

**Jan Z. Malinowski, Zbigniew L. Kowalewski,
Leopold Kruszka**

**DOSWIADCZALNA METODA ORAZ BADANIA
PLASTYCZNEGO PLYNIECIA METALI W ZAKRESIE
BARDZO WYSOKICH PREDKOSCI ODKSZTALCENIA**



INSTYTUT PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI
POLSKIEJ AKADEMII NAUK
WARSZAWA 2007

ISBN 978-83-89687-29-6
ISSN 0208-5658

Redaktor Naczelny:
doc. dr hab. Zbigniew Kotulski

Recenzent:
prof. dr hab. Maciej Bossak

Praca wpłynęła do Redakcji 23 sierpnia 2006 r.

Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN

Nakład: 100 egz. Ark. druk.: 5.5

Oddano do druku w grudniu 2007 roku

Druk i oprawa: Drukarnia Braci Grodzickich, Piaseczno, ul. Geodetów 47a

Streszczenie

Dokładne poznanie właściwości plastycznych materiałów, a w tym metali, w warunkach obciążeń dynamicznych stanowi poważny problem techniczny. Wiadomo jest już od dość dawna, że właściwości plastyczne większości materiałów zależne są od prędkości odkształcenia i temperatury, od historii prędkości odkształcenia i historii temperatury a także od mikrostruktury materiału. Dla prędkości odkształcenia wyższych od 10s^{-1} , wrażliwość na prędkość odkształcenia większości metali i ich stopów znacznie wzrasta i w związku z tym dla sformułowania zależności konstytutywnych potrzebne są dokładne badania doświadczalne w szerokim zakresie prędkości odkształcenia od 10^{-4}s^{-1} do 10^6s^{-1} . Jedną z istniejących trudności w badaniach doświadczalnych przy wysokich prędkościach odkształcenia jest zjawisko lokalizacji odkształcenia w badanej próbce. Zjawisko to występuje szczególnie w próbkach badanych na rozciąganie oraz skrecanie. Mniej wrażliwe na powstanie lokalizacji odkształcenia są próbki poddane dynamicznemu sciskaniu.

Podstawowa doświadczalna metoda stosowana najczęściej dla określenia plastycznych właściwości metali w zakresie prędkości odkształcenia wyższych od 10^4s^{-1} jest metoda Direct Impact Compression Test (DICT), będąca modyfikacją znanej metody Hopkinson Pressure Bar (HPB) – modyfikacja ta polega na bezpośrednim uderzeniu pręta pocisku w badaną próbkę, oparta o sprężyste pret pomiarowy.

W obecnej pracy zaproponowano modyfikacje techniki (DICT) dająca możliwość znacznego podwyższenia osiąganych w doświadczeniu wielkości odkształcenia oraz prędkości odkształcenia. Przedstawiono opis i analizę proponowanej metody, w tym sposób pomiaru prędkości odkształcenia, odkształcenia i naprężenia. W przeprowadzonej analizie uwzględniono wpływ efektu tarcia na płaszczyznach czołowych próbki, sił bezwładności oraz adiabatycznego nagrzewania spowodowanego odkształceniem plastycznym w materiale próbki na dokładność wyników badań. Wskazano również na korzyści jakie dają zmiany zaproponowane w technice (DICT). W literaturze przedmiotu często nazwy „metoda (HPB)”, „metoda(DICT)”, zastępowane są przez „technika (HPB)”, „technika (DICT)”. W pracy przedstawiono też zbudowane w laboratorium IPPT PAN stanowisko do badań na dynamiczne sciskanie z zastosowaniem zmodyfikowanej techniki (DICT). Stanowisko pozwala prowadzić badania w zakresie prędkości odkształcenia $5 \times 10^3\text{s}^{-1}$ do 10^5s^{-1} . Dla sprawdzenia w praktyce doświadczalnej modyfikacji wprowadzonych w technice (DICT) wykonano badania stali konstrukcyjnej 34GS dla trzech wielkości efektywnej prędkości odkształcenia równych: $0.5 \times 10^4\text{s}^{-1}$, $3.46 \times 10^4\text{s}^{-1}$, $7.7 \times 10^4\text{s}^{-1}$; opis i wyniki badań zamieszczone są w pracy, w rozdziale 3.

Oprócz zmodyfikowanej techniki (DICT), w pracy przedstawiono również doświadczalne badania plastycznych właściwości, w szerokim zakresie prędkości odkształcenia, trzech wybranych stali konstrukcyjnych. Uzyskane wyniki w postaci zależności naprężenia od odkształcenia oraz naprężenia od prędkości odkształcenia

dla stali 34GS przedstawione sa w rozdziale 3 natomiast dla stali 18G2 i St3SX przedstawione sa w ostatnim, czwartym rozdziale pracy.

SPIS TRESCI

1. Wprowadzenie	7
2. Doswiadczalna metoda badania plastycznego plynienia metali i stopów w zakresie szybkich i superszybkich deformacji.	13
<i>Malinowski J. Z., Kowalewski Z. L.</i>	
2.1. Opis doswiadczalnej metody badan dla zakresu predkosci odkształcenia $5 \times 10^3 \text{s}^{-1} \div 10^5 \text{s}^{-1}$	13
2.1.1. Realizacja doswiadczenia – pomiar predkosci odkształcenia, odkształcenia i naprezenia	13
2.1.2. Wplyw ugiecia czola pocisku na wartosc mierzonego odkształcenia próbki.	20
2.1.3. Wplyw tarcia	21
2.1.4. Wplyw sil bezwladnosci	22
2.1.5. Wplyw adiabatycznego nagrzewania	25
2.2. Stanowisko do badan na sciskanie w zakresie predkosci odkształcenia $5 \times 10^3 \text{s}^{-1} \div 10^5 \text{s}^{-1}$	30
2.2.1. Urzadzenie główne.	33
3. Badania stali konstrukcyjnej 34GS w szerokim zakresie predkosci odkształcenia	41
<i>Malinowski J. Z., Kowalewski Z. L.</i>	
3.1. Badania stali 34GS na nowym urzadzeniu, zbudowanym dla zakresu predkosci odkształcenia $5 \times 10^3 \text{s}^{-1} \div 10^5 \text{s}^{-1}$	41
3.2. Okreslanie doswiadczalnych zaleznosci predkosci odkształcenia, odkształcenia i naprezenia od czasu.	47
3.3. Badania na zmodyfikowanym precie Hopkinsona dla predkosci odkształcenia $\sim 10^3 \text{s}^{-1}$	49
3.4. Badania na sciskanie w zakresie statycznym i quasi-statycznym ...	51
3.5. Konstytutywny model Johnsona-Cooka dla stali 34GS.	53
4. Badania stali konstrukcyjnych 18G2 oraz St3SX w szerokim zakresie predkosci odkształcenia	57
<i>Kruszka L.</i>	
4.1. Badania stali 18G2.	57
4.1.1. Charakterystyka stali oraz badanych próbek.	57
4.1.2. Wyniki badan statycznych i quasi-statycznych	58
4.1.3. Wyniki badan dynamicznych.	60

4.1.4.	Porównanie wyników badan statycznych i dynamicznych. .	63
4.2.	Badania stali St3SX.	65
4.2.1.	Charakterystyka stali oraz badanych próbek	65
4.2.2.	Wyniki badan statycznych i quasi-statycznych..	66
4.2.3.	Wyniki badan dynamicznych.	68
4.2.4.	Porównanie wyników badan statycznych i dynamicznych. ..	72
5.	Podsumowanie	75
	Dodatek	77
	Literatura	85

1. Wprowadzenie

Jak wynika z dotychczasowych badań doświadczalnych dla większości metali i stopów metali różnice w zachowaniu się podczas deformacji quasi-statycznej i dynamicznej są tak wyraźne, że nie można stosować wyników tylko badań quasi-statycznych do analizy zjawisk i rozwiązywania problemów dynamicznych. Badania zachowania się materiałów przy obciążeniach dynamicznych rozwinęły się szczególnie w ostatnich pięćdziesięciu latach. Przyczyna przyspieszonego rozwoju są potrzeby związane z bezpieczeństwem konstrukcji ochronnych oraz konstrukcji w energetyce atomowej, bezpieczeństwem pojazdów samochodowych, z problemami dynamiki zniszczenia materiałów w technice lotniczej, kosmicznej i wojskowej oraz penetracji z dużymi prędkościami w technice wojskowej. Również wysokie prędkości odkształcenia występują w technologicznych procesach obróbki i formowania metali, takich jak toczenie, wyciskanie i tłoczenie wybuchowe.

Dokładne obliczenia z zastosowaniem metod komputerowych mające na celu rozwiązanie wyżej wymienionych problemów wymagają oprócz korzystania z podstawowych praw mechaniki i fizyki również znajomości równań konstytutywnych materiałów. Równania konstytutywne nawet w uproszczonej formie zawierają kilka lub kilkanaście parametrów które należy określić doświadczalnie. Określenie tych parametrów dla wysokich prędkości deformacji, powyżej 10^4s^{-1} , stanowi poważny problem eksperymentalny. Jedną z istniejących przeszkód jest zjawisko lokalizacji odkształcenia w badanej próbce. Zjawisko to występuje szczególnie w próbkach rozciąganych i skręcanych w związku z czym najwyższe prędkości odkształcenia osiągnięte dotychczas w badaniach na rozciąganie i skręcanie wynoszą około 10^4s^{-1} . Ostatnio prędkości odkształcenia wyższe od 10^4s^{-1} udało się osiągnąć metodą rozpeczęcia piersieni. Mniej wrażliwe na powstanie lokalizacji odkształcenia są próbki poddane dynamicznemu sciskaniu. W próbce sciskanej lokalizacja odkształcenia w postaci pasm ścinania występuje dopiero przy wysokich, wynoszących około 50% wartościach odkształcenia.

Chociaż ze względu na postęp w elektronice i rejestracji szybkozmiennych procesów, eksperymentalne badania na sciskanie przy obciążeniach uderzeniowych są obecnie łatwiejsze do przeprowadzenia, nadal jeszcze możliwe jest udoskonalanie urządzenia badawczego zarówno pod względem konstrukcji mechanicznej jak i techniki pomiaru. Jedną ze stosowanych ostatnio w praktyce modyfikacji jest miniaturyzacja urządzenia badawczego, a szczególnie głównego układu tego urządzenia. Miniaturyzacja daje możliwości nie tylko znacznego zwiększenia prędkości odkształcenia, ale także zmniejszenia efektów bezwładności w kierunku podłużnym i poprzecznym w próbce. Koncepcja miniaturyzacji została wprowadzona również w obecnej pracy w celu osiągnięcia prędkości odkształcenia do 10^5s^{-1} .

Jedną z najczęściej stosowanych technik doświadczalnych w celu określenia lepko – plastycznych właściwości materiałów dla prędkości od $\sim 5 \times 10^2 \text{s}^{-1}$ do $\sim 10^4 \text{s}^{-1}$ jest urządzenie Kolsky'ego [1] (1949) nazywane Hopkinson Pressure Bar (HPB).

Zmodyfikowana wersja urządzenia Kolsky'ego została zaproponowana przez Lindholma [2] (1964) i jest używana dotychczas w wielu laboratoriach. Zmodyfikowane urządzenie składa się z wyrzutni pneumatycznej rozpedzającej pret pocisk, oraz preta pocisku, preta transmitującego i preta odbierającego. Poprzez modyfikacje, ograniczono stosowanie eksplozji do rozpedzania preta pocisku, jak również zastąpiono czujniki pojemnościowe do pomiaru przemieszczeń tensometrami elektrooporowymi. W urządzeniu, w obu jego wersjach, próbki o kształcie cylindrycznym są umieszczone pomiędzy sprężystymi pretami: transmitującym i odbierającym, podpierającym próbkę. Techniki (HPB) można stosować zarówno w badaniach na sciskanie [3, 4], jak też na rozciąganie [5, 6], skrecanie [7, 8] i scinanie [9, 10]. Mogą być stosowane urządzenia o różnej wielkości wymiarów. W badaniach na sciskanie, szczególnie próbek płaskich o małym stosunku długości do średnicy, istotny wpływ mogą mieć efekty tarcia i bezwładności. Istotnym ograniczeniem techniki (HPB) jest wartość granicy plastyczności preta transmitującego. Przy założeniu, że pret pocisk ma taką samą mechaniczną impedancję jak pret transmitujący maksymalna prędkość uderzenia może być oszacowana ze związku $V_m = 2s_y / C_0$ gdzie s_y , C_0 odpowiednio granica plastyczności, gęstość i prędkość fali sprężystej w smukłym przecie. Jeżeli pret pocisk i pret transmitujący wykonane są ze stali typu maraging o granicy plastyczności $s_y \sim 2,0\text{GPa}$ to wartość $V_m \sim 100\text{m/s}$ natomiast prędkość masowa w obydwu pretach wynosi $V \sim 50\text{m/s}$.

Dla uzyskania wyższych od 10^4s^{-1} prędkości odkształcenia Dharan i Hauser [11] wprowadzili modyfikację układu (HPB) polegającą na usunięciu preta transmitującego i bezpośrednim uderzeniu pocisku w próbkę opartą o pret odbierający. Modyfikacja ta umożliwiła zwiększenie prędkości odkształcenia i może być określona jako Direct Impact Compression Test (DICT). W pracy [11] badając próbki o długości od 6,35 do 1,6mm uzyskano prędkość odkształcenia w przebiegu procesu sciskania próbki od 4×10^3 do $1,2 \times 10^5\text{s}^{-1}$. Dla prędkości uderzenia 110m/s pocisku, mającego średnicę 8 razy większą od średnicy próbki, uzyskano średnią w procesie sciskania prędkość odkształcenia $2,5 \times 10^4\text{s}^{-1}$. Poprzez usunięcie preta transmitującego modyfikacja wprowadza jednak trudność określenia prędkości i przemieszczenia w kierunku osiowym uderzanego brzegu próbki a stąd trudność określenia zależności od czasu prędkości odkształcenia i odkształcenia próbki. Dla pokonania tej trudności w pracy [11] zastosowano w doświadczeniu pocisk o średnicy osmiokrotnie większej od średnicy próbki oraz przyjęto założenie, że pocisk jest idealnie sztywny. Pozwoliło to określić z pewnym przybliżeniem zależność prędkości odkształcenia i odkształcenia próbki od czasu.

Zrozumiałe jest, że usunięcie preta transmitującego oraz zmniejszenie wymiarów próbki pozwala uzyskać znaczny wzrost maximum nominalnej prędkości odkształcenia w eksperymentalnych badaniach z zastosowaniem techniki (DICT). Wartość nominalnej prędkości odkształcenia można z pewnym przybliżeniem określić jako $\dot{\epsilon}_n = V_0 / l_0$, gdzie V_0 jest prędkością pocisku w chwili zetknięcia się z próbką. Bardziej dokładną zależność określającą nominalną prędkość odkształcenia

próbki, badanej z zastosowaniem techniki (DICT) jest przedstawiona w dalszym ciągu pracy. Próbki o małych wymiarach mogą być stosowane zarówno w badaniach techniką (HPB) jak i techniką (DICT). Ze względu na celowość minimalizacji efektów tarcia i bezwładności stosunek poddanych zmniejszeniu początkowych wymiarów l_0/d_0 , długości do średnicy próbki, powinien mieć optymalną wartość i jak przedstawiono w pracach [3, 12, 13] zawierać się w granicach $0,3 < S_{opt} < 1,5$. Zmniejszenie wymiarów próbki powoduje konieczność zmniejszenia wymiarów całego, służącego do realizacji badań urządzenia. Kilka przykładów zmniejszenia wymiarów głównego układu urządzenia badawczego w technice (HPB), złożonego z preta pocisku i dwóch pretów sprężystych, zostało przedstawione w pracach [14, 15, 16]. Jedną z pierwszych prób miniaturyzacji była wykonana przez Lindholma i jest przedstawiona w pracy [14]. W celu podwyższenia maksymalnej wartości prędkości odkształcenia prety zostały wykonane ze stali „maraging” o bardzo wysokiej granicy plastyczności $\sim 2,5$ GPa. Otrzymano maksimum wartości prędkości odkształcenia dla aluminium i miedzi około $6 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$. Inny przykład miniaturyzacji układu (HPB) został przedstawiony w pracy [17] – uzyskano maksimum wartości prędkości odkształcenia około 10^5 s^{-1} . Układ (HPB) poddany miniaturyzacji posiada prety sprężyste o małej średnicy, co powoduje, że efekt dyspersji fal w tych pretach jest efektem drugiego rzędu. Dość wnikliwa analiza zmminiaturyzowanego układu (HPB) została przedstawiona ostatnio w pracy [18]. W poddanej analizie urządzeniu obydwa prety sprężyste oraz pret pocisk miały średnice 3,16 mm. Początkowe wymiary próbki były następujące: długość $l_0 = 1$ mm, stosunek $l_0/d_0 = 0,55$. Maksimum prędkości odkształcenia uzyskane dla badanych próbek stopu aluminium 6061 – T651 było $4,5 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$. W oparciu o uzyskane dotychczas i przedstawione w literaturze wyniki można ocenić, że zmminiaturyzowana technika (HPB) pozwala osiągnąć maksymalną, średnią w procesie sciskania próbki prędkość odkształcenia $\sim 5 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$.

