Istnieje korelacja /stwierdzona z prawdopodobieństwem większym od 95 %/ między:
 - odkształceniem ϵ_{pp} /granicznym ze względu na utratę stateczności/, a głębokością wciagnięcia a_2/d decydującą o maksymalnych zmianach kształtu pobocznic odcinanych półfabrykatów,
 - odkształceniem towarzyszącym pękaniu ϵ_{tp} , a kształtem trajektorii pękania, określonym przez odległość ekstremalnych punktów tej trajektorii - w/d .
2. Powyższy związek sprawdził się jako dogodne i łatwe w stosowaniu kryterium wstępnego ustalania zasadniczych warunków procesu bezodpadowego cięcia prętów, w oparciu o analizę oscylogramu siły cięcia, bez zawężania zagadnienia do aspektów czysto technologicznych, przez co możliwe jest pomijanie skomplikowanych badań laboratoryjnych uwzględniających całokształt złożonych i uwikłanych współzależności między przeróżnymi czynnikami decydującymi o kształcie pobocznic i trajektorii pękania w procesie cięcia.
3. Określony na bazie tego kryterium sposób oddziaływania na zmianę wartości odkształceń ϵ_{pp} i ϵ_{tp} , poprzez ob

niżenie temperatury cięcia, pozwolił uzyskać jednocześnie wysoką dokładność kształtu poboczniczy i powierzchni przecięcia /pęknięcia/ półfabrykatów, przy pomocy stosunkowo prostych narzędzi tnących, bez ubocznych skutków w postaci zatarć i przypaleń na powierzchni pęknięcia oraz ograniczyć kilkukrotnie strefę umocnienia odkształceniowego i zmniejszyć krytyczną długość odcinanych półfabrykatów.

4. Optymalne parametry procesu cięcia: temperatura T i szczelina tnąca L/d mogą być przy tym podobne dla wszystkich badanych stali węglowych /10, 35, 45/. Wynoszą one: $T = 77\text{ K}$, $L/d = 2,7\%$, a uzyskane przy nich wartości najbardziej charakterystycznych współczynników kształtu półfabrykatów - głębokość wciągnięcia a_2/d i odległość ekstremalnych punktów trajektorii pęknięcia w/d nie przekraczają na ogół 1% , przy czym zachowany jest warunek prostopadłości powierzchni przecięcia $\varphi = 0$. Głębokość wciągnięcia a_2 jest przy tym o $80-90\%$ mniejsza w porównaniu z jej wartością uzyskiwaną w temperaturze otoczenia, a odległość w o $60-80\%$ i znacznie więcej np. w przypadku stali 10 po zmianie kształtu cementytu na kulkowy.
5. Dzięki obniżeniu temperatury cięcia do 77 K i rozdrobnieniu ziaren możliwe stało się dokładne, bezodpadowe cięcie stali niskowęglowej, co było dotychczas poważnym problemem technicznym. Płaskość powierzchni przecięcia /pęknięcia/ zależy przy tym dość istotnie od kształtu cementytu i jest znacznie lepsza w przypadku stali z cementytem kulkowym niż płytkowym. Zmianie kształtu cementytu z płytkowego na kulkowy towarzyszy jednak nieznaczny wzrost głębokości wciągnięcia a_2/d /dla

stali 10 z cementytem kulkowym: $w/d = 0,5 \%$, $a_2/d = 2 \%$.

6. Przełom stanowiący zasadniczą część powierzchni przecięcia półfabrykatów nosi cechy złomu plastycznego, nawet w temperaturze ciekłego azotu $/77 \text{ K}/$, przy czym w stalach gruboziarnistych, np. w badanej stali 10, może wystąpić dodatkowo złom kruchy poza zasadniczą powierzchnią przecięcia $/Pękania/$.
7. Celem wyeliminowania dodatkowego, kruchego pękania stali $/w$ rozważanym przypadku stali 10/, należy zapewnić strukturę drobnoziarnistą, przy czym pożądaną jest sferoidyzacja cementytu z uwagi na możliwość dalszej poprawy płaskości powierzchni pękania.
8. Makrofotogrametria, stosowana w niniejszej pracy do opisu topografii przełomów $/powierzchni$ przecięcia/, może stanowić cenne narzędzie badawcze umożliwiające kodowanie wpływu różnych czynników o lokalnym charakterze oddziaływania na topografię powierzchni przecięcia.
9. Dalsze badania procesu bezodpadowego cięcia stali, bazującego na przyspieszonym pękaniu, winny iść w kierunku poznawania mechanizmu oddziaływania na zmianę trajektorii pękania, w warunkach sprzyjających wzrostowi prędkości pękania i zmniejszaniu odkształceń towarzyszących pękaniu, z jednoczesnym uwzględnianiem struktury badanego materiału.
10. Należy podjąć prace nad wdrożeniem opracowanej technologii do praktyki przemysłowej.