Technika (DICT) w porównaniu z techniką (HPB) rozszerza zakres możliwych do osiągnięcia prędkości odkształcenia. Prędkość preta pocisku może zawierać się w zakresie od ~ 1 m/s do ~ 150 m/s, co dla próbki o długości $l_0 = 1$ mm daje zakres nominalnej prędkości odkształcenia od 10^3 s^{-1} do $1,5 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$. Obszerny przegląd techniki (DICT) został przedstawiony w pracy [19]. W technice (DICT) zarówno przy normalnych jak i zmminiaturyzowanych wymiarach urządzenia powstał problem jak określić zależność przemieszczenia w funkcji czasu dla powierzchni styku pocisk – próbka. Ten techniczny problem był rozwiązywany w różny sposób. Kilka przykładów rozwiązania jest przedstawionych poniżej. W początkowym okresie rozwoju techniki (DICT) w pracy [11] przyjęto założenie, że pret pocisk jest idealnie sztywny, natomiast w pracach [20, 21] przyjmując to samo założenie mierzono dodatkowo prędkość ruchu tylnego brzegu preta pocisku. W pracy [21] stosując średnicę preta odbierającego 12,5 mm oraz wymiary próbki $l_0 = 6,25$ mm i $d_0 = 6,25$ mm osiągnięto maksimum prędkości odkształcenia $5 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$. W pracy [15] dla pomiaru odkształcenia w technice (DICT) zastosowano bardzo szybka kamerę, wykonująca $10^6 \div 10^7$ zdjec/sek, wraz z układem optycznym formującym odpowiednio obraz sciskanej próbki. Pret odbierający w urządzeniu badawczym wykonany z

umocnionego stopu wolframu miał średnicę 3mm. Badano próbki o średnicy $1 \div 2$ mm oraz długości $0,5 \div 1$ mm. Wysoka wytrzymałość preta odbierającego pozwoliła badać próbki o wytrzymałości do 2GPa przy prędkości odkształcenia $\sim 5 \times 10^4 \text{s}^{-1}$. W pracy [22] w celu eliminacji dyspersji częstotliwościowej zastosowano analizę Fouriera w odniesieniu do impulsów fal mierzonych tensometrami elektrooporowymi. W pracy [16] wprowadzając dalszą miniaturyzację zastosowano pret odbierający o średnicy 1,5mm, co pozwoliło uzyskać maksimum prędkości $\sim 10^5 \text{s}^{-1}$. Duża miniaturyzacja zmniejsza efekt dyspersji fal w pocisku i w precie odbierającym a także efekt bezwładności próbki. Przy stosowaniu pretu pocisku i pretu odbierającego o tej samej mechanicznej impedancji oraz przy założeniu równowagi sił na obu płaszczyznach kontaktu próbki z pretami, dla określenia odkształcenia próbki wystarczy pomiar prędkości uderzenia pocisku oraz impulsu fali w precie odbierającym. Pret pocisk i pret transmitujący o tej samej mechanicznej impedancji dla uproszczenia pomiaru odkształcenia próbki zastosowano w pracach [16, 23].

Technika (DICT) ma również ważne znaczenie w badaniach wpływu skokowej zmiany prędkości odkształcenia na plastyczne płynięcie w warunkach obciążeń dynamicznych. Tego rodzaju badania mają istotne znaczenie dla poznania wpływu historii prędkości odkształcenia oraz rozwoju mikrostruktury materiału poddanego bardzo szybkiej deformacji. Urządzenie do badania wpływu skokowej zmiany prędkości odkształcenia technika (DICT) zostało zaproponowane w pracach J. Shiiri, K. Sakino, S. Santoh [24, 25]. Zastosowany w urządzeniu układ składa się z pretu pocisku o średnicy 10 lub 13mm, pretu odbierającego o średnicy 4mm oraz hamownika w postaci nasunietej na pret odbierający tulei o zewnętrznej średnicy 10 lub 13mm. Część próbki wystająca przed czoło tulei hamownika po uderzeniu przez pocisk ulega szybkiej deformacji, następnie pocisk po zetknięciu się z czołem tulei jest wyhamowany na krótkiej drodze. Badane próbki miały średnicę $d_0 = 2,0$ lub 1,5mm oraz długość $l_0 = 2,0$ lub 1,5mm. W doświadczeniach w procesie sciskania próbki stwierdzono wyraźną skokową zmianę prędkości czoła pocisku po zetknięciu się z czołem tulei hamownika. Uzyskana w takim układzie techniki (DICT) skokowa zmiana prędkości odkształcenia próbki wynosiła od $2 \times 10^4 \text{s}^{-1}$ do $1,5 \times 10^4 \text{s}^{-1}$.

Obecnie można w badaniach technika (DICT) stosować bardziej nowoczesną aparaturę pomiarową. Dla przykładu w Laboratorium (LPMM) w Metz University we Francji wprowadzono udoskonalenie w tej technice przez zastosowanie dwukanałowego bezkontaktowego czujnika przemieszczeń. Przetwornik optyczny w który wyposażony jest czujnik odbiera światło odbite od poruszających się białych i czarnych powierzchni. Powierzchnia sciskanej próbki pomalowana jest na biało natomiast część powierzchni pretu pocisku i pretu odbierającego na czarno. W ten sposób można zarejestrować na oscyloskopie dokładny przebieg przemieszczenia w funkcji czasu powierzchni kontaktu próbki z pretem pociskiem i z pretem transmitującym $U_A(t)$ i $U_B(t)$. Stąd można określić zmianę długości próbki $l_S(t) = U_A(t) - U_B(t)$ oraz odkształcenie próbki $e(t)$. Wyniki badań dla żelaza otrzymane z zastosowaniem tej metody pomiaru w zakresie prędkości odkształcenia do 10^4s^{-1} przedstawiono w pracy [26].

Najwyższe predkosci odkształcenia w zakresie $5 \times 10^4 \text{s}^{-1} \div 10^6 \text{s}^{-1}$ można osiągnąć techniką „Pressure – Shear Plate Impact Test” (PSPIT) zaproponowaną przez Clifton’a i przedstawiona w pracach [27, 28, 29]. W doświadczeniu realizowanym tą techniką, próbka o kształcie cienkiej, kołowej płyty, oparta na grubszej, sztywnej płycie i poruszająca się razem z nią uderza czołowo z dużą prędkością o drugą, sztywną płytę. W zależności od tego czy czoła płyt ustawione są prostopadle, czy skośnie do kierunku ruchu, w próbce powstaje stan sciskania lub też stan sciskania ze scinaniem. Do głównych badań doświadczalnych wykonanych z zastosowaniem tej metody należy zaliczyć badania przedstawione w pracach [30, 31, 32]. W pracach tych badając próbki o grubości od 0,13 do 0,3 mm wykonane z aluminium, miedzi, żelaza, stopu aluminium 6061 – T6 i 4340 steel, w zakresie odkształcenia 0 ÷ 15%, otrzymano prędkość odkształcenia od 5×10^4 do $3 \times 10^5 \text{s}^{-1}$ w zależności od materiału, grubości próbki, kąta nachylenia i prędkości zderzenia płyt. Najwyższą prędkość odkształcenia osiągnięto badając próbki o grubości 0,0016 mm otrzymane poprzez napylenie materiału na ruchomą płytę niosącą próbkę. Prędkość odkształcenia zawierała się w zakresie $10^6 \div 10^7 \text{s}^{-1}$. Jednakże należy podkreślić, jak to uczyniono w pracy [33], że zastosowane w metodzie „płyta – płyta” próbki wytwarzane technologią napyłania czy osadzania się par lub też próbki bardzo cienkie o małej ilości ziaren po grubości mają strukturę różniącą się od struktury badanego materiału i w związku z tym uzyskane wyniki badań mogą być kwestionowane.

Na podstawie przedstawionej powyżej w oparciu o literaturę oceny istniejących technik można przyjąć, że przy miniaturyzacji średnicy preta Hopkinsona do 3 mm oraz średnicy i długości próbki do 2 i 1 mm, osiągane maksymalne wartości wynoszą $\dot{\epsilon} \sim 5 \times 10^4 \text{s}^{-1}$ i $\epsilon \sim 30\%$. Przedstawiona w obecnej pracy, opracowana w wykonanym projekcie badawczym [34], doświadczalna metoda oparta na technice (DICT) pozwala prowadzić badania plastycznego płynięcia metali w zakresie prędkości odkształcenia $0,5 \times 10^4 \div 10^5 \text{s}^{-1}$ oraz wartości odkształcenia do 50%.

2. Doswiadczalna metoda badania plastycznego plyniecia metali i stopów metali w zakresie szybkich i super-szybkich deformacji

Dla uzyskania predkosci odkształcenia wyzszej od 10^4 s^{-1} w istniejacych, przedstawionych powyzej metodach wprowadzono dwie zmiany w stosunku do podstawowej, zaproponowanej przez Kolskiego w pracy [1] metody preta Hopkinsona.

Zmiany te sa nastepujace:

- zastosowano bezposrednie uderzenie pocisku – w postaci preta lub plyty – w próbce,
- zmniejszono znacznie dlugosc pomiarowa – odleglosc pomiedzy czolami walca lub kolowej plyty – próbek.

I tak dla uzyskania bardzo wysokich predkosci deformacji okolo 10^7 s^{-1} badano próbki o dlugosci pomiarowej zaledwie $0.0013 \div 0.002 \text{ mm}$ – swiadczy to, ze wplyw wymiaru próbek zostal juz praktycznie w calosci wykorzystany. Ponadto na podstawie opinii spotykanych w literaturze nalezy dodac, ze aby wyniki badan byly wiarygodne na dlugosci pomiarowej próbki powinno miec sie przynajmniej 8 ziaren. Jest to warunek ograniczajacy zmniejszenie wymiarów próbek.

Obydwe wymienione wyzej zmiany t. j. bezposrednie uderzenie pocisku w próbce oraz minimalizacja wymiarów sa stosowane w metodzie przedstawionej w obecnej pracy, opracowanej w projekcie badawczym [34].

Trzecim czynnikiem majacym wplyw na predkosc odkształcenia próbki jest predkosc uderzenia pocisku w próbce. Wykorzystanie tej mozliwosci jest jednak silnie ograniczone warunkiem koniecznym pozostania w stanie sprzystym uderzajacego w próbke pocisku i podpierajacego próbke sprzystego preta pomiarowego.

Dzieki uderzeniu z odpowiednio duza predkoscia bezposrednio w próbce w przedstawionych w pracy [11] badaniach uzyskano predkosc odkształcenia $2.5 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$. W badaniach tych pocisk o srednicy znacznie wiekszej od srednicy próbki pozostawal w stanie sprzystym, natomiast zniszczeniu poprzez odkształcenie plastyczne ulegal pret pomiarowy, podpierajacy próbke. Zderzenie preta pocisku z próbka, jesli pocisk posiada srednice ponad trzykrotnie wieksza od srednicy próbki moze byc z pewnym przyblizeniem modelowane – jak wynika z rozwiazan przedstawionych w pracach [35, 36] – jako wciskanie plaskiego stempla w pół-przestrzen. W takim przypadku odpornosc pocisku na odkształcenie plastyczne znacznie sie zwieksza.

W proponowanej obecnie metodzie przyieto stosunek srednicy preta pocisku do srednicy próbki równy 5.5. Zabezpieczono również pret pomiarowy podpierajacy próbke przed zniszczeniem w trakcie doswiadczenia przez rozpedzony pocisk. Osiagnieto to poprzez umieszczenie preta podpierajacego w obudowie o odpowiedniej konstrukcji, która utrzymuje pret w odpowiedniej pozycji, hamuje pret

pocisk i pochłaniania jego energii kinetyczna. Pret pomiarowy podpierający próbkę umieszczony w obudowie wraz z układem „laser-fotodiody” do pomiaru predkosci stanowi główne urządzenie, potrzebne do realizacji badan proponowana metoda. Urządzenie to będzie przedstawione w dalszym ciągu pracy, w rozdziale 2.2. W dotychczas przeprowadzonych, wymienionych wcześniej badaniach dla wysokich, przekraczających 10^4 s^{-1} predkosci odkształcenia nie został też właściwie rozwiązany pomiar odkształcenia próbki po uderzeniu przez pocisk. I tak w pracy [11] w celu określenia odkształcenia próbki przyjęto założenie, że predkosci przemieszczania się uderzonego brzegu próbki posiada stała wartosc, równa predkosci pocisku zmierzonej przed zderzeniem z próbka. W innych badaniach m. in. przedstawionych w pracy [15] stosowano bardzo szybkie kamery ($10^6 \div 10^7$ zdjec na sekunde) – a wiec i drogie, fotografujace obraz sciskanej przez pocisk próbki. W badaniach wykonanych w obecnym projekcie dla zmierzania predkosci uderzonego przez pocisk brzegu próbki zastosowano stosunkowo prosty układ pomiarowy skladajacy się z lasera oraz fotodiody. Swiatlo lasera przechodzi przez szczeliny, której szerokosc zmniejsza się o tyle o ile zmniejsza się dlugosc próbki i jest odbierane przez fotodiode. Budowa i dzialanie układu zostana przedstawione w pracy, w podrozdziałach 2.1.1 i 2.2.1. Układ ten dokladnie wyskalowany pozwala z wystarczajaca dokladnoscia okreslic srednia predkosci uderzonego brzegu próbki w okresie deformacji próbki przez pocisk.

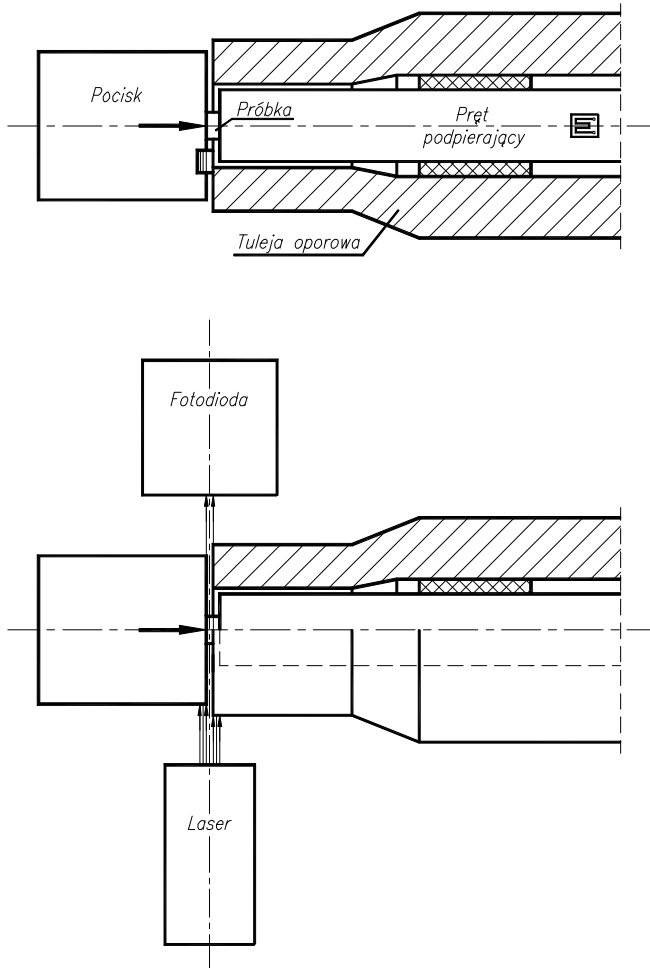
Tak wiec, w odniesieniu do dotychczas stosowanych, zaproponowana ponizej metoda daje mozliwosc zwiekszania predkosci pocisku, a zatem i predkosci odkształcenia próbki, bez powodowania zniszczenia preta podpierajacego próbke. Ponadto, zaproponowano stosunkowo prosty i wystarczajaco dokladny sposób pomiaru przyrostu deformacji próbki.

2.1. Opis doswiadczalnej metody badan dla zakresu predkosci odkształcenia $5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, 10^5 s^{-1}

2.1.1. Realizacja doswiadczenia - pomiar predkosci odkształcenia, odkształcenia i naprezenia

W realizacji doswiadczenia główny układ stanowi pocisk, próbka oraz pret odbierajacy, podpierajacy próbke. Układ ten przedstawiony jest na rys. 1. Pret pocisk o srednicy 11 mm i dlugosci 12,5, 25 lub 50 mm wyrzucony przez wyrzutnie pneumatyczna uderza w próbke o cylindrycznym ksztalcie. Dla wysokich, przekraczajacych 10^4 s^{-1} predkosci odkształcenia wskazane jest aby srednica próbki wynosila $1 \div 2$ mm natomiast dlugosc $0,5 \div 2$ mm. Próbka umieszczona jest na powierzchni czolowej preta podpierajacego, pokrytej cienka (okolo 0,01 mm) warstwa gestego smaru. Próbka mocno docisnieta przylega do tej powierzchni. Pret podpierajacy próbke posiada srednice 5,2 mm i dlugosc 243 mm. Jak przedstawiono na rys. 1 koniec preta z lozyskujaca tulejka z teflonu umieszczony jest wewnatrz

tulei oporowej. Czolo preta wraz z próbka moze byc ustawione w plaszczyznie czola tulei oporowej lub odsuniete do wewnatrz na odleglosc 0 ± 1 mm. Przy znanej dlugosci próbki od ustawienia odleglosci pomiedzy czolami preta i tulei oporowej zalezy w zasadniczym stopniu wielkosc maksymalnego odkształcenia próbki.



Rys. 1. Główny układ urządzenia do badań w zakresie superszybkich deformacji: pocisk, próbka, pręt transmitujący impuls naprężenia.

Zaleznosci predkosci odkształcenia i odkształcenia od czasu dla sciskanej przez pocisk próbki mozna okreslic jesli znane sa zaleznosci od czasu predkosci przemieszczania sie brzegów próbki uderzanego i podpartego. Początkowy okres procesu zderzenia (krótszy od $1\mu s$) jest zlozony i jego dokładna analiza wymaga dodatkowych badan, które wykraczaja poza zakres tej pracy. Dla warunków występujących w doswiadczeniu – przy duzo wiekszej srednicy, wytrzymałości materialu i masie pocisku w porównaniu do tych wielkości dla próbki – mozna przyjac w przyblizeniu, ze predkosci stykających sie czół pocisku i próbki od początku zderzenia sa równe. Zaniedbanie różnicy w predkosci brzegów pocisku i próbki w krótkim, początkowym okresie zderzenia, jak również specyfika pomiaru predkosci brzegu pocisku w doswiadczeniu, powoduje pewien bład w pomiarze odkształcenia próbki. Oszacowanie wielkości tego błędu jest przedstawione w następnym podrozdziale.

Podobnie jak sila wzajemnego oddziaływania pomiedzy pociskiem i próbka opóźnienie ruchu brzegu pocisku stykającego sie z próbka jest rosnaca funkcja czasu. Stad przyjmujac liniowy wzrost opóźnienia, opóźnienie $d_a=A_0t$, gdzie A_0 jest stala, która mozna okreslic z doswiadczenia.

Biorac powyższe pod uwage mozna otrzymac zaleznosc od czasu predkosci ruchu $V_a(t)$ stykających sie ze soba czół pocisku i próbki. Zmniejszenie sie predkosci $V_a(t)$ po uplywie czasu t mozna przedstawic następujaco:

$$\Delta V_a(t) = \int_0^t A_0 t dt = \frac{A_0}{2} t^2 \equiv At^2, \quad (1)$$

stad

$$V_a(t) = V_0 - \Delta V_a(t) = V_0 - At^2. \quad (2)$$

W otrzymanej zaleznosci (2) opisujacej predkosci ruchu uderzonego brzegu próbki jest oprócz zmierzonej, początkowej predkosci pocisku V_0 druga stala wielkosc A , która nalezy wyznaczyć na podstawie danych doswiadczalnych. Przyjmujac, ze okres trwania procesu sciskania próbki (dopóki pocisk nie zetknie sie z tuleja oporowa) jest równy T mozna korzystajac z zaleznosci (2) okreslic srednia predkosci uderzanego brzegu próbki w okresie T , oznaczona jako V_{sr} :

$$V_{sr} = \frac{1}{T} \int_0^T (V_0 - At^2) dt = V_0 - \frac{AT^2}{3}, \quad (3)$$

stad

$$A = \frac{3}{T^2} (V_0 - V_{sr}). \quad (4)$$

Jesli z doswiadczenia okreslone sa predkosci V_0 i V_{sr} oraz okres czasu T wartosc A moze byc wyznaczona z zaleznosci (4). Tak wiec zaleznosci (2) i (4) okreslaja predkosc przemieszczania sie uderzonego brzegu próbki.

Predkosc przemieszczania sie drugiego brzegu próbki, podpartego przez sprzysty pret pomiarowy moze byc wyznaczona stosunkowo prosto. W precie podpierajacym na skutek oddziaływania próbki propaguje sie sprzysta wzdluzna fala naprezenia. Dla fali tej istnieje nastepujaca zaleznosc pomiedzy predkoscia masowa $V_b(t)$, predkoscia propagacji fali sprzystej c oraz odkształceniem $\epsilon_b(t)$ w kierunku wzdluznym:

$$V_b(t) = c \epsilon_b(t). \quad (5)$$

Predkosc masowa $V_b(t)$ jest równa predkoscii przemieszczania sie podpartego brzegu próbki. Wielkosci c i $\epsilon_b(t)$ sa okreslone doswiadczalnie. Dla pomiaru odkształcenia $\epsilon_b(t)$ naklejone sa tensometry elektrooporowe na precie podpierajacym w odleglosci 37 mm od próbki, jak przedstawiono na rys.1.

Znajac predkosci przemieszczania sie brzegów mozna okreslic predkosc odkształcenia próbki

$$\dot{\epsilon} = \frac{V_a(t) - V_b(t)}{l_0}, \quad (6)$$

gdzie l_0 jest poczatkowa dlugoscia próbki. Podstawiajac zaleznosci (2), (4) i (5) do zaleznosci (6) otrzymuje sie:

$$\dot{\epsilon}(t) = \frac{V_0}{l_0} - \frac{3(V_0 - V_{sr})}{l_0} \frac{t^2}{T^2} - \frac{c}{l_0} \epsilon_b(t). \quad (7)$$

Stad poprzez calkowanie $\dot{\epsilon}(t)$ otrzymuje sie wyrazenie okreslajace odkształcenie próbki $\epsilon(t)$

$$\epsilon(t) = \int_0^t \dot{\epsilon}(t) dt = \frac{V_0}{l_0} t - \frac{(V_0 - V_{sr})}{l_0} \frac{t^3}{T^2} - \frac{c}{l_0} \int_0^t \epsilon_b(t) dt. \quad (8)$$

Zmierzone w precie podpierajacym, wywolane propagujaca sie fala sprzysta odkształcenie $\varepsilon_b(t)$ pozwala okreslic naprezenie w precie $\sigma_b(t)$ a nastepnie sile nacisku $P_b(t)$ pomiedzy pretem i próbka oraz na tej podstawie naprezenie sciskajace próbke $\sigma(t)$. Wymienione wyzej wielkosci mozna okreslic z nastepujacych zaleznosci:

$$\sigma_b(t) = \rho c^2 \varepsilon_b(t), \quad (9)$$

$$P_b(t) = \rho c^2 \varepsilon_b(t) \frac{\pi D^2}{4}, \quad (10)$$

$$\sigma(t) = \rho c^2 \varepsilon_b(t) \left(\frac{D}{d_0} \right)^2 [1 - \varepsilon(t)]. \quad (11)$$

W powyzzszych wyrazeniach ρ , D i d_0 oznaczaja odpowiednio gestosc materialu i srednice preta podpierajacego oraz poczatkowa srednice próbki.

Tak wiec jesli wyznaczone sa z doswiadczenia wartosci:

- predkosci V_0 i V_{sr} ,
- okresu czasu T ,
- odkształcenia $\varepsilon_b(t)$ impulsu fali sprzystej w precie podpierajacym
- danych materialowych ρ , c i srednicy D preta podpierajacego,
- poczatkowych wymiarow próbki l_0 , d_0 ,

- to korzystajac z zaleznosci (7), (8) i (11) mozna okreslic predkosc odkształcenia $\dot{\varepsilon}(t)$, odkształcenie $\varepsilon(t)$ i naprezenie $\sigma(t)$ dla badanej próbki.

Dla pomiaru sredniej predkosci V_{sr} zastosowano ukklad dioda laserowa – fotodiody, tak jak przedstawiono na rys.1. Promien swiatla diody laserowej przechodzi przez szczeline pomiedzy ruchoma plaszczyna czola pocisku i nieruchoma plaszczyna czola tulei oporowej i wywoluje impuls z fotodiody. Mierzacy predkosc ruchu czól pocisku i próbki impuls z fotodiody oraz mierzacy sile nacisku na próbke impuls z tensometrów przedstawione sa na rys.2 na oscylogramie otrzymanym dla jednej z badanych próbek. Wielkosc rejestrowanego na oscyloskopie impulsu z fotodiody jest w przyblizeniu proporcjonalna do szerokosci szczeliny. Zaleznosc pomiedzy wielkoscia impulsu i szerokoscia szczeliny jest okreslona poprzez skalowanie w warunkach statycznych dla szerokosci szczeliny $0.5 \div 0.05$ mm.

Srednia predkosc V_{sr} moze byc tez okreslona w przyblizeniu z równania bilansu energii i porównana z wartoscia V_{sr} otrzymana z pomiaru. Traktujac pocisk jako

ciało sztywne można porównać wartość spadku jego energii kinetycznej z pracą potrzebną do odkształcenia próbki

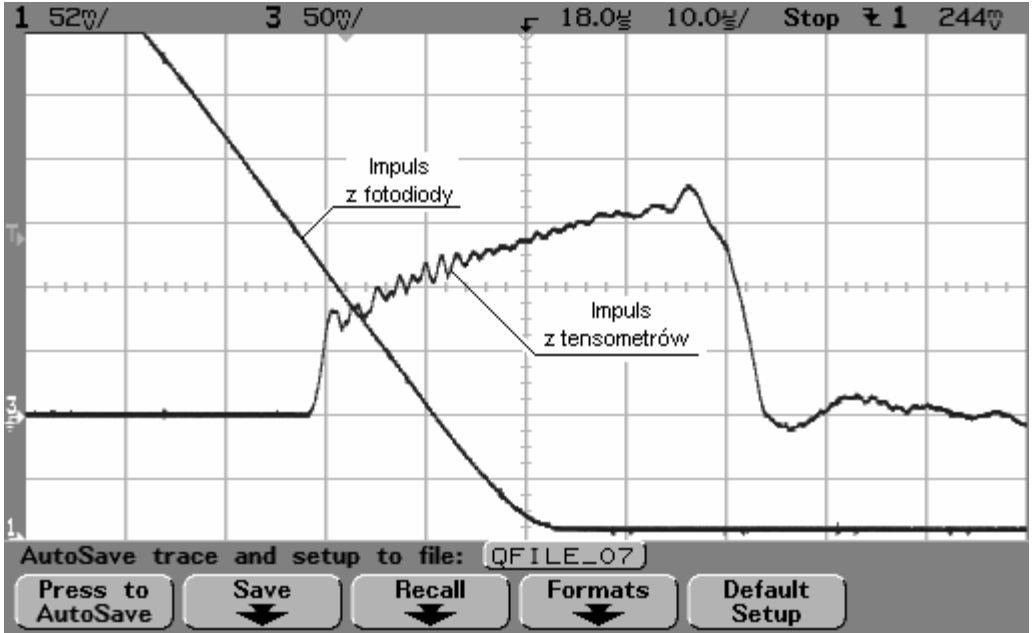
$$\frac{M}{2} [V_0^2 - V_a^2(T)] = (P_b)_{sr} \times \Delta l = \left[\frac{1}{T} \int_0^T P_b(t) dt \right] \times \Delta l, \quad (12)$$

gdzie M oznacza masę pocisku, $V_a(T)$ jest prędkością czoła pocisku dla czasu $t=T$ (określona przez zależności (2) i (4)), $P_b(t)$ jest określone przez zależność (10), $(P_b)_{sr}$ jest średnią wartością siły $P_b(t)$ w okresie czasu $0 \div T$, natomiast Δl jest zmniejszeniem się długości próbki spowodowanym działaniem siły $P_b(t)$. Oznaczając pracę potrzebną do odkształcenia próbki jako W oraz uwzględniając zależności (2), (3) i (4) można równanie (12) przedstawić w postaci:

$$3 \left(\frac{V_{sr}}{V_0} \right)^2 - 4 \left(\frac{V_{sr}}{V_0} \right) + C = 0, \quad (13)$$

gdzie

$$C = 1 + \frac{2}{3} \frac{W}{MV_0^2}. \quad (14)$$



Rys. 2. Oscylogram pomiaru predkosci ruchu uderzanego czola próbki oraz sily nacisku na próbke.

Z rozwiazania równania (13) wynika zaleznosc

$$\frac{V_{sr}}{V_0} = \frac{2}{3} + \frac{1}{3} \sqrt{4 - 3C}, \quad (15)$$

z której w przypadku granicznym gdy praca odkształcenia próbki $W=0$ i $C=1$ (brak oporu próbki) otrzymuje się poprawny rezultat $V_{sr} = V_0$. W przeprowadzonych badaniach porównanie wartości predkosci V_{sr} pomierzonej z wartoscia okreslona z zaleznosci (15) wykazywalo dobra zgodnosc. Pomiedzy predkoscia srednia pocisku V_{sr} , okresem czasu T i skróceniem próbki Δl istnieje oczywisty zwiazek z którego mozna okreslic czas T :

$$T = \frac{\Delta l}{V_{sr}}. \quad (16)$$

Z pewnym przyblizeniem wartosc T moze byc wyznaczona na podstawie zarejestrowanego impulsu z fotodiody. Jednakze dla bardzo waskiej szczeliny o szerokosci $0 \div 0.05$ mm pomiar jest utrudniony i trudno jest okreslic punkt w czasie w którym nastepuje zamkniecie sie szczeliny miedzy pociskiem i tuleja oporowa. Dla ulatwienia i uscislenia pomiaru wartosci V_{sr} i T mozna zastosowac tensometr naklejony na zewnetrznej powierzchni tulei oporowej – wówczas zostanie na oscyloskopie zarejestrowany bezposrednio czas zetkniecia sie czól pocisku i tulei.

2.1.2. Wplyw ugiecia czola pocisku na wartosc mierzonego odkształcenia próbki

W poczatkowym okresie zderzenia, zewnetrzna, nie stykajaca sie z próbka czesc czola pocisku, nie doznajac oporu, przemieszcza sie szybciej i wysuwa sie przed czesc centralna. W doswiadczeniu z powodu braku dostepu do czola próbki oraz do czesci centralnej czola pocisku mierzona jest predkosc czesci zewnetrznej czola pocisku, nie stykajacej sie z próbka. Wynik pomiaru jako predkosc srednia V_{sr} uderzanego brzegu próbki w okresie deformacji $0 < t < T$ sluzzy do wyznaczenia z zaleznosci (8) odkształcenia próbki $\epsilon(t)$. Biorac powyzsze pod uwage, trzeba uwzglednic, ze otrzymana w ten sposob wartosc $\epsilon(t)$ jest w niewielkim stopniu wyzsza od rzeczywistej. Wartosc tej nadwyzki odkształcenia w mierze nominalnej wynosi:

$$\epsilon(t) = \frac{w(t)}{l_0}, \text{ gdzie}$$

$w(t)$ jest wielkoscia ugiecia centralnej czesci czola pocisku pod naporem próbki, a l_0 jest poczatkowa dlugoscia próbki. Przy duzo wiekszej srednicy pocisku od srednicy próbki, wielkosc ugiecia $w(t)$ mozna z pewnym przyblizeniem okreslic jako wielkosc ugiecia półprzestrzeni sprzystej, obciazonej quasistatycznie cisnieniem równym cisnieniu próbki na pocisk, dzialajacym na powierzchni kola o promieniu próbki. Zaleznosc okreslajaca ugiecie tak obciazonej półprzestrzeni sprzystej jest przedstawiona w pracy [37] w nastepujacej postaci:

$$w(t)_{r=a} = \frac{4(1 - \nu^2)p(t)a}{pE}, \text{ gdzie}$$

a – promien kola, na którym przylozone jest cisnienie (równy promieniowi próbki),

$p(t)$ – cisnienie na powierzchni kola (srednie cisnienie próbki na pocisk),

ν - współczynnik Poissona

E – modul sprzystosci wzdluznej Younga dla obciazonej półprzestrzeni (zastepujacej pocisk).

Dla pocisku i próbki zderzajacych sie w wykonanych badaniach mozna przyjac wartosci a , ν , E oraz p ($\sim 1\mu s$) odpowiednio: 1mm, 0.3, 210000 MPa, 1000 MPa.

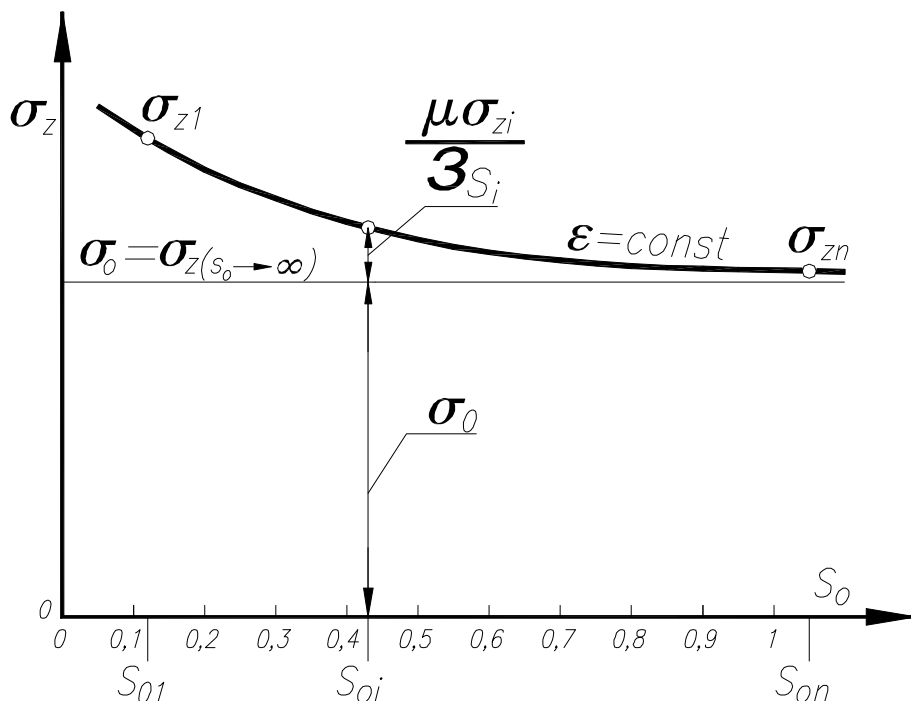
Dla tych danych z przedstawionej powyzej zaleznosci otrzymuje sie wartosc $w=0,0055\text{mm}$ oraz dla próbki o dlugosci $l_0=1\text{mm}$ wartosc nadwyzki odkształcenia 0,55%. Dla określonej z wyników doswiadczenia krzywej umocnienia $\sigma(\epsilon)$ taka różnica w wartosci odkształcenia ma znaczenie tylko w zakresie malych (do 5%) odkształcen – powoduje zmniejszenie o okolo 3% wartosci naprezenia $\sigma(\epsilon)$ – natomiast dla odkształcen $\epsilon>5\%$ nie ma istotnego wplywu na przebieg krzywej $\sigma(\epsilon)$.

2.1.3. Wplyw tarcia

Wplyw efektu tarcia na powierzchniach kontaktu w próbie quasi-statycznego i dynamicznego sciskania byl badany m. in. w pracach [38, 13]. Również autorzy obecnego projektu w pracach [12, 39, 40] zajmowali sie tym problemem. Z przeprowadzonej w pracach [12, 39, 40] analizy energetycznej procesu sciskania próbki wynika ze pomiedzy mierzonym w doswiadczeniu naprezeniem sciskajacym próbke σ_z , rzeczywistym naprezeniem plastycznego plyniecia σ_0 , współczynnikiem tarcia m stosunkiem wysokosci do srednicy próbki w chwili poczatkowej $s_0 = h_0/d_0$ oraz odkształceniem próbki $\epsilon = (h_0 - h)/h_0$ istnieje nastepujaca zaleznosc:

$$\sigma_z = \sigma_0 + \frac{\mu\sigma_z}{3s_0} (1 - \epsilon)^{-\frac{3}{2}}. \quad (17)$$

Na rys. 3 przedstawiona jest krzywa $\sigma_z(s_0)$ dla $e=\text{const}$. ilustrujaca wplyw efektu tarcia. Jest widoczne, ze wplyw tarcia jest maly dla duzych wartosci s_0 . Również ze zwiększaniem sie odkształcenia e zmniejsza sie współczynnik tarcia m co powoduje zmniejszanie sie efektu tarcia. Jesli przyjac wartosc $m=0.06$ dla zakresu odkształcenia próbki $0 \div 0.25$ wówczas dla wydłużonych próbek o $s_0 \approx 1$ otrzymuje sie, ze spowodowany tarcie przyrost naprezen sciskajacych nie przekracza 3%. W praktyce doswiadczalnych badan na sciskanie celowe jest zbadanie próbek o trzech różnych wartosciach stosunku wymiarów s_0 , np. 0.3, 0.6, 1. Uzyskane wyniki w postaci krzywych $\sigma_z(s_0)$ dla $e=\text{const}$ pozwola ocenic wplyw efektu tarcia oraz okreslic w oparciu o zaleznosc (17) naprezenia plastycznego plyniecia $\sigma_0(e)$.



Rys. 3. Obserwowana doswiadczalnie zaleznosc naprezenia sciskajacego s_z od stosunku wymiarow próbki $s_0 = h_0 / d_0$.

2.1.4. Wplyw sil bezwladnosci

Jesli pocisk uderza w próbke z predkoscia kilkadziesiat metrow na sekunde czastki materialu próbki w bardzo krótkim czasie – od kilku do kilkadziesieciu ms – nabieraja znacznych predkosci. W zwiazku z tym material próbki podlega dzialaniu sil bezwladnosci zarowno w kierunku podluznym (osiowym) jak i w kierunku poprzecznym (promieniowym). Dzialanie tych sil zwieksza opór na sciskanie i powoduje pewien wzrost mierzonej w doswiadczeniu sily sciskajacej.