S P I S L I T E R A T U R Y

1. Antonov V.P., Silovye parametry zakrytoj rezki sortovogo prokata, Izv. VUZ., Mašinostroenie, 1972, nr 9, s.128-133.
2. Baldin V.A., Borisov E.V., Potapov V.N., O vlijanii skorosti deformirovanija i temperatury na pročnost' malouglerodistoj stali, Problemy pročnosti, 1973, nr 5, s.71-75.
3. Bar cropping billet defects. Metallurgia and Metal Forming, 1972, s.50-53.
4. Bernštejn M.L., Uspechi sovremennogo metallovedenija. Pročnost' stali. Metallurgija, 1974.
5. Bokman M.A., Poznjanskij I.M., Kinematika tečenija metalla pri rezke polosy na nožnicach, Izv.VUZ, Černaja metallurgija, 1972, nr 9, s.101-104.
6. Bredendick F., Visioplastische Deformations und spannungsermittlung, Die Technik, 1969, nr 4, s.247-251.
7. Buch A., Własności mechaniczne czystych metali. WNT, Warszawa 1968.
8. Clayton I.Q., Knott J.F., Observations of fibrous fracture modes in a prestrained low - alloy steel, Metal Science, vol 10, 1976, nr 1, s.63-71.

9. Curry D.A., Knott J.F., The relationship between fracture toughness and microstructure in the cleavage fracture of mild steel, Metal Science, vol 10, 1976, nr 1, s.1-6.
10. Cyprian T., Fotografia. Technika i technologia. WNT, Warszawa 1963.
11. Čerepanov G.P., Mechanika chрупkogo razrušeniija. Nauka, Moskva 1974.
12. Das K.A., Tobias S.A., Das Petro-Forge-Abschersystem, Fertigung, t.4, 1973, nr 2, s.29-35.
13. Der Einfluss der Gefügestruktur des Materials auf die Schnittfl"äche von Feinstanzteilen, Feinstanzen Information, nr 10.
14. Dobrzyński J., Bilans potrzeb przemysłu krajowego w zakresie cięcia prętów z metali nieżelaznych, Sprawozdania z prac naukowo-badawczych, INOP, Poznań 1971.
15. Dobrzyński J., Bilans potrzeb krajowych w zakresie cięcia prętów stalowych $\varnothing$ 10 do 40 i analiza przydatności produkowanych urządzeń do cięcia bezodpadowego, Sprawozdania z prac naukowo-badawczych, INOP, Poznań 1972.
16. Dos Santos W.A., Organ A.J., Deformation in the ductile fracture processes examined by the visioplasticity method, International Journal of Machine Tool Desing and Research, t.13, 1973, nr 4, s.217-232.

17. Durelli A.J., Parks V.J., Moire analysis of strain, New Jersey 1970. Tłum.ros., Analiz deformacji s ispol'zowaniem muara. Mir, Moskva 1974.
18. DzidowskiESt., Problemy dekohezji sterowanej w bezodpadowym cięciu prętów, Ogólnopolska Konferencja Obróbki Plastycznej, SIMP, Warszawa 1975.
19. DzidowskiESt., Sposób bezodpadowego cięcia prętów oraz urządzenie do bezodpadowego cięcia prętów, Patent PRL, nr 77288.
20. DzidowskiESt., Urządzenie do bezodpadowego cięcia prętów, Patent tymczasowy PRL /Zgłoszenie patentowe nr 171837/.
21. DzidowskiESt., Wpływ dodatkowych naprężeń rozciągających na zmianę kształtu trajektorii pęknięcia w procesie cięcia plastycznego, Postępy Technologii Maszyn i Urządzeń, PAN, nr 1 /w druku/.
22. DzidowskiESt., Kriostat, wzór użytkowy PRL, nr W-52634.
23. DzidowskiESt., Kriostat, wzór użytkowy PRL, nr W-51321.
24. DzidowskiESt., Gronostajski J., Urządzenie do bezodpadowego cięcia prętów, Patent PRL, nr 76681.
25. DzidowskiESt., Gronostajski J., Urządzenie do bezodpadowego cięcia prętów, Patent dodatkowy do patentu PRL, nr 76681.