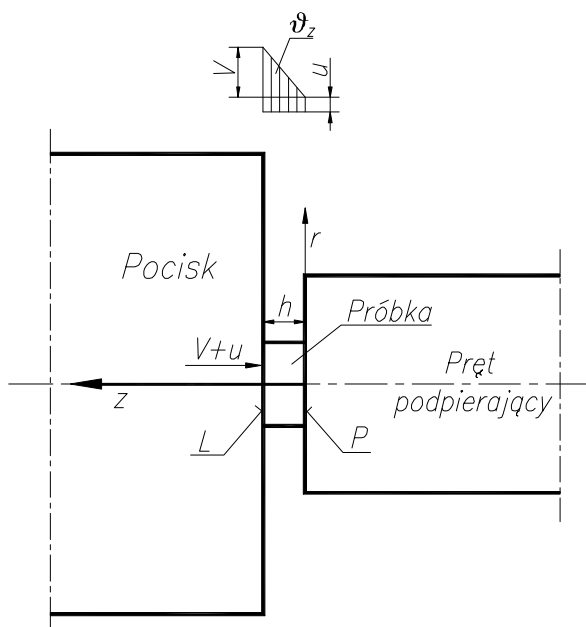
Ocena wplywu sil bezwladnosci w doswiadczalnych, dynamicznych badaniach na sciskanie zajmowano sie wczesniej w pracach [41, 42]. Opierajac sie na tych wymienionych pracach oraz glównie na wlasnych pracach [12, 39, 43] autorzy projektu badawczego [34] stosujac energetyczna metode analizy procesu sciskania

próbki uzyskali zaleznosci pozwalajace ocenic wplyw sil bezwladnosc. Zaleznosci te oraz sposob ich wyrowadzenia zostana przedstawione ponizej.

Dodatkowa praca wywolana tarcie i bezwladnoscia podczas pewnego przyrostu odkszaltczenia w próbce jest równa sumie

$$\Delta E = \Delta E_T + \Delta E_K^R + \Delta E_K^Z, \quad (18)$$

gdzie E_T jest praca spowodowana tarcie na powierzchniach kontaktu, E_K^R i E_K^Z przedstawiaja składowe energii kinetycznej w kierunku poprzecznym i podluznym. Równanie bilansu energii (18) przyjeto jako podstawe energetycznej analizy dynamicznego procesu sciskania. Uwzgledniajac w tym równaniu po prawej stronie tylko prace tarcia ΔE_T otrzymuje sie po przekszaltczeniach przedstawiona wczesniej zaleznosc (17). Przyjmujac pokazany na rys. 4 model rozkladu predkosci masowej w próbce



Rys. 4. Rozklad predkosci masowej w próbce, przyjety w analizie wplywu sil bezwladnosc.

$$\vartheta_z = -\left(\frac{zV}{h} + u\right), \quad \vartheta_r = \frac{rV}{2h}, \quad (19)$$

mozna otrzymac zaleznosci na przyrosty skladowych energii kinetycznej ΔE_K^R i ΔE_K^Z oraz spowodowany tarciem i bezwladnoscia przyrost pracy ΔE potrzebnej do odkształcenia próbki.

Korzystajac z równania zachowania energii (18), zakladajac rozklad predkosci masowej w próbce, wyrazony zaleznosciami (19) oraz korzystajac z równania ruchu w kierunku z

$$\frac{\partial \sigma_z}{\partial z} = \rho \frac{\partial \vartheta_z}{\partial t}, \quad (20)$$

otrzymuje sie nastepujace zaleznosci pomiedzy naprezeniami na brzegach próbki σ_L i σ_P oraz naprezeniem plastycznego plyniecia σ_0 , predkoscia i przyspieszeniem odkształcenia $\dot{\epsilon}$ i $\ddot{\epsilon}$:

$$\sigma_0 - \sigma_P = \rho \left(\frac{h^2}{6} - \frac{a^2}{8} \right) \ddot{\epsilon} + \rho \left(\frac{a^2}{16} + \frac{h^2}{6} \right) \dot{\epsilon}^2, \quad (21)$$

$$\sigma_0 - \sigma_L = -\rho \left(\frac{h^2}{3} + \frac{a^2}{8} \right) \ddot{\epsilon} + \rho \left(\frac{a^2}{16} - \frac{h^2}{3} \right) \dot{\epsilon}^2, \quad (22)$$

$$\sigma_0 - \frac{1}{2}(\sigma_L + \sigma_P) = -\rho \left(\frac{h^2}{12} + \frac{a^2}{8} \right) \ddot{\epsilon} + \rho \left(\frac{a^2}{16} - \frac{h^2}{12} \right) \dot{\epsilon}^2, \quad (23)$$

$$\sigma_L - \sigma_P = \rho \frac{h^2}{2} \ddot{\epsilon} + \rho \frac{h^2}{2} \dot{\epsilon}^2, \quad (24)$$

gdzie a i h oznaczaja aktualny zewnetrzny promien i aktualna wysokosc próbki, oraz

$$\dot{\epsilon} = -\frac{V}{h}, \quad \ddot{\epsilon} = -\left(\frac{1}{h} \frac{dV}{dt} + \frac{V^2}{h^2}\right). \quad (25)$$

Powyzsze zaleznosci przedstawiaja wplyw sil bezwladnosci bez efektu tarcia na powierzchniach kontaktu.

Bezwladnosc materialu oraz falowy charakter oddziaływania pomiedzy pociskiem, próbka i pretem podpierajacym powoduja pewna niejednorodnosc stanu odkształcenia i naprezenia w próbce w czasie procesu deformacji. Zagadnieniem tym zajmowano sie dotychczas w pracach [42, 43] a takze w pracy [44]. Efektem niejednorodnosci jest różnica w naprezeniach ($\sigma_L - \sigma_P$) na obciazonym i podpartym brzegu próbki, okreslona zaleznoscia (24). Jak wynika z tej zaleznosci różnica w naprezeniach ($\sigma_L - \sigma_P$) jest tym wieksza im wieksza jest dlugosc h i gestosc materialu próbki ρ , a takze im wieksze sa wartosci predkosci $\dot{\epsilon}$ i przyspieszenia $\ddot{\epsilon}$.

Na krzywej umocnienia $\sigma(\epsilon)$ wyznaczonej w badaniach na sciskanie metoda zmodyfikowanego preta Hopkinsona jak tez metoda zaproponowana w niniejszym projekcie badawczym wystepuja zwykle oscylacje spowodowane efektami bezwladnosci szczególnie efektem bezwladnosci poprzecznej. Bertholf i Karnes w pracy [42] wykazali, ze oscylacje sa tym wieksze, im krótszy jest czas narastania impulsu obciazajacego próbke. W oparciu o zaleznosc (23) mozna rowniez stwierdzic, ze oscylacje na krzywej umocnienia $\sigma(\epsilon)$ sa tym wieksze im wieksze sa wartosci ρ , h , $\dot{\epsilon}$, $\ddot{\epsilon}$ oraz im wieksza jest wartosc a gdy spelniony jest warunek $\ddot{\epsilon} > \frac{1}{2}\dot{\epsilon}^2$.

2.1.5. Wplyw adiabatycznego nagrzewania

Oprócz tarcia i bezwladnosci zjawiskiem majacym wplyw na dokladnosc zaleznosci $\sigma(\epsilon)$, okreslonych przy wysokich predkosciach odkształcenia, jest termiczne oslabienie materialu próbki, spowodowane adiabatycznym nagrzewaniem. Adiabatyczne nagrzewanie jest wynikiem przemiany pracy plastycznej w energie termiczna. Energia termiczna przyczynia sie do rozwoju procesow powodujacych uszkodzenia w strukturze materialu co w konsekwencji prowadzi do zmniejszenia modulu umocnienia oraz zmniejszenia naprezen plastycznego plyniecia. Przy dodatniej wzraliwosci materialu na predkosc odkształcenia efekt oslabienia termicznego wzrasta ze wzrostem predkosci odkształcenia. W procesie sciskania, w zaawansowanym stanie odkształcenia powstaje forma mechanicznej niestatecznosci w postaci adiabatycznych pasm scinania (Adiabatic Shear Bands) [45, 46, 47] prowadzaca do zniszczenia. Poniewaz dla predkosci odkształcenia $\dot{\epsilon}_s < 10s^{-1}$ plastyczna deformacja jest praktycznie izotermiczna, natomiast dla predkosci odkształcenia $\dot{\epsilon}_a > 100$ adiabatyczna, porównanie zaleznosci $s(\epsilon)$ okreslonych dla

predkosci $\dot{\epsilon}_s$ i $\dot{\epsilon}_d$ wymaga uwzglednienia dla predkosci $\dot{\epsilon}_d$ efektu adiabatycznego nagrzewania. Ponizej przedstawiona jest procedura pozwalajaca otrzymac izotermiczna zaleznosc $s(\epsilon)$ na podstawie okreslonej doswiadczalnie zaleznosci $s(\epsilon)$ dla warunkow adiabatycznej deformacji.

Rownanie przewodnictwa ciepla z wewnetrznymi zrodlami, z zastosowaniem do dynamicznej plastycznosci posiada postac

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \beta s(\epsilon_p, \dot{\epsilon}, T) \frac{\partial \epsilon_p}{\partial t} - \rho \frac{\partial^2 T}{\partial x_1^2}, \quad (26)$$

gdzie ρ , C_p , β i ρ oznaczaja odpowiednio, gestosc, cieplo wlasciwe, wspolczynnik Taylor'a-Quinney'a i przewodnosc cieplna, natomiast ϵ_p i σ sa odpowiednio odkształceniem plastycznym i rzeczywistym naprezeniem. W procesach szybkiej plastycznej deformacji mozna zalozyc, ze przewodnosc cieplna $\rho = 0$ co stwarza warunki adiabatycznej deformacji i rownanie (26) redukuje sie do rownania różniczkowego pierwszego rzędu.

$$\frac{dT}{d\epsilon_p} = \frac{\beta}{\rho(T_0) C_p(T_0)} s(\epsilon_p, \dot{\epsilon}, T). \quad (27)$$

Po wykonaniu calkowania rownania (27)

$$\rho T_A(\epsilon_p)_{\dot{\epsilon}, T} \approx \frac{\beta}{\rho(T_0) C_p(T_0)} \int_0^{\epsilon_{pm}} s[\rho, T_0] d\rho, \quad (28)$$

gdzie $\Delta T_A = T - T_0$ jest przyrostem temperatury podczas adiabatycznej deformacji, T_0 jest temperatura poczatkowa natomiast ϵ_{pm} jest maksymalnym, plastycznym odkształceniem, w rozpatrywanym zakresie odkształcenia. Dla wiekszosci metali i stopow wartosci modulu stycznego $(d\sigma/d\epsilon_p)_A$ w funkcji odkształcenia sa mniejsze dla deformacji w warunkach adiabatycznych niz izotermicznych. W zwiazku z tym jesli zaleznosc konstytutywna jest okreslona w ogólnej formie

$$s = f(\dot{\epsilon}, \epsilon, T) \quad (29)$$

i $\Delta T_A(\epsilon_{pm})$ jest okreslona z rownania (28), różnice w naprezeniach dla warunkow izotermicznych i adiabatycznych mozna przedstawic nastepujaco:

$$\sigma_T = \sigma_T(\epsilon, \dot{\epsilon}, T_0) - \sigma_A[\epsilon, \dot{\epsilon}, (T_0 + \Delta T_A(\epsilon))], \quad (30)$$

gdzie σ_T i σ_A oznaczaja odpowiednio naprezienia w warunkach izotermicznych i adiabatycznych.

Tak wiec jesli z doswiadczalnych badan znana jest zaleznosc $\sigma_A[\epsilon, \dot{\epsilon}, (T_0 + \Delta T_A(\epsilon))]$ mozna z równania (30) okreslic zaleznosc naprezienia $\sigma_T(\epsilon, \dot{\epsilon}, T_0)$ dla warunków izotermicznych. Jednakze potrzebna jest znajomosc dokladnej postaci konstytutywnego równania (29) a wiec musza byc znane wartosci wszystkich stalych wystepujacych w tym równaniu. Prosta metoda okreslenia górnej granicy wartosci ΔS jest doswiadczalny pomiar zmniejszenia sie wartosci naprezienia plastycznego plyniecia, spowodowanego wzrostem temperatury ΔT . Efekt ten mozna przedstawic w formie współczynnika o stalej wartosci, dla pewnego przedzialu temperatury i dla okreslonych stalych wartosci odkształcenia i predkosci odkształcenia

$$J = \left(\frac{\partial s}{\partial T} \right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \left[\frac{\text{MPa}}{\text{K}} \right]. \quad (31)$$

Jak przedstawiono w pracy [45] typowe wartosci współczynnika J wzraliwosci na temperature zawieraja sie w granicach $-1 \text{MPa/K} < J < -3 \text{MPa/K}$. Wartosc wynikajacej z równania (30) różnicy w naprezeniach ΔS , spowodowanej wzrostem temperatury w warunkach adiabatycznych mozna przedstawic w postaci:

$$Ds(e_p) = J DT_A(e_p)_{\dot{\epsilon}, T}. \quad (32)$$

Doswiadczalne wyniki dla stali wskazuja, ze współczynnik wzraliwosci na temperature J jest prawie staly w zakresie temperatur bliskich temperaturze pokojowej od 250K do 320K, ale – jak przedstawiono w pracy [45] – tylko dla stali nie wykazujacych dynamicznego starzenia odkształceniowego. Wskazuje to, ze J nie zalezy w wiekszym stopniu od predkosci odkształcenia.

Dla przykladu wzraliwosc na temperature J moze byc okreslona dla stali 34GS na podstawie badan doswiadczalnych przeprowadzonych technika SHPB, przedstawionych w pracy [48]. Doswiadczalne wyniki w postaci zaleznosci $\sigma(T)_{\epsilon, \dot{\epsilon}}$ oraz $\sigma_y(T)_{\epsilon, \dot{\epsilon}}$ uzyskane w pracy [48] dla predkosci odkształcenia 10^3 s^{-1} i w zakresie temperatur od 190 K do 470 K zamieszczone sa na rys. 5.

Zgodnie z oczekiwaniem granica plastycznosci $\sigma_y(T)$ jak również naprezienie plastycznego plyniecia $\sigma(T)$ dla wartosci $e = 0.1$ zmniejszaja sie prawie liniowo

ze wzrostem temperatury. Wrazliwosc na temperature jest stosunkowo mala, $J \approx -0.8 \text{ MPa/K}$. Dla okreslenia wartosci spadku naprezenia ΔS spowodowanego adiabatycznym nagrzewaniem mozna zalozyc w przyblizeniu, ze naprezenia plastycznego plynienia przy stalej predkosci odkształcenia jest liniowa funkcja odkształcenia

$$s(\epsilon)_{\dot{\epsilon}} = (s_y + E_s \epsilon) f(\dot{\epsilon}) \quad \text{dla } \epsilon \approx \epsilon_p, \quad (33)$$

gdzie σ_y i E_s sa odpowiednio granica plastycznosci i usrednionym modulem umocnienia, $f(\dot{\epsilon})$ jest uogólniona rosnaca funkcja predkosci odkształcenia. Podstawiajac zaleznosc (33) do równania (27) otrzymuje sie

$$T_A(\epsilon)_{\dot{\epsilon}} \approx \frac{B f(\dot{\epsilon})}{C_p(T_0)} \int_0^{\epsilon} (s_y + E_s \epsilon) d\epsilon. \quad (34)$$

Po scalkowaniu równania (34) przyrost temperatury spowodowany plastyczna deformacja w warunkach adiabatycznych mozna przedstawić w postaci zaleznosci

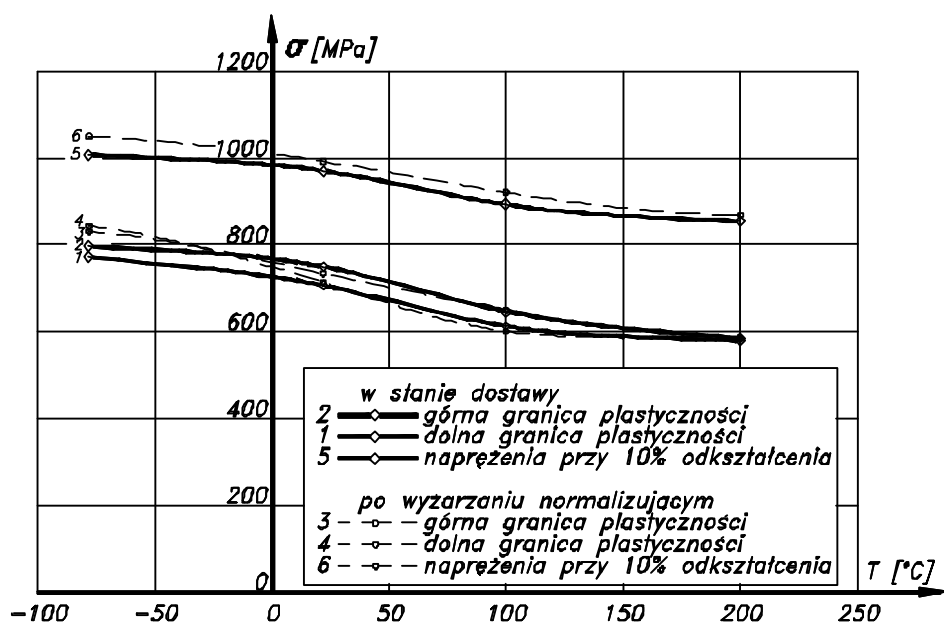
$$T_A(\epsilon)_{\dot{\epsilon}} \approx \frac{B f(\dot{\epsilon})}{C_p(T_0)} \left(s_y \epsilon + \frac{1}{2} E_s \epsilon^2 \right). \quad (35)$$

W rezultacie wstawiajac zaleznosc (35) do równania (32) mozna okreslic zmniejszenie sie naprezenia plastycznego plynienia, spowodowane adiabatycznym nagrzewaniem

$$s(\epsilon)_{\dot{\epsilon}} \approx \frac{J B f(\dot{\epsilon})}{C_p(T_0)} \left(s_y \epsilon + \frac{1}{2} E_s \epsilon^2 \right). \quad (36)$$

Uwzgledniajac, ze $\sigma_y + \frac{1}{2} E_s \epsilon \approx \sigma(\epsilon)$ mozna zaleznosc (36) przedstawić w nastepujacej formie:

$$s(\epsilon)_{\dot{\epsilon}} \approx \frac{J B s_o f(\dot{\epsilon}) \epsilon}{C_p(T_0)} \quad \text{lub} \quad s(\epsilon)_{\dot{\epsilon}} \approx A s_o \epsilon f(\dot{\epsilon}). \quad (37)$$

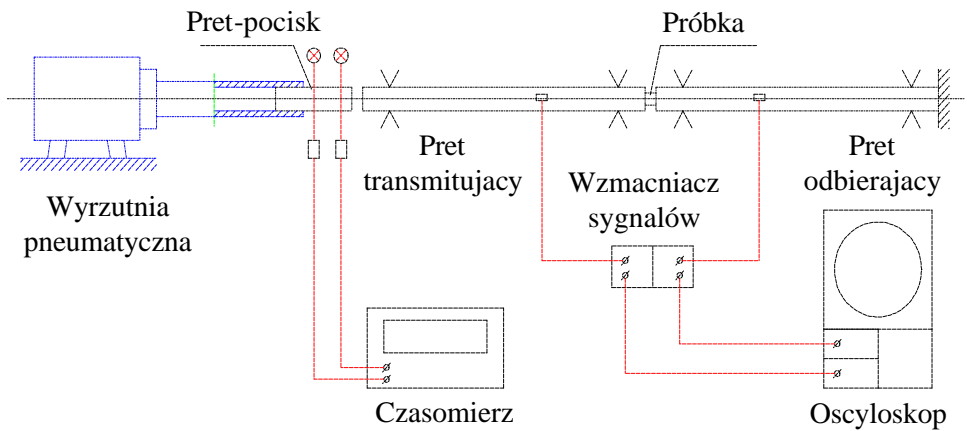


Rys. 5. Zachowanie sie stali konstrukcyjnej 34GS przy obnizonej i podwyzszonej temperaturze, w zakresie $-80 \div 200^{\circ}\text{C}$.

Na podstawie wynikow badan uzyskanych w pracy [45] mozna stwierdzic, ze dla miekkiej stali przedstawiona powyzej procedura opisu jest wystarczajaco dokladna. Jak wynika z zaleznosci (36) i (37) zmniejszenie naprezenia plastycznego plyniecia, spowodowane adyabatycznym nagrzewaniem jest tym wieksze im wieksze sa wartosci naprezenia \mathbf{s} , odkształcenia \mathbf{e} i wzraliwosci na temperature \mathbf{J} oraz im mniejsza jest gestosc i cieplo wlasciwe materialu poddanego plastycznej deformacji. Poniewaz $f(\dot{\mathbf{e}})$ jest rosnaca funkcja predkosci odkształcenia, efekt adyabatycznego nagrzewania powieksza sie ze wzrostem predkosci odkształcenia i uwzglednienie tego efektu ma istotne znaczenie przy wysokich i bardzo wysokich predkosciach deformacji. Po uwzglednieniu poprawki w wynikach doswiadczalnych uzyskanych dla próbki metalu w warunkach adyabatycznych mozna okreslic konstytutywna zaleznosc $(\mathbf{s}, \mathbf{e}, \dot{\mathbf{e}})_{T_0=0}$ dla warunkow izotermicznych.

2.2. Stanowisko do badan na sciskanie w zakresie predkosci odkształcenia $5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, 10^5 s^{-1}

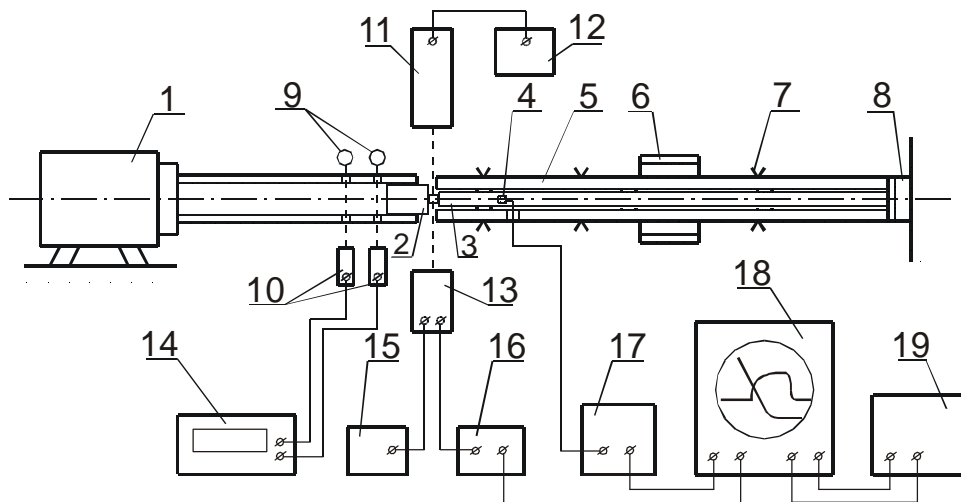
Metode zmodyfikowanego preta Hopkinsona mozna uznac za podstawowa doswiadczalna metode badania lepkoplastycznego zachowania sie metali w zakresie predkosci odkształcenia od 500 s^{-1} do 10^4 s^{-1} . Schemat stanowiska zmodyfikowanego preta Hopkinsona o konstrukcji stosowanej do badan na sciskanie jest przedstawiony na rys. 6.



Rys. 6. Schemat stanowiska zmodyfikowanego preta Hopkinsona.

Stanowisko takie jak przedstawiono na rys. 6 jest również na wyposażeniu laboratorium IPPT PAN. Oprócz głównego układu, którym są dwa sprężyste prety pomiarowe oraz pret pocisk, ważną częścią stanowiska jest wyrzutnia pneumatyczna. Wyrzutnia służy do rozpedzania pocisku do prędkości pozwalającej uzyskać odpowiednią prędkość odkształcenia próbki.

Na rys. 7 przedstawiony jest schemat stanowiska zbudowanego w laboratorium IPPT umożliwiającego badania na sciskanie w zakresie prędkości odkształcenia $5000 \text{ s}^{-1} \div 10^5 \text{ s}^{-1}$.



Rys. 7. Schemat stanowiska badawczego, zbudowanego do badan w zakresie predkosci odkształcenia $5000 \div 100\ 000$ 1/s:

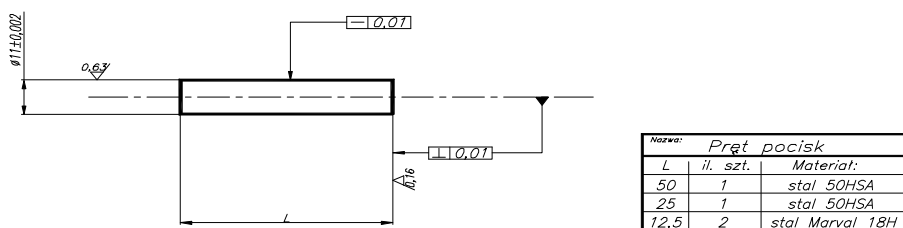
1 – wyrzutnia pneumatyczna, 2 – pocisk, 3 – pret sprzysty, podpierający próbke, 4 – tensometr elektrooporowy, 5 – tuleja oporowa, 6 – hamownik obwodowy, 7 – podpora, 8 – hamownik podpierający, 9 – diody laserowe nadawcze, 10 – fotodiody, 11 – laser kompaktowy z ukladem optycznym, 12 – zasilacz stabilizowany lasera, 13 – fotodioda odbiorcza z ukladem optycznym, 14 – czasomierz, 15 – zasilacz fotodiody odbiorczej, 16 – wzmacniacz sygnalu z fotodiody, 17 – wzmacniacz sygnalu z tensometrów, 18 – oscyloskop z pamiecia numeryczna.



Rys. 8. Stanowisko badawcze w Laboratorium IPPT dla zakresu predkosci odkształcenia $5000 \div 100\ 000$ 1/s.

Fotografia stanowiska przedstawiona jest na rys. 8. Nowe stanowisko pozwala realizowac badania metoda zaproponowana w niniejszym projekcie badawczym. Jak widac na rys. 7 w konstrukcji mechanicznej stanowiska mozna wyróznic dwie czesci: wyrzutnie pneumatyczna i urzadzenie główne zawierajace sprzysty pret pomiarowy oraz tuleje oporowa. Pocisk, próbka, sprzysty pret pomiarowy i tuleja oporowa tworza układ centralny stanowiska badawczego.

Nowe stanowisko ulokowano w taki sposób aby wyrzutnia pneumatyczna mogla byc wykorzystana zarówno w badaniach na zmodyfikowanym precie Hopkinsona jak i w badaniach na nowym urzadzeniu. Jednakze w obu przypadkach stosowane sa pociski o różnych wymiarach zarówno co do srednicy jak i dlugosci. Powoduje to koniecznosc stosowania różnej lufy wyrzutni -w zaleznosci od rodzaju badan. I tak lufa do badan na zmodyfikowanym precie Hopkinsona posiada srednice wewnetrzna 22 mm i dlugosc 1300 mm. Natomiast lufa wykonana do badan na nowym urzadzeniu posiada srednice wewnetrzna 11 mm i dlugosc 856 mm. Ponadto uzyskanie odpowiednio dokładnej pozycji zderzajacych sie elementów (wspólosiowosc i równoleglosc plaszczyn czolowych) oraz zmniejszenie trudnoscí obsługi nowego urzadzenia wymagaló wykonania lufy skládajacej sie z dwu rozlacznych, polaczonych gwintem czesci. Wyrzutnia pneumatyczna z nowa lufa daje mozliwosc rozpedzania pocisków stalowych o srednicy 11 mm i dlugosci 12 ÷ 50 mm z predkoscia od 10 do ponad 100 m/s. Wykonane i stosowane w badaniach pociski przedstawione sa na rys. 9.



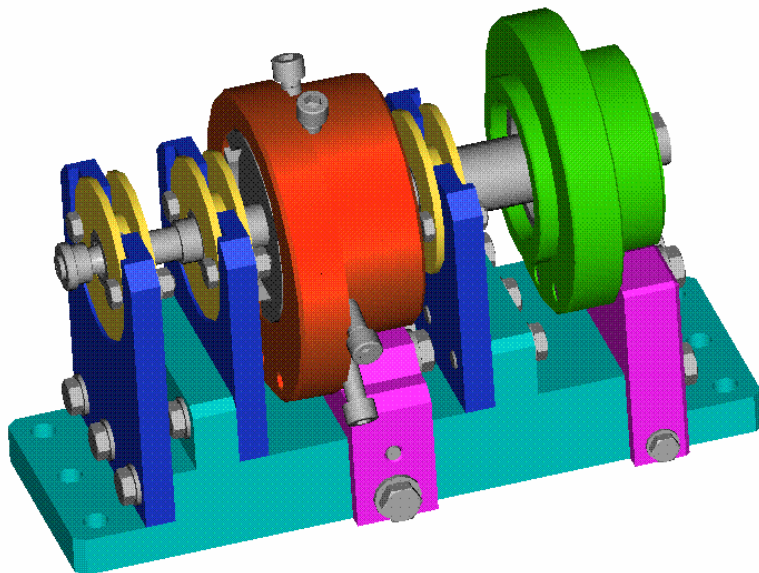
Rys. 9. Prety-pociski stosowane do badan przy bardzo wysokiej predkoscí deformacji.

Aby pociski uderzajace w tuleje oporowa nie ulegly plastycznemu odkształceniu wykonano pociski dluzsze ze stali sprzynowej 50 HSA oraz krótsze ze stali typu „maraging”, Marval 18H. Stale te odznaczaja sie wysoka granica plastycznosci.

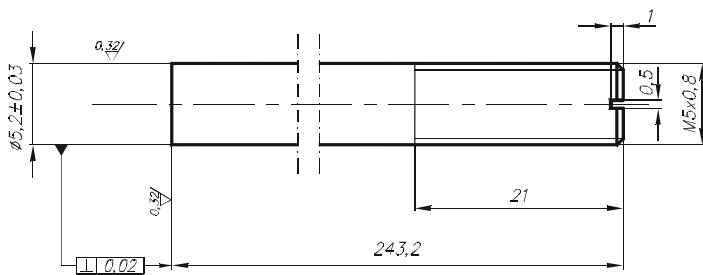
Szczególnie stal typu „maraging” posiada granice plastycznosci $R_p=2100$ MPa a przy tym dobre wlasnosc plastyczne $a_5=9.2\%$.

2.2.1. Urzadzenie glowne

Na rys. 10 przedstawiono urzadzenie bedace glowna czescia stanowiska badawczego. Centralna czesc urzadzenia stanowią sprzysty pret pomiarowy podpierajacy badana próbke oraz tuleja oporowa hamujaca pocisk po odkształceniu próbki. Sprzysty pret pomiarowy przedstawiony jest na rys.11. Podczas sciskania próbki w precie podpierajacym propaguje sie sprzysta, wzdluzna fala naprezenia, wywolana sila sciskajaca próbke. Na precie naklejone sa tensometry elektrooporowe sluzace do pomiaru przebiegu w czasie sily sciskajacej a nastepnie naprezen sciskajacych próbke. Pret posiada srednice 5.2 mm oraz dlugosc 243 mm. Aby zapobiec zginaniu i wyboczeniu sie preta, co ~ 40 mm rozmieszczone sa lozyskujace tulejki z teflonu, podpierajace pret. Na drugim koncu preta znajduje sie hamownik, który pochłania energie kinetyczna i tłumí ruch wzdluzny preta. Pret zostal wykonany ze stali typu „maraging”, Marval 18H, produkowanej i zakupionej we Francji. Wysoka wytrzymałosc i dobra plastycznosc tej stali zapobiega zniszczeniu preta przez deformacje lub pekniecie stykajacego sie z próbka czola preta.



Rys. 10. Nowe urzadzenie stosowane do badan przy bardzo wysokiej predkosci deformacji.



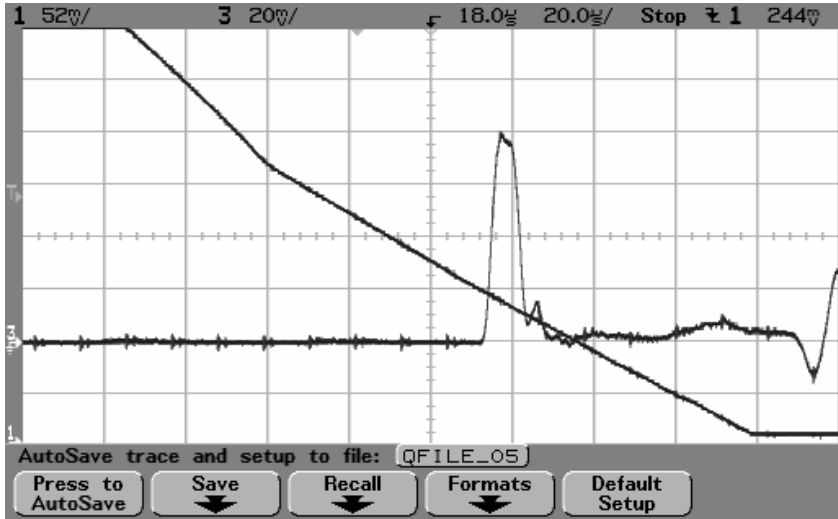
Rys. 11. Pret pomiarowy podpierajacy próbke.

Tensometry elektrooporowe mierzace sile sciskajaca próbke naklejone sa na precie w odleglosci 37 mm od brzegu preta podpierajacego próbke. W tej odleglosci wynoszacej 7 srednic preta rozklad odkształcen na poprzecznym przekroju preta jest wystarczajaco jednorodny. Dwa tensometry o dlugosci pomiarowej 0.6 mm umieszczono symetrycznie po przeciwnych stronach preta i polaczono szeregowo w celu wyeliminowania efektu zginania. Tensometry o tej wielkosc nadaja sie do mierzenia impulsów o czasie trwania kilku **ns**, gdyz ich wewnetrzny czas narastania wynosi okolo 100 ns. Jak pokazano na rys. 6 sygnal z tensometrów po przejsci przez wzmacniacz o wysokiej czestotliwosci przenoszenia jest rejestrowany na oscyloskopie z numeryczna pamiecia.

Skalowanie impulsów falowych, proporcjonalnych do sily sciskajacej próbke rejestrowanych przez tensometry jest wykonywane w stosunkowo prosty i wiarygodny sposób. Uzywa sie w tym celu pocisku wykonanego z tej samej stali Marval 18H i o tej samej srednicy co sprzysty pret pomiarowy 5.2 mm. Pocisk jest wkładany do lufy w tulejce z teflonu o zewnetrznej srednicy równej srednicy otworu lufy. Pocisk uderzajac bezposrednio w pret pomiarowy z predkoscia V wywoluje w precie impuls fali wzdluznej o predkosc masowej równej $V/2$. Stad mierzac predkosc pocisku V mozna okreslic wielkosc odkształcenia lub naprezenia na podstawie zarejestrowanego impulsu fali korzystajac z nastepujacych zaleznosci:

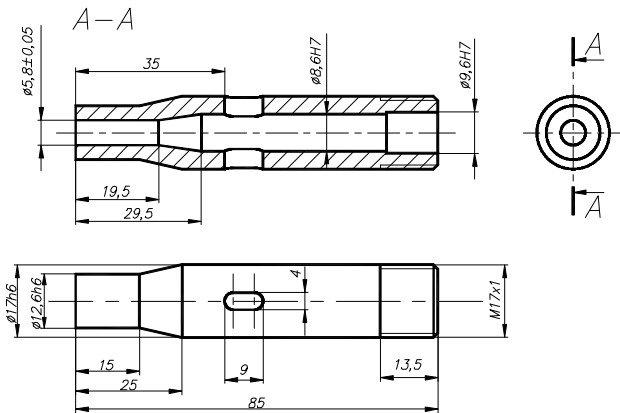
$$\epsilon = \frac{V}{2c}, \quad \sigma = \rho c \frac{V}{2}. \quad (38)$$

Na rys. 12 przedstawiono impuls skalujacy wywolany przez pocisk poruszajacy sie z predkoscia $V=8.08$ m/s.



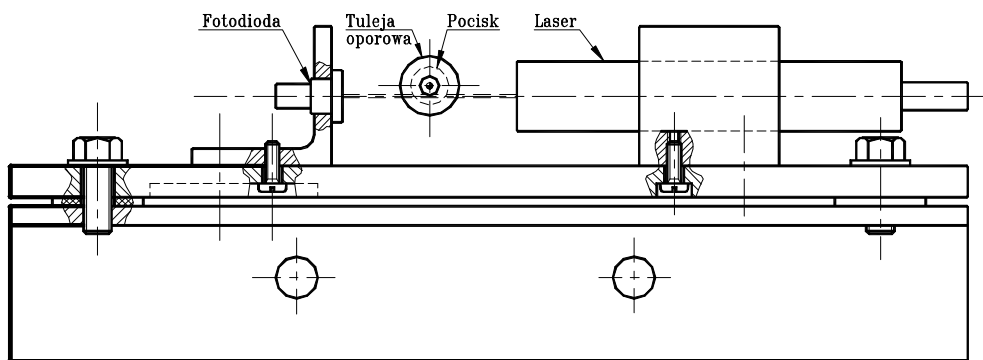
Rys. 12. Oscylogram impulsu skalujacego pomiar sily sciskajacej próbke.