26. Dzikowski E. St., Gronostajski J., Badanie wpływu niskich temperatur na geometryczną dokładność półfabrykatów odcinanych bezodpadowo z prętów ze stali węglowej. Etap III, Raporty ITBM PWr nr 296, cz.1, Wrocław 1975.
27. Dzikowski E. St., Gronostajski J., Badanie wpływu niskich temperatur na geometryczną dokładność półfabrykatów odcinanych bezodpadowo z prętów ze stali węglowej. Etap III, Raporty ITBM PWr, nr 297 cz.2, Wrocław 1975.
28. Erbel St., Mechanizm zmian własności metali poddanych wielkim odkształceniom, Prace Naukowe PW, nr 38, Mechanika, Warszawa 1976.
29. Fila J., Wpływ technologii wytwarzania blach na morfologię złomów próbek udarnościowych ze stali niskostopowej o podwyższonej wytrzymałości, Problemy Dekohesji i Wytrzymałości Materiałów w Niskich Temperaturach, Konferencja, Wrocław 1975, s.37-51.
30. Finkel' V.M., Fizika razrušenija. Metallurgija, Moskva 1970.
31. Galas B., Próby zastosowania fotogrametrii w laboratoryjnych badaniach materiałów drogowych, Drogownictwo, 1969, nr 3, s. 74-76.
32. Gladštejn L.I., Statističeskaja zavisimost' mekaničeskich svojstv stroitel'noj stali ot veličiny zerna, Metallovedenie i termičeskaja obrabotka metallov, 1975, nr 2, s.16-22.

33. Golvin V.A., Mit'kin A.N., Reznikov A.G., Technologia chłodnoej štampovki vydavlivaniem. Mašinostroenie, Moskva 1970.
34. Gołaski L., Dekohezja krucha metali, Problemy Dekohezji i Wytrzymałości Materiałów w Niskich Temperaturach, Konferencja, Wrocław 1973, s.7-12.
35. Green G., Knott J.F., The Initiation and Propagation of Ductile Fracture in Low Strength Steels, Transactions of the ASME, Journal of Engeneering Materials and Technology, vol.98, 1976, nr 2, s.37-46.
36. Gronostajski J., DzidowskiESt., Bezodpadowe cięcie z pochyleniem pręta względem kierunku ruchu suwaka tnącego. Ogólnopolska Konferencja Naukowa-Techniczna: Tendencje rozwojowe w technologii budowy maszyn, WSI Zielona Góra, 1973, s.33-39.
37. Gronostajski J., DzidowskiESt., Marciniak H., Sposoby cięcia bezodpadowego prętów. Mechanik nr 11, 1972, s.597-600.
38. Gronostajski J., Matuszak A., Badanie trajektorii pęknięcia materiału podczas wykrawania w obecności dodatkowego stanu naprężenia, Teoria i Technologia Dokładnej Obróbki Plastycznej, Konferencja, Poznań 1973, zeszyt 5, s.930-942.
39. Gronostajski J., Białas K., Zarodkowanie i propagacja pęknięć w procesie wykrawania, Archiwum Hutnictwa nr 3, 1976 /w druku/.