Na rys. 13 przedstawiono tuleje odporowa. Tuleja hamuje ruch pocisku na bardzo krótkiej drodze, chroniac w ten sposób przed zniszczeniem pret podpierajacy.



Rys. 13. Tuleja odporowa hamujaca ruch pocisku.

Konstrukcja i material tulei (stal sprzynowa 50 HSA) sa tak dobrane aby zderzenie z pociskiem nie spowodowalo plastycznych odkształcen pocisku i tulei. Ponadto odleglosc na która brzeg próbki wysuniety jest przed czolo tulei okresla maksymalne odkształcenie próbki przez pocisk. Tuleja oporowa polaczona jest gwintem z druga tuleja o wiekszej srednicy, która na zewnetrznej powierzchni posiada kontakt z hamowanikiem tlumiacym energie kinetyczna pocisku. Druga tuleja o dlugosci 164 mm polaczona jest gwintem z trzecia, krótka tuleja, w która wkreony jest koniec sprzynystego preta pomiarowego. Trzy polaczone ze soba tuleje tworza cylindryczna komore w która wsuniety jest sprzynysty pret pomiarowy ulozyskowany czterema małymi tulejkami z teflonu.



Rys. 14. Układ laser – fotodioda, stosowany do pomiaru predkosci stykajacych sie czól pocisku i próbki.

Dla okreslenia odkształcenia próbki nalezy zmierzyc predkosc przemieszczania sie brzegu stykajacego sie z pociskiem. Dla pomiaru predkosci stykajacych sie brzegów pocisku i próbki zastosowano optyczno-elektroniczny układ skladajacy sie z lasera odpowiedniej szczeliny i soczewki, formujacych promien swiatla oraz z fotodiody. Schemat dzialania tego układu zostal przedstawiony na rys. 1 i 7 a calosc układu z obudowa mechaniczna jest przedstawiona na rys. 14.

Wyjasnienie dzialania tego układu w czasie deformacji próbki przez pocisk jest przedstawione ponizej.

Mozna przyjac z dobrym przyblizeniem, ze brzeg próbki oraz czolo pocisku w poblizu – 1 do 2 mm od zewnetrznej cylindrycznej powierzchni próbki – poruszaja sie z ta sama predkoscia. Niedokladnosc tego zalozenia moze byc spowodowana niewielkim wciskaniem sie próbki w pocisk. Jak wynika z oszacowania w oparciu o rozwiazanie teoretyczne blad ten nie powinien przekraczac 2% i jego wplyw moze byc uwzgledniony w opracowaniu wynikow pomiaru. W zwiazku z tym predkosc zmniejszania sie odleglosci czola pocisku od czola tulei oporowej jest rowna predkosci brzegu próbki. Jesli przez szczeline pomiedzy pociskiem i tuleja oporowa przechodzi promien swiatla lasera i pada na fotodiode, predkosc zmniejszania sie szerokosci szczeliny jest rowna predkosci pocisku i bedzie proporcjonalna do predkosci zmniejszania sie napiecia z fotodiody. Jesli wiec poprzez skalowanie w warunkach statycznych okreslimy zaleznosc pomiedzy napieciem z fotodiody i szerokoscia szczeliny $U(l)$ a nastepnie okreslimy w doswiadczeniu w czasie deformacji próbki zaleznosc napiecia z fotodiody od czasu $U(t)$ mozemy eliminujac U otrzymac zaleznosc $l(t)$. Stad mozemy okreslic pochodna dl/dt , która jest predkoscia brzegu próbki. Okreslone doswiadczalnie zaleznosci $U(l)$ i $U(t)$ po usrednieniu bardzo malych odchylen maja ksztalt prostych i w wyniku pozwalaja okreslic stala wartosc sredniej predkosci V_{sr} uderzanego przez pocisk brzegu próbki. Majac okreslone doswiadczalnie wartosci predkosci sredniej V_{sr} , poczatkowej V_0 oraz okresu czasu T mozna w sposob przedstawiony w rozdziale 2 okreslic z dobrym przyblizeniem zmniejszajaca sie w czasie predkosc brzegu próbki

$$V_a(t) = V_0 - \frac{3t^2}{T^2}(V_0 - V_{sr}). \quad (39)$$

Urzadzenie glowne, przedstawione na rys. 10 oprócz opisanych powyzej elementow posiada trzy podpory oraz dwa hamowniki, przymocowane do plyty podstawy.

Aby uderzenie pocisku w próbke, proces deformacji próbki, propagacja fal sprzyno- plastycznych w próbce i sprzynych w precie nie doznaly zaburzen i nie odbiegaly znacznie od osiowej symetrii, wazniejsze elementy urzadzenia a szczegolnie lufa i pocisk, próbka, pret podpierajacy i tuleja oporowa musza byc wykonane z duza dokladnoscia (szczegolnie prostopadlosc plaszczyn czol do osi symetrii) oraz ustawione z duza dokladnoscia na wspolnej osi. Trzy polaczone tuleje z pretem pomiarowym wewnatrz sa podtrzymywane przez trzy podpory. Aby umozliwic ustawienie osi zespolu tulei z pretem pomiarowym dokladnie w osi lufy i pocisku podpory posiadaja mozliwosc regulacji polozenia we wszystkich kierunkach w plaszczynie prostopadlej do osi. Rowniez hamownik otaczajacy i sciskajacy druga tuleje na zewnetrznym obwodzie posiada mozliwosc regulacji polozenia we wszystkich kierunkach w plaszczynie prostopadlej do osi. Drugi hamownik stykajac sie z ostatnia, trzecia tuleja stanowi zapore dla zespolu tulei i preta

pomiarowego. W obydwu hamownikach elementami pochłaniającymi energie uderzenia pocisku sa gumowe wkładki o odpowiednio duzych wymiarach. Zarówno podpory jak i hamowniki sa przymocowane srubami do wykonanej ze stali plyty podstawy.

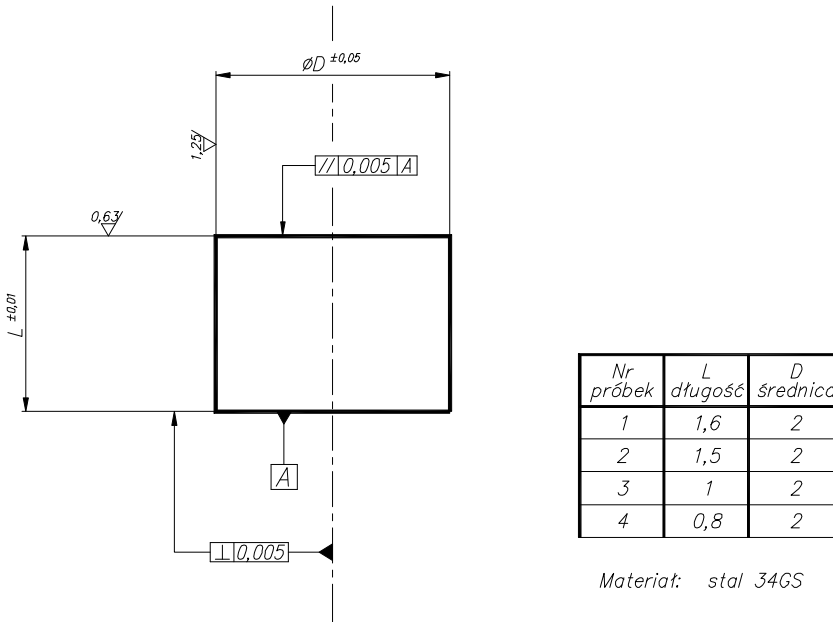
Ze wzgledu na znaczna energie kinetyczna pocisku przedstawione powyzej urzadzenie główne wymaga odpowiedniego utwierdzenia i posadowienia aby nie uleglo przemieszczeniu. Urzadzenie musi byc ustawione na odpowiedniej wysokosci tak, aby os zespolu tulei z pretem pomiarowym pokrywała sie z osia lufy. W zwiazku z tym wykonano odpowiednia podstawa posadowienia. Podstawa ta sklada sie z dwóch pionowych podpór, polaczonych u góry i u dolu stalowymi plytami. Urzadzenie zostalo ustawione na górnej plycie podstawy, przy czym istnieje pelna mozliwosc regulacji pozycji ustawienia. Dolna plyta podstawy posadowienia jest utwierdzona w betonowej plycie podlogowej. Pomiedzy plytami, pod plyte podstawy urzadzenia i pod dolna plyte podstawy posadowienia wlozono na calej powierzchni podkladki gumowe o grubosci 2mm w celu tlumienia drgan. Równiez urzadzenie wraz z podstawa posadowienia jest calkowicie oddzielone od wyrzutni pneumatycznej i jej podstawy posadowienia w celu ochrony urzadzenia przed drganiami powstajacymi przy wystrzeleniu pocisku.

3. Badania stali konstrukcyjnej 34GS w szerokim zakresie predkosci odkształcenia

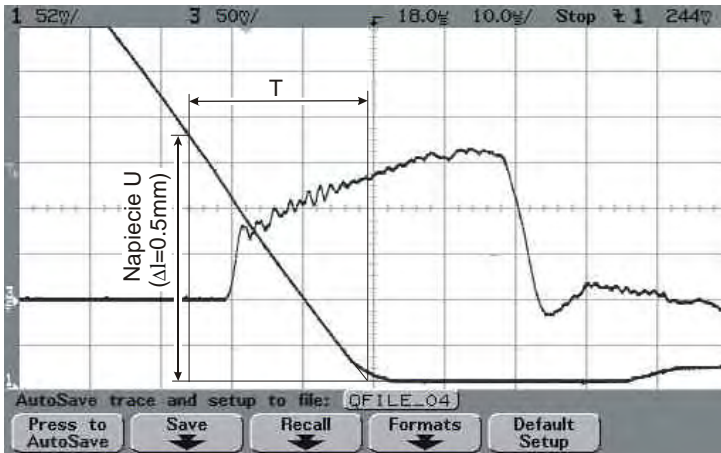
Doswiadczalne badania wpływu predkosci odkształcenia na naprezenia plastycznego plynienia stali konstrukcyjnej 34GS zostały przeprowadzone w szerokim zakresie efektywnej predkosci odkształcenia od 10^{-4} s^{-1} do 10^5 s^{-1} . Przeprowadzono badania na sciskanie, stosujac dla calego zakresu predkosci trzy różne metody i urzadzenia badawcze, w tym technike i urzadzenie badawcze, przedstawione w rozdziale 2. Próbki wykonano z preta o srednicy 8 mm i nie poddawano wyzarzaniu, aby wyniki badan odnosily sie do wlasciwosci materialu w stanie dostawy.

3.1. Badania stali 34GS na nowym urzadzeniu zbudowanym dla zakresu predkosci odkształcenia $5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, 10^5 s^{-1}

Badania dla najwyzszych predkosci odkształcenia 5×10^3 , 2×10^4 oraz 4.5×10^4 przeprowadzono metoda zaproponowana w projekcie badawczym [34], przedstawiona wczesniej w rozdzialach 2.1 i 2.2. Badania wykonano na stanowisku badawczym przedstawionym na rys. 7, którego główna czesc stanowi zbudowane urzadzenie przedstawione na rys. 10 i opisane w rozdziale 2.2. Dla predkosci odkształcenia $5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ oraz $2 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ badano próbki o srednicy 2 mm i dlugosci 1 mm, przedstawione na rys. 15. Czolo próbki przed uderzeniem pocisku bylo wysuniete o 0.5 mm – o polowe dlugosci próbki- przed czolo tulei oporowej. Od chwili zetknienia sie pocisku z próbka brzeg próbki porusza sie razem z plaszczyna czola pocisku. Srednia predkosc ruchu czola pocisku byla mierzona przez optyczno-elektroniczny ukklad laser-fotodiody az do zetknienia sie pocisku z czolem tulei oporowej. Na rys.16 przedstawiono oscylogram dla jednej z badanych próbek. W tym przypadku poczatkowa predkosc pocisku V_0 wynosila 23.50 m/s, a predkosc srednia V_{sr} okreslona na podstawie impulsu z fotodiody 21.10 m/s. Okres czasu T w którym pocisk deformujac próbke przebyl odleglosc 0.5 mm wynosil 23.7 μs . Maksymalne odkształcenie próbki obliczone na podstawie zaleznosci (8) wynosilo 0.46. Odkształcenie to podzielone przez okres czasu T daje srednia predkosc odkształcenia 19410 s^{-1} oraz efektywna predkosc odkształcenia 33600 s^{-1} . Mozna zauwazyc, ze okres czasu T jest o kilkanascie μs krótszy niz czas trwania calego impulsu fali obciazenia, zarejestrowanego na oscylogramie, rys. 16. Jest to spowodowane tym, ze pocisk po zetknieniu sie z tuleja oporowa, porusza sie jeszcze przez pewien czas, sciskajac próbke, az zostanie calkowicie wyhamowany.

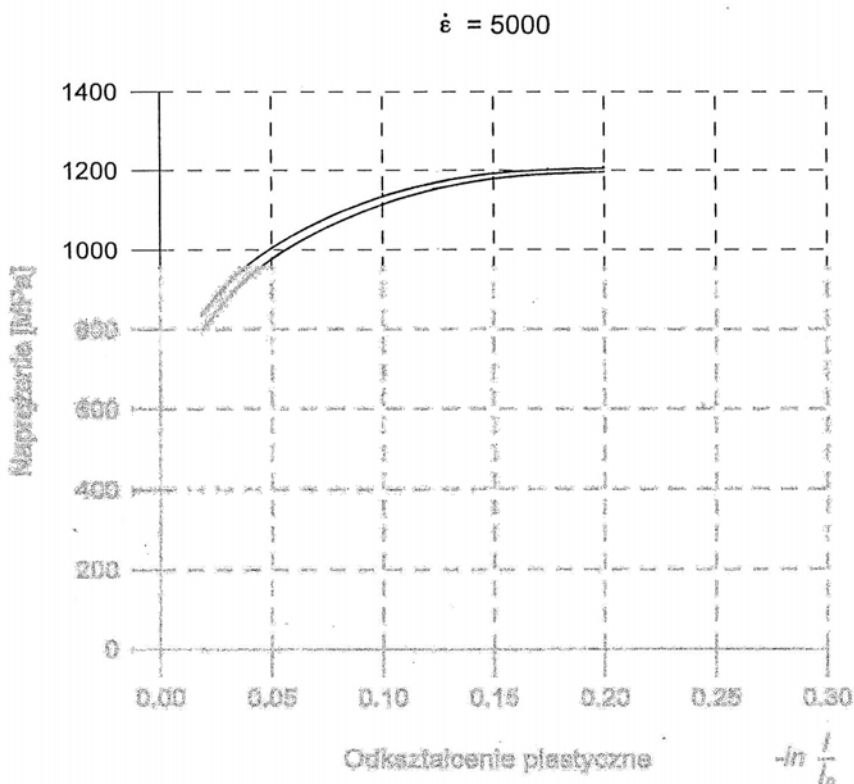


Rys. 15. Wymiary próbek badanych na nowym urządzeniu.



Rys. 16. Oscylogram dla jednej z badanych próbek. Predkosc odkształcenia na sciskanie, obliczona z zaleznosci (ϵ) wyniosla $\sim 20\ 000$ 1/s.

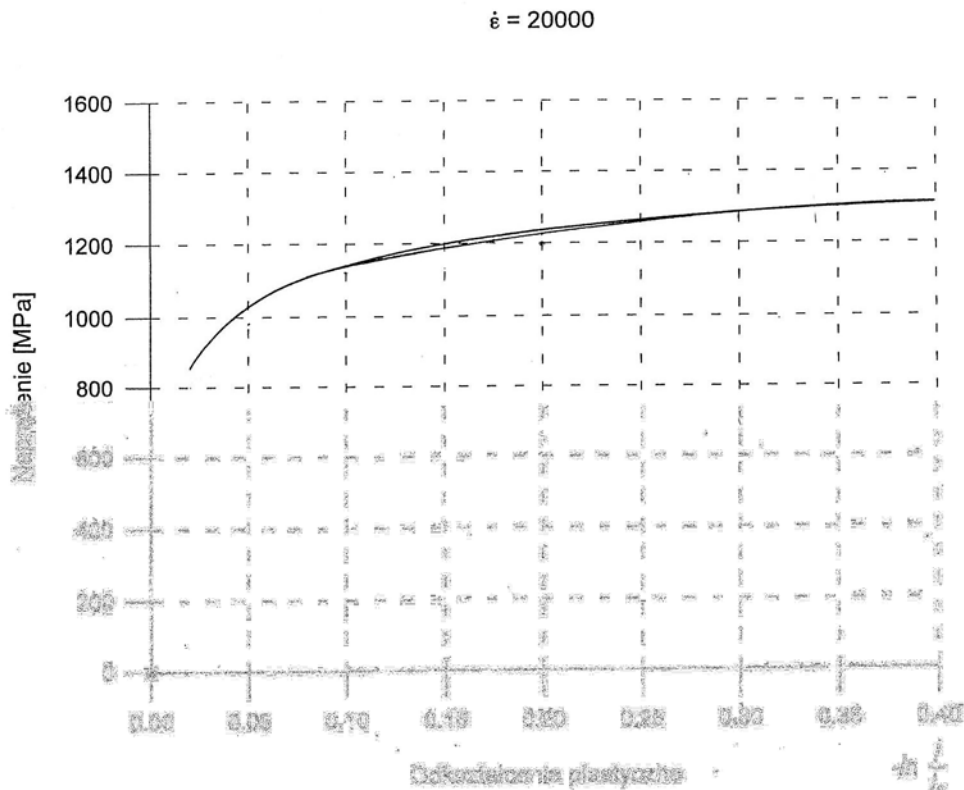
Na rys. 17 przedstawiono zależności naprężenia od plastycznego odkształcenia dla dwóch badanych próbek sciskanych ze średnią prędkością odkształcenia około 5000 s^{-1} . Również zależności $\sigma(\epsilon_p)$ uzyskane dla dwóch badanych próbek, sciskanych ze średnią prędkością odkształcenia około $2 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ są przedstawione na rys. 18. Jedną z zależności na tym rysunku została otrzymana na podstawie oscylogramu przedstawionego na rys. 16. Na rysunkach 17 i 18 widoczna jest mała różnica w wynikach dla poszczególnych próbek. Jest widoczna natomiast duża różnica w wartości maksymalnego odkształcenia na obu rysunkach. Jest to spowodowane tym, że dla uzyskania mniejszej prędkości odkształcenia 5000 s^{-1} prędkość pocisku była około trzy razy mniejsza niż dla prędkości odkształcenia $2 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ – miało to wpływ na wartość maksymalnego odkształcenia próbki.