40. Gronostajski J., Dzikowski St., Badanie wpływu niskich temperatur na geometryczną dokładność półfabrykatów odcinanych bezodpadowo z prętów ze stali węglowej. Etap II. Raporty ITBM PWr nr 250, Wrocław 1974.
41. Grosman F., Odkształcalność metalu w procesach przeróbki plastycznej na zimno. Mechanik, nr 11, 1973, s.574-577.
42. Honeycombe R.W.K., The plastic deformation of metals, Tłum.ros. Plastičeskaja deformacija metallov, Mir, Moskva 1972.
43. Impact testing of metals. American Society for Testing and Materials. Atlantic City, N.J. 1969, Tłum.ros., Udarne ispytanija metallov, Mir, Moskva 1973.
44. Ivanova V.S., Botvina L.R., Maslov L.I., O diskretnosti processa razrušenijsa, Fizika metallov i metallovedenie, t.37, 1974, nr 2, s.407-414.
45. Ivlev D.D., Teorija ideal'noj plastičnosti. Izd. Nauka, Moskva 1966.
46. Kaczkowski A., Nitka K., Popkiewicz M., Szwarz H., Weryfikacja modelu procesu konwersji c.o. na podstawie danych pomiarowych z instalacji ZA Włocławek, Raporty ICT PWr, nr 102, Wrocław 1975.

47. Kessler K., Leller F., Schneiden von Profilen-
derzeitiger Stand und Anwendungsmöglichkeiten,
Fertigungstechnik und Betrieb, 1966, nr 9, s.532-537.
48. Kissling R., Nordberg H., Influence of inclusions
on mechanical properties of steel. Production and
Application of Clean Steels. 1972 nr D 30572, s.179-185.
49. Kovalenko V.F., Analiz schem chodnojj rezki sortovogo
prokata sdvigom, 1968, nr 5, s.18-21.
50. Kučer P.N., Issledovanie metodom charakteristik pro-
cessa rezki zagotovok v štampach, Obrabotka metallov
davleniem v mašinostroenii, ChOTKZGU, Char'kov 1968,
nr 3, s.23-29.
51. Kudo Hideaki, Tamura Kimio, Gropping of round bar
utilizing plastic fatigue. Proc.14 th Int.Mach. Tool
Des.and Res.Conf., Menchester 1973. London-Basingstoke
1974, nr 3, s.785-789.
52. Lawson R., Cropping billets for cold extrusion.
Metall. a Metal Form. vol.41, nr 4, s.93-100.
53. Liebowitz H., Fracture. Academic Press, New York and
London. Tłum.ros., Razrušenie, t.1,2,, Mir, Moskva
1973-1975.
54. Łuczak E., Cięcie prętów z metali nieżelaznych.
Analiza przydatności urządzeń produkowanych w świecie,
Sprawozdania z prac naukowo-badawczych, INOP, Poznań
1972.

55. Łuczak E., Kryteria oceny jakości odcinków prętów ciętych bezodpadowo, Ogólnopolska Konferencja Obróbki Plastycznej, SIMP, Warszawa 1975.
56. Maciejny A., Kruchosć metali. Wyd. Śląsk, Katowice 1973.
57. Maiti S.K., Das M.K., Tobias S.A., The dynamics of a H.E.R.F. cropping machine. Int.J.Mach. Tool Des. and Res., 1975, nr 21, s.129-152.
58. Marciniak Z., Założenie wstępne problemu: Opracowanie prób standardowych, pozwalających ocenić jakość materiału z punktu widzenia wymagań poszczególnych procesów obróbki plastycznej, ITB PW, Warszawa 1975.
59. Marciniak Z., Konstrukcja wykrojników. WNT, Warszawa 1970.
60. Marciniak Z., Odkształcenia graniczne przy tłoczeniu blach. WNT, Warszawa 1971.
61. Meščerin V.T., Trusov V.A., Issledovanie mechaniki processa rezki kruglogo prutka. Kuznečno-šampovocnoe proizvodstvo, 1963, nr 5, s.8-11.
62. Meščerin V.T., Solovcov S.S., Timonin A.I., Vlijanie vysokich skorostej rezki na kačestvo zagotovok, otrezaemych ot sortovogo prokata, Kuznečno-šampovocnoe proizvodstvo, 1972, nr 8, s.22-25.
63. Mc Clintock F.A., Argon A.S., Mechanical behavior of materials. Tłum.ros., Deformacija i razrušenje materialov, Mir, Moskva 1970.
64. Mc Lean D., Mechanical Properties of Metals. N.Y. London 1962.

65. Milczarek E., Wpływ temperatury i szybkości odkształcania na własności mechaniczne i plastyczne miękkiej stali. Obróbka Plastyczna, t.X, 1971, nr 2.
66. Milman Ju.V., Trefilov V.I., K voprosu o temperature chladnolomnosti metallov s objemno-centrirovannoj kubičeskoj rešetkoj, Voprosy fiziki metallov i metallovedenija, 1962, nr 16, s.16-21.
67. Miller L.E., Smith G.C., Tensile fractures in carbon steels. Journal of the Iron and Steel Institute. 1970, nr 11, s.998-1005.
68. Mihelin J.L., Bell I.R., i inni, Effect of inclusion shape on the ductility of ferritic steels. Iron Steel Inst., vol. 209, 1971, nr 6, s.469-475.
69. Mitropol'skaja Ja.A., Analiz uslovij, kotorye neobchodimo vypolnit', čtoby polučit' kačestvennyj torec pri rezke polosy, Kuznečno-stampovočnoe proizvodstvo, 1971, nr 1, s.28-30.
70. Novye metody ocenki soprotivlenija metallov chrupkomu razrušeniju. Tłum.ros. Mir, Moskva 1972.
71. Osipov V.G., O możliwości jakościowego rozwiązywania zagadnień plastyczności metodą fotosprężystości. Streszczenia referatów XII Konferencji Mechaniki Ciał Odkształcalnych. IPPT PAN, Jaszowiec 1969.
72. Ostaficzuk St., Opracowanie metodyki fotogeologicznych badań odkształceń w wybranych ośrodkach. Archiwum Zakładu Prac Geologicznych UW, IPPT PAN, Warszawa 1975.

73. Pełczyński T., Zagadnienia wyężenia materiałów.
Rys historyczny, Obróbka Plastyczna, t.3, nr 1,
s.9-49.
74. Piasecki M.B., Fotogrametria lotnicza i naziemna.
PWN, Warszawa 1968.
75. Polański Zb., Podstawy metodyki badań doświadczalnych.
Cz.1 i 2. Prace IOS, Materiały Instruktażowe, nr 112,
Gliwice 1975.
76. Poluchin P.I., i inni, Deformacii i naprjażenija
pri obrabotke metallov davleniem. Metallurgija,
Moskva 1974.
77. Potak Ja.M., Chrupkie razrušenija stali i stal'nych
detaliej. GIOP, Moskva 1955.
78. Praca zbiorowa. Fotogrametria analityczna. PPWK,
Warszawa 1972.
79. Presnjakov A.A., Chladnolomkost'. Nauka, Alma-Ata,
1967.
80. Regel'V.R., Slucker A.I., Tomaševskij E., Kinetičeskaja
priroda pročnosti tverdyh tel. Nauka, Moskva 1974.
81. Romsa O., Wyniki badań nad udoskonaleniem sposobów
cięcia prętów w WRL. Sympozjum-Wystawa forum 73. INOP,
Poznań 1973.
82. Rosenberg H.M., The Properties of Metals at Low
Temperatures. Progress in metal physics 7. Pergamon
Press, London, New York, Paris, Los Angeles 1958.

83. Schröder G., Kammer M., Einfluss der Temperatur auf die Qualität den Kraftbedarf beim Abschren von Stählen mit nidrigen C-Gehalt, Industrie Anzeiger, 1972, nr 2, s.32-33.
84. Segel V.M., Makušok E.M., Reznikov V.I., Issledovanie plastičeskogo formoizmenenija metallov metodom muara. Metallurgija, Moskva 1974.
85. Solovcov S.S., Otrezka ot sortovogo prokata točnych zagotovok dlja ob emnoj štampovki, Kuznecno-stampovočnoe proizvodstvo, 1972, nr 8, s.18-22.
86. Solovcov S.S., Kruglova E.D., Rasčet polja naprjaženij v očage plastičeskoj deformacii pri nepolnoj zakrytoj rezke. Mašinostroenie, IVUZ, 1972, nr 11, s.140-144.
87. Šul'te Ju.A., i inni, O vlijanii vėličiny ferritnogo zerna na sklonnost' k chrupkosti malouglerodistych stalej. Fizikochimičeskaja mehanika materialov, 1974, nr 4, s. 105-106.
88. Szczepański W., Wstęp do analizy procesów obróbki. PWN, Warszawa 1967.
89. Trefilov V.I., K dislokacjonnoj teorii chrupkogo razrušenija, Voprosy fiziki metallov i metallovedenija, 1962, nr 16, s.3-15.
90. Turno A., Kunzendorf W., Stróżyk Zb., Charakterystyki technologiczne materiałów do obróbki plastycznej na zimno. Obróbka Plastyczna, t.XIII, nr 12, s.113-119.