Rys. 17. Krzywe naprężenie – odkształcenie plastyczne dla prędkości odkształcenia 5 000 1/s.

W trzecim, ostatnim etapie badań na nowym urządzeniu badano próbki o początkowej długości 0.8 mm i średnicy 2 mm. Stosowano pocisk dwa razy krótszy o długości 12.5 mm. Czło próbki było wysunięte przed czło tulei oporowej o 0.3

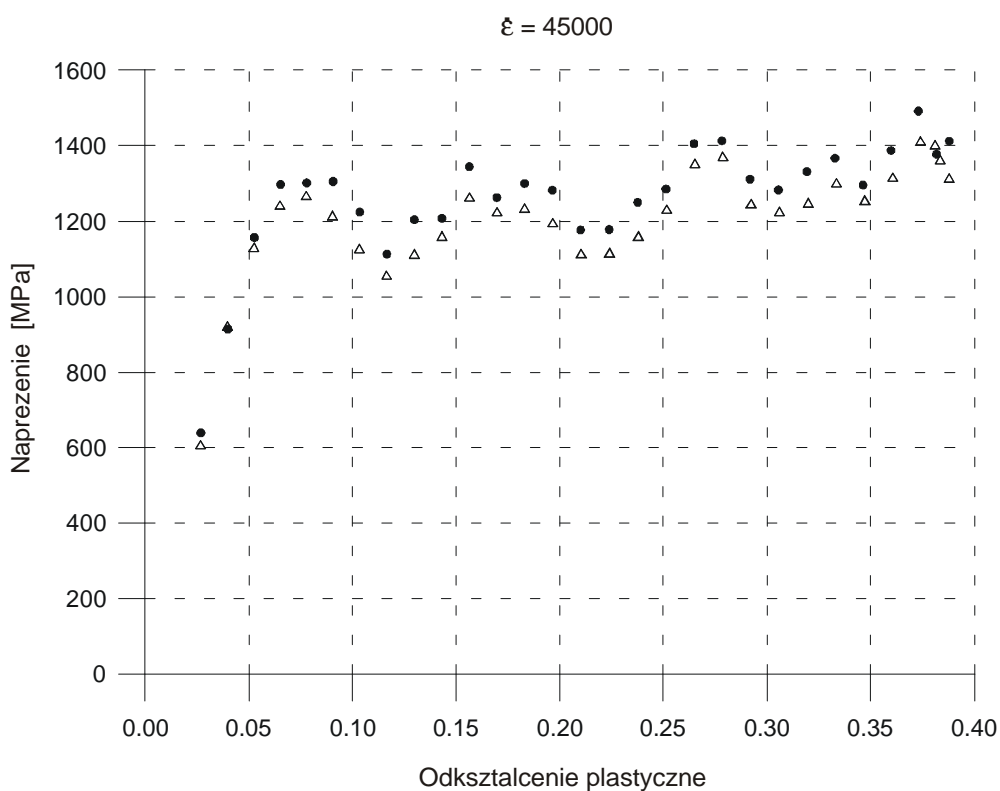
mm. Początkowa oraz średnia prędkość pocisku V_0 i V_{sr} dla dwóch badanych próbek wynosiły 36.6 i 34.9 m/s dla pierwszej oraz 36.4 i 34.7 dla drugiej próbki. Całkowity okres czasu deformacji próbki T dla obydwu próbek wynosił 8.6 μ s. Określone, maksymalne odkształcenie w mierze logarytmicznej miało wartość 0.382. Średnia w okresie czasu T , prędkość odkształcenia na sciskanie oraz średnia efektywna prędkość odkształcenia wynosiły $4.45 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ oraz $7.7 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$.



Rys. 18. Krzywe napreżenie – odkształcenie plastyczne dla prędkości odkształcenia 20 000 1/s.

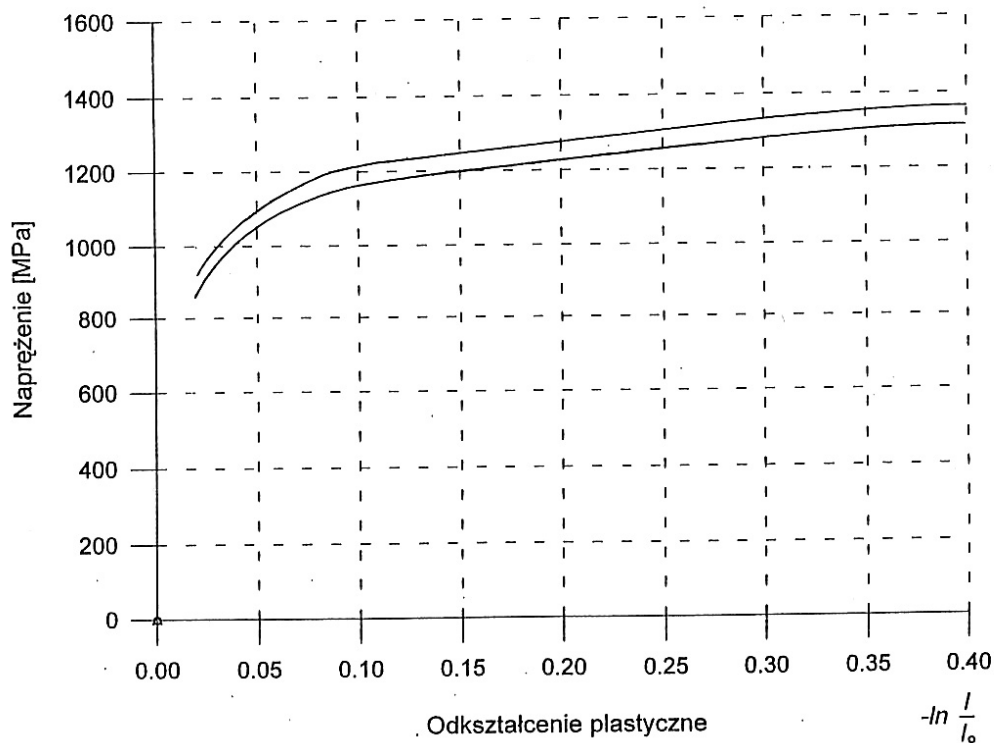
Uzyskane z doświadczenia dla badanych próbek zależności napreżenia od plastycznego odkształcenia $\sigma(\epsilon_p)$ przedstawione są na rys. 19. Zaznaczone na rysunku dla obydwu próbek punkty doświadczalne rozłożone są w czasie odnoszącym się do procesu deformacji, w odstępach czasu wynoszących 0.3 μ s. Widoczne są dość duże oscylacje w przebiegu zależności $\sigma(\epsilon_p)$. Oscylacje te spowodowane są propagacją w próbce sprężysto - plastycznych fal podłużnych i

poprzecznych oraz propagacja fal sprzystych w pocisku i precie pomiarowym podpierającym próbkę. Wielkość tych oscylacji wzrasta wraz z prędkością uderzenia pocisku oraz zależy od parametrów materiałowych i geometrycznych próbki, pocisku i preta podpierającego próbkę. Dokładna analiza tych efektów wymaga numerycznego rozwiązania skomplikowanego problemu propagacji fal w układzie pocisk – próbka – pret podpierający. Usrednione wyniki w postaci ciągłych krzywych $\sigma(\epsilon_p)$ dla obydwu próbek przedstawione są na rys. 20. Usrednione zależności $\sigma(\epsilon_p)$ otrzymane z przeprowadzonych badań dla trzech różnych prędkości odkształcenia przy sciskaniu, równych 5000, 20000 i 45000 s⁻¹ przedstawione są na rys. 21.



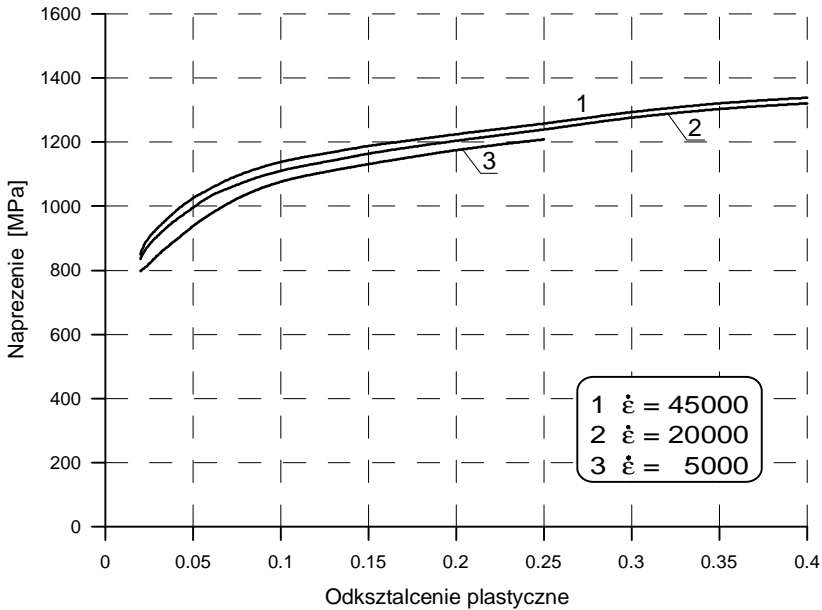
Rys. 19. Zależności napreżenie – odkształcenie plastyczne dla prędkości odkształcenia 45 000 1/s: punkty doświadczalne w równych odstępach czasu dla dwóch badanych próbek.

$$\dot{\epsilon} = 45000$$



Rys. 20. Krzywe naprezenie – odkształcenie plastyczne dla predkosci odkształcenia 45 000 1/s.

Przedstawione na rys. 17, 18, 19 i 20 zależności $\sigma(\epsilon_p)$ zostały określone na podstawie zarejestrowanych w doświadczeniach oscylogramów – takich jak przedstawione na rys. 2 i 16, zawierających impuls z fotodiody i z tensometrów – dla wszystkich badanych próbek. Dla określenia krzywych $\sigma(\epsilon_p)$ należało na podstawie danych doświadczalnych oraz korzystając z podanych w rozdziale 2 zależności (7), (8) i (11) obliczyć predkosci odkształcenia $\dot{\epsilon}(t)$, odkształcenia $\epsilon(t)$ i naprezenia $\sigma(t)$ a następnie eliminując czas określić poszukiwane krzywe umocnienia $\sigma(\epsilon_p)$.



Rys. 21. Krzywe napreżenie – odkształcenie plastyczne określone dla trzech różnych wysokich predkości odkształcenia.

3.2. Określanie doświadczalnych zależności predkości odkształcenia, odkształcenia i napreżenia od czasu

Dla ułatwienia obliczeń wykonano prosty program numeryczny, przedstawiony na końcu pracy w Dodatku, obliczający poszukiwane wartości $\dot{\epsilon}(t)$, $\epsilon(t)$ i $\sigma(t)$ na podstawie danych doświadczalnych. W programie korzystano z procedur napisanych w języku FORTRAN 77 dla PC. W procedurze całkowania, potrzebnej do obliczenia przy wykorzystaniu zależności (8) wartości odkształcenia $\epsilon(t)$, zastosowano metodę trapezów. Danymi potrzebnymi do obliczeń są następujące wielkości:

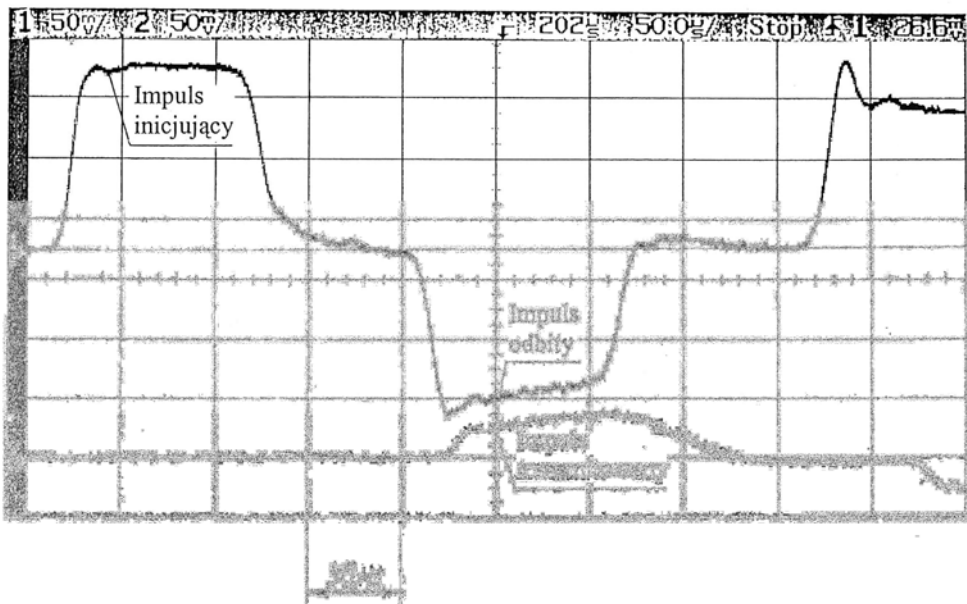
- n – całkowita ilość punktów rozłożonych w czasie, w których zadane jest odkształcenie mierzone przez tensometry w przecie podpierającym, wywołane przez propagujący się od próbki impuls sprzyskiej fali napreżenia, ponadto również w punktach tych obliczone są poszukiwane wartości $\dot{\epsilon}$, ϵ i σ ,

- k – kolejny numer punktu, w którym czas t osiąga wartość równą T i w którym kończy się okres poddanej pomiarom deformacji próbki,
 l_0 – początkowa długość próbki,
 r_0 – gęstość materiału pręta podpierającego,
 C_0 – prędkość propagacji sprężystej fali wzdłużnej w pręcie podpierającym,
 d_0 – początkowa średnica próbki,
 D – średnica pręta podpierającego próbki,
 V_0 – prędkość pocisku przed uderzeniem w próbkę,
 V_{sr} – średnia, wspólna prędkość stykających się czoł pocisku i próbki w okresie czasu deformacji próbki od $t = 0$ do $t = T$,
 T – okres czasu, w którym trwa i jest mierzona deformacja próbki – okres ten kończy się gdy pocisk zetknie się z tuleją oporową,
 A – współczynnik przez który należy pomnożyć wartości czasu dla kolejnych punktów, zadane w mm, aby otrzymać wartości w sekundach,
 $t(i)$ – współrzędna czasu zadana dla kolejnych punktów od $t(1) = 0$ przez $t(k) = T$ do $t(n)$,
 $\epsilon_{pst}(i)$ – odkształcenie mierzone przez tensometry w pręcie podpierającym, wywołane przez propagujący się od próbki impuls sprężystej fali naprężenia, zadane dla kolejnych punktów.

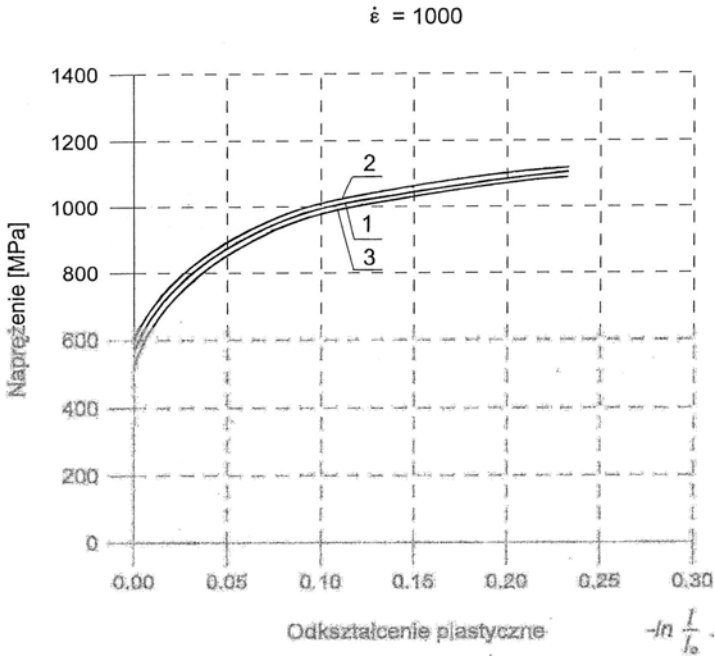
Zbiór „wyniki” oprócz echa danych zawiera podane dla każdego zadanego punktu: numer kolejny punktu i , współrzędne czasu t , odkształcenie próbki w mierze inżynierskiej ϵ_{ps} , średnie naprężenie sciskające próbkę σ_{ig} , prędkość odkształcenia w mierze inżynierskiej ϵ_{pspr} , odkształcenie w mierze logarytmicznej ϵ_{pslog} oraz prędkość ruchu stykających się czoł pocisku i próbki v . Zbiór „wyniki” dla jednej z badanych próbek jest przedstawiony na końcu pracy w Dodatku (str. 77).

3.3. Badania na zmodyfikowanym precie Hopkinsona dla predkosci odkształcenia $\sim 10^3 \text{ s}^{-1}$

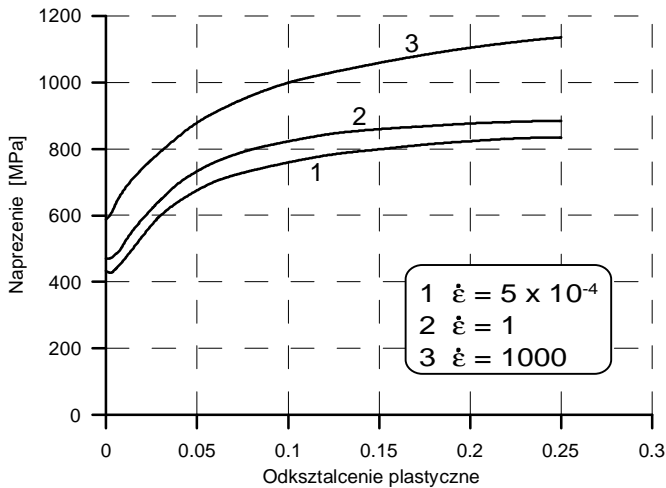
Dla predkosci odkształcenia $\sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ najbardziej odpowiednia, zwykle uzywana, doswiadczalna metoda badan jest metoda zmodyfikowanego preta Hopkinsona. Badania przeprowadzono na zmodyfikowanym precie Hopkinsona o srednicy pretów 20 mm. Schemat stanowiska na którym wykonano badania, bedacego na wyposazeniu laboratorium IPPT jest przedstawiony na rys. 6. Badano próbki o tej samej srednicy i tej samej dlugosci 6.5, 4 i 2.5 mm jak przy sciskaniu statycznym i quasi-statycznym. Również płaszczyny czolowe próbek byly smarowane bardzo cienka warstwa dwusiarczku molibdenu. Oscylogram impulsów fali inicjujacej $\sigma_J(t)$, odbitej $\sigma_R(t)$ i transmitowanej $\sigma_T(t)$ w pretach Hopkinsona dla najdluzszej z badanych próbek jest przedstawiony na rys 22. Otrzymane doswiadczalne zaleznosci naprezenia od plastycznego odkształcenia $\sigma(\epsilon_p)$ dla badanych próbek przedstawione sa na rys. 23. Krzywe $\sigma(\epsilon_p)$ oznaczone numerami 1, 2, 3 odnosza sie do próbek o dlugosci odpowiednio 6.5, 4 i 2.5 mm. W nastepnym podrozdziale 3.4. przedstawione sa wyniki badan dla statycznego i quasi-statycznego sciskania. Porównanie uzyskanych w przeprowadzonych badaniach zaleznosci $\sigma(\epsilon_p)$ dla predkosci odkształcenia 5×10^4 , 1 i 1000 s^{-1} jest przedstawione na rys. 24.