91. Tracy Y., Thomas .., Plastic Flow and Fracture in Solids. Academic Press, New York, London 1961. Tłum. ros. Plastičeskoe tečenie i razrušenje v tverdyh telach. Mir, Moskva 1964.
92. Wepner J., Mielke G., Accurate shearing af bar stock. Metall. a Metall Form., vol.41, 1974, nr 4, s.101-103.
93. Wepner J., Mielke G., Genauscheren von Stabstahl, Industrie-Anzeiger, t.94, 1972, s.2192-2194.
94. Watkins M.T., Cold forming and extrusion of steel, Basic principles. Intern. Metallurg. Rew., t.18, 1973, s.123-146.
95. Wiśniewski Zb., Kokot M.P., Metody bezodpadowego cięcia prętów. Ogólnopolska Konferencja Obróbki Plastycznej, SIMP, Warszawa 1975, s.92-100.
96. Zalesskij V.I., Gubarev V.V., Mechanizm deformacji pri rezke listovogo metalla v stampach, Technologičeskie procesy obrabotki stali i spłavov, Metalurgizdat, Zbornik XXXIII, Moskva 1955.
97. Zakrzewski M., Problemy dekohezji metali, Prace Naukowe IMiMT PWr, nr 17, Seria: Konferencje, nr 2, Wrocław 1973, s.5-6.
98. Zakrzewski M., Uwagi krytyczne o mechanizmie pękania. Prace Naukowe IMiMT PWr, Seria: Studia i Materiały, nr 14, Wrocław 1975, nr 23, s.3-28.

99. Ziółkiewicz B., Rozwój metod wytwarzania w świetle perspektyw obróbki plastycznej, Prace Naukowe ITBM PWr nr 15, Seria: ~~Studia~~^u i Materiały nr 12 "Technologia Przeróbki Plastycznej", 1976 /w druku/.
100. Mańczak K., Metody identyfikacji wielowymiarowych obiektów sterowania. WNT, Warszawa 1971.
101. Popkiewicz M., Planowanie eksperymentu i przetwarzanie wyników. Algorytmy i programy. Raporty ITC PWr, nr 133, Wrocław 1975.
102. Volk W., Statystyka stosowana dla inżynierów WNT, Warszawa 1973.



W y k a z o d b i o r c ó w

Ilość egz.

1. Biblioteka i Ośrodek Informacji Instytutu Technologii Budowy Maszyn Politechniki Wrocławskiej.....	1
2. Biblioteka Główna Politechniki Wrocławskiej..	1
3. Promotor.....	1
4. Recenzenci.....	2
5. Autor.....	10
Razem	15

		1 2 3 4 5 6 7 8		
	* N *			
	Rozprcz. pr.	D. N. P. R. T. T. A. N.	1.2.1.2	
		Zakonc. pr.	Opubl. pr.	Instytut
				Nr tem.
	1.2.7.2	Ø.6.7.6	I.2.4	2.3.5.Ø.1.v.v.Ø.8
	Nr zlecenia.		Nr archiwalny	
		I.2.4 / K - Ø.4.Ø / 7.6	*	
Symbol UKD.			76:Inst.Technol.	
621.96		Bezwiórowe cięcie,	Bud.Masz.Pwr	
66-974		temperatura niska	MNSzWT	
			pol.	

Opis bibliograficzny.

Dzidowski Stanisław

Bezodpadowe cięcie prętów ze stali węglowych w niskich temperaturach.

Komunikaty Inst.Technol.Bud.Masz.PWr 1976 nr 40
183 s. 74 rys. 23 tabl. 47 wyk. bibliogr.102 poz.
/maszyn.powiel./

Rozprawa doktorska /

Politechnika Wrocławska, Instytut Technologii
Budowy Maszyn,
Wrocław

Promotor: Doc.dr hab.inż.Jerzy Gronostajski

Charakter pracy: podstawowa
Materiały odpłatne: A

Rozpowszechnianie: na praw.ręk.