Rys. 22. Oscylogram impulsów fali inicjujacej $\sigma_J(t)$, odbitej $\sigma_R(t)$ i transmitowanej $\sigma_T(t)$ w pretach Hopkinsona.



Rys. 23. Krzywe napężenie – odkształcenie plastyczne dla predkości odkształcenia 1 000 1/s: krzywe oznaczone 1, 2, 3 odnoszą się odpowiednio do próbek o długości 6.5, 4 i 2.5 mm.

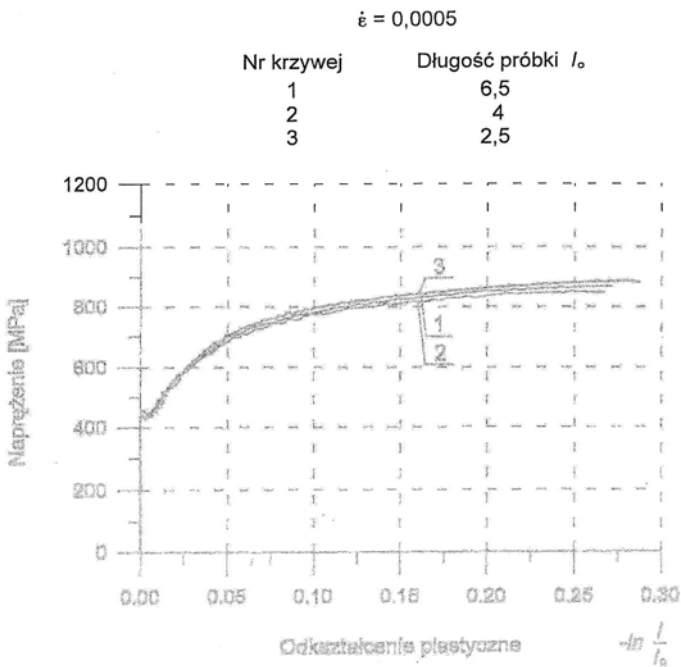


Rys. 24. Krzywe napężenie – odkształcenie plastyczne określone dla trzech różnych predkości odkształcenia.

Różnica w naprężeniach σ pomiędzy wynikami w zakresie statycznym i quasi-statycznym w zależności od odkształcenia ϵ_p wynosi $6 \div 10\%$. Natomiast przyrost wartości naprężeń w przedziale prędkości odkształcenia $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1} \div 10^3 \text{s}^{-1}$ wynosi około 30%.

3.4. Badania na sciskanie w zakresie statycznym i quasi-statycznym

Badania na sciskanie w temperaturze pokojowej dla dwóch prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ oraz dla $\dot{\epsilon} = 1 \text{s}^{-1}$ przeprowadzono na serwohydraulicznej maszynie wytrzymałościowej MTS 858. Ponieważ badania dla prędkości odkształcenia wyższych od 10^4s^{-1} wymagają stosowania małych próbek o średnicy 2 mm dla uniknięcia efektu skali w badaniach statycznych i quasi-statycznych badano próbki o średnicy 5 mm a więc o wymiarach nie różniących się dużo. Powierzchnie czołowe próbek były smarowane cienką warstwą dwusiarczku molibdenu. Dla umożliwienia oceny i eliminacji efektu tarcia badano próbki o początkowej długości 6,5, 4 i 2,5 mm czyli o stosunku $s_0 = l_0/d_0$, początkowej długości do początkowej średnicy próbki, równym 1,3, 0,8 i 0,5.

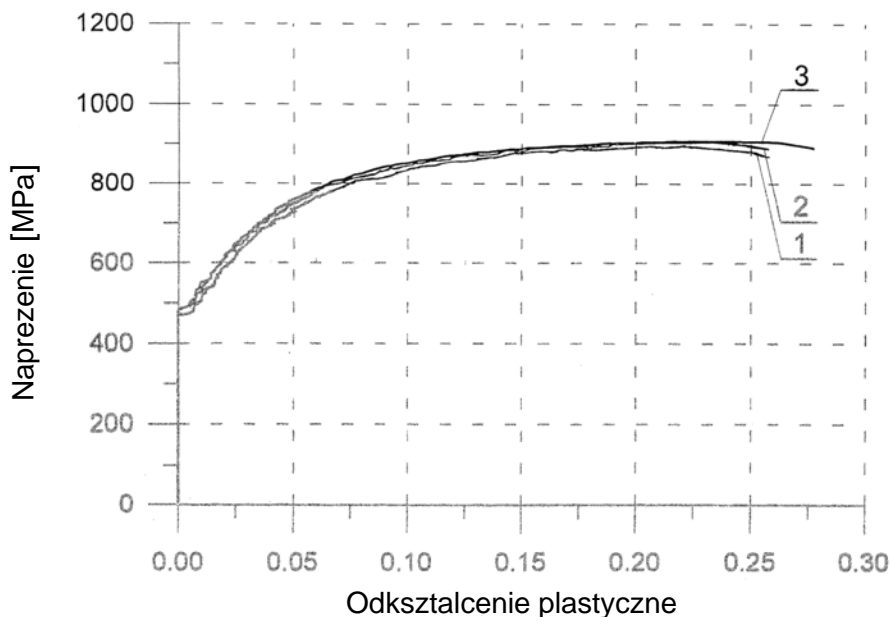


Rys. 25. Krzywe naprężenie – odkształcenie plastyczne dla prędkości odkształcenia 0.0005 1/s: krzywe oznaczone 1, 2, 3 odnoszą się odpowiednio do próbek o długości 6,5, 4 i 2,5 mm.

Uzyskane w doswiadczeniu dla próbek o takim stosunku wymiarów zaleznosci naprezenia od plastycznego odkształcenia $\sigma(\epsilon_p)$ przedstawione sa na rys. 25. Porównanie uzyskanych zaleznosci dla badanych próbek wskazuje, ze wplyw tarcia jest niewielki i, ze dla najdluzszej próbki spowodowany tarcieciem wzrost naprezenia wynosi okolo 1%.

Badania dla predkosci odkształcenia $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ wykonano dla próbek o takich samych wymiarach jak dla predkosci $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Wyniki badan w postaci krzywych umocnienia $\sigma(\epsilon_p)$ przedstawiono na rys. 26. Podobnie jak na rys. 25 krzywe oznaczone numerami 1, 2 i 3 odnosza sie do próbek o dlugosci odpowiednio 6.5, 4 i 2.5 mm. Wyznaczone, doswiadczalne krzywe umocnienia $\sigma(\epsilon_p)$ zostaly nastepnie wykorzystane do okreslenia współczynników konstytutywnego równania Johnsona-Cooka dla zakresu predkosci odkształcenia $(10^{-4} \div 1) \text{ s}^{-1}$.

W wykonanych badaniach dla predkosci odkształcenia 5×10^{-4} oraz 1 s^{-1} , mozna uwazac, ze proces deformacji próbki jest procesem izotermicznym. Natomiast w przedziale odkształcenia $1 \div 100 \text{ s}^{-1}$, material próbki doznaje przyrostu temperatury podczas deformacji. W tym przedziale predkosci odkształcenia badan nie wykonano.



Rys. 26. Krzywe naprezenie – odkształcenie plastyczne dla predkosci odkształcenia 1 s^{-1} : krzywe oznaczone 1, 2, 3 odnosza sie odpowiednio do próbek o dlugosci 6.5, 4 i 2.5 mm.

3.5. Konstytutywny model Johnsona-Cooka dla stali 34GS

Konstytutywny model Johnsona-Cooka przedstawiony w pracach [49, 50, 51] jest jednym z modeli stosowanych w numerycznych rozwiązaniach problemów, w których występują uderzenia z dużymi prędkościami, wysokie prędkości odkształcenia i duże odkształcenia plastyczne. Równanie modelu Johnsona-Cooka dla temperatury pokojowej można przedstawić w formie

$$\sigma_{\text{red}} = (A + B\varepsilon_{\text{red}}^n) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{\text{red}}}{\dot{\varepsilon}_{\text{red}}^0} \right) \right], \quad (40)$$

gdzie poszczególne wielkości oznaczają:

σ_{red} – zredukowane (von Mises'a) napreżenie plastycznego plynienia,

ε_{red} - zredukowane odkształcenie plastyczne,

$\dot{\varepsilon}_{\text{red}}$ - zredukowana prędkość odkształcenia plastycznego,

$\dot{\varepsilon}_{\text{red}}^0$ - prędkość odniesienia równa 1 s^{-1} ,

A – granica plastyczności,

B, n – parametry umocnienia,

C – parametr wrażliwości na prędkość odkształcenia.

Stale A, B, n, C można określić z wyników badań doświadczalnych na rozciąganie lub skrecanie. Przy stosowaniu do wyznaczenia stałych A, B, n, C wyników zarówno na rozciąganie jak i na skrecanie można korzystać z zależności między napreżeniami $\sigma = \sqrt{3} \tau$ i odkształceniami $\varepsilon = \gamma / \sqrt{3}$, wynikającymi z warunku plastycznego plynienia Hubera-von Mises'a. Równanie (40) wyraża liniową zależność pomiędzy napreżeniem plastycznego plynienia i logarytmem prędkości odkształcenia. Jednakże wyniki badań doświadczalnych, uzyskane przez wielu badaczy i przedstawione m. in. w pracach [52, 53, 54] świadczą, że liniowa zależność $\sigma_{\text{red}}(\ln \dot{\varepsilon}_{\text{red}})$ może modelować zachowanie się metali w niezbyt szerokim przedziale (od 2 do 4 rzędów wielkości) prędkości odkształcenia. Wrażliwość metali na prędkość odkształcenia wzrasta bowiem wraz ze zwiększaniem się prędkości odkształcenia.

Przeprowadzone i przedstawione badania na sciskanie stali konstrukcyjnej 34GS obejmują szeroki (9 rzędów wielkości) zakres prędkości odkształcenia od 10^{-4} s^{-1} do 10^5 s^{-1} .

Uzyskane w tak szerokim zakresie wyniki zostały podzielone na dwa przedziały prędkości odkształcenia od 10^{-4} s^{-1} do 1 s^{-1} oraz od 10^2 s^{-1} do 10^5 s^{-1} . W przedziałach

tych określono stałe A, B, n, C dla równan modelu Johnsona-Cooka. Otrzymane na podstawie wyników badan doswiadczalnych stałe A, B, n, C przedstawione sa w tabeli 1.

Tabela 1. Współczynniki równania Johnsona-Cooka

Zakresy predkosci odkształcenia	A	B	n	C
s^{-1}	MPa	MPa		
$\dot{\epsilon} = 10^{-4} \div 1$ $\dot{\epsilon}_{red}^0 = 1$	482	1192	0,56	0,0101
$\dot{\epsilon} = 10^2 \div 10^5$ $\dot{\epsilon}_{red}^0 = 1000$	523	1260	0,43	0,0476

Równania modelu Johnsona-Cooka z określonymi stałymi dla wymienionych wyzej przedzialów predkosci odkształcenia posiadaja postac:

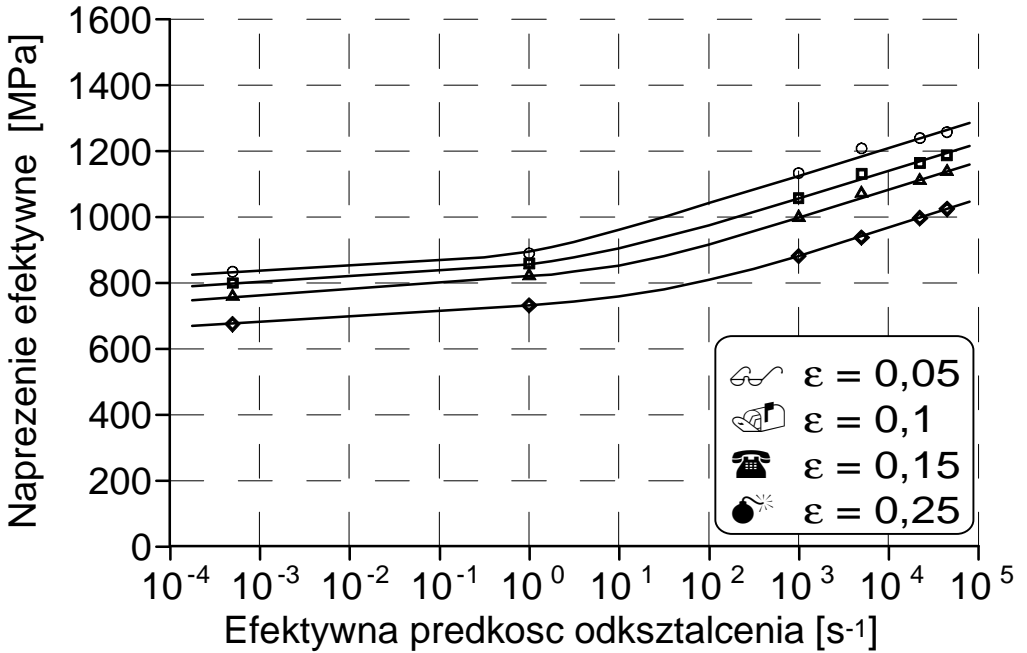
$$s = (482 + 1192 e^{0.56}) [1 + 0.0101 \ln \dot{\epsilon}] \quad , \quad \text{dla } 10^{-4} s^{-1} < \dot{\epsilon} < 1 s^{-1} \quad , \quad (41)$$

$$s = (523 + 1260 e^{0.43}) \left[1 + 0.0476 \frac{\ln \dot{\epsilon}}{\ln 1000} \right] \quad , \quad \text{dla } 10^2 s^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^5 s^{-1} \quad , \quad (42)$$

Wyniki doswiadczalne, przedstawione wczesniej na rys. 24 i 21 dla szesciu różnych predkosci odkształcenia zostaly również przedstawione na rys. 27 jako zaleznosc napiezienia efektywnego σ_{ef} od efektywnej predkosci odkształcenia $\dot{\epsilon}_{ef}$. Wartosci σ_{ef} i $\dot{\epsilon}_{ef}$ określono na podstawie zaleznosci

$$s_{ef} = s / \sqrt{3}, \quad \dot{\epsilon}_{ef} = \sqrt{3} \dot{\epsilon} \quad , \quad (43)$$

gdzie σ i $\dot{\epsilon}$ oznaczają napreżenie plastycznego plynienia i predkosć odkształcenia plastycznego przy sciskaniu. Na rys. 27 punktami oznaczono wyniki doświadczalne, natomiast proste przedstawiają liniowe zależności $\sigma_{red}(\ln \dot{\epsilon}_{red})$ wynikające z równan (41) i (42).



Rys. 27. Zależności napreżenia efektywnego od efektywnej predkosci odkształcenia dla stali 34GS: punkty - wyniki doświadczalne, linie proste wyniki konstytutywnego, liniowego modelu Johnsona-Cooka.

Wnioski

- 1) Na podstawie wyników badan doświadczalnych przedstawionych na rys. 27 można stwierdzić, że wrażliwość na predkosć odkształcenia stali 34GS w zakresie predkosci odkształcenia $10^2 \text{ s}^{-1} \div 10^5 \text{ s}^{-1}$ jest znacznie większa niż w zakresie $10^{-4} \text{ s}^{-1} \div 1 \text{ s}^{-1}$.
- 2) Lepkoplastyczne zachowanie się stali 34GS przy obciążeniach statycznych i dynamicznych w zakresie predkosci odkształcenia $10^4 \text{ s}^{-1} \div$

1s^{-1} oraz $10^2\text{s}^{-1} \div 10^5\text{s}^{-1}$ może być modelowane konstytutywnym modelem Johnsona-Cooka z różnymi dla każdego zakresu, określonymi doświadczalnie wartościami stałych.

- 3) Przeprowadzone badania doświadczalne pozwalają stwierdzić, że zaproponowana metoda badań na dynamiczne sciskanie daje możliwość osiągania prędkości odkształcenia dla metali, również o wysokiej wytrzymałości, w zakresie $10^4\text{s}^{-1} \div 10^5\text{s}^{-1}$.

4. Badania stali konstrukcyjnych 18G2 oraz St3SX w szerokim zakresie predkosci odkształcenia

4.1. Badania stali 18G2

4.1.1. Charakterystyka stali oraz badanych próbek

Badaniom na sciskanie w temperaturze pokojowej poddano próbki walcowe stali budowlanej klasy A-II: 18G2 w stanie surowym tzw. dostawy oraz po wygrzewaniu w komorze termicznej w temperaturze 920 °C przez okres 32 minut (przyjmując czas wygrzewania 2 min/mm grubosci próbki), czyli po tzw. wywarzaniu normalizującym. Wywarzanie normalizujące miało na celu ujednorodnienie właściwości mechanicznych w całej części pomiarowej badanej próbki - przede wszystkim wyeliminowanie naprezeń resztkowych powstałych w wyniku obróbki mechanicznej (wytoczenia) podczas przygotowywania próbek oraz usunięcia skutków zgniotów podczas formowania pretów w procesie produkcji. Zakres i wielkość oddziaływania tych naprezeń w objętości próbki oraz efekt ich wyeliminowania za pomocą procesu termicznego (wygrzewania) jest widoczny, gdy próbki walcowe wykonane z materiału przezroczystego (np. z żywicy epoksydowej, ze szkła organicznego) umieścimy na stanowisku do badań elastooptycznych dla uzyskania obrazu izochrom [55 ÷ 57]. Otrzymane wyniki eksperymentalne umożliwiły porównanie krzywych umocnienia materiału próbek tej stali w obu stanach i ocenie wpływu naprezeń obróbczych (resztkowych) na krzywe umocnienia $\sigma(\epsilon)$ w warunkach obciążeń statycznych i dynamicznych.

Stal 18G2 w postaci pretów zbrojeniowych używana jest w konstrukcjach żelbetowych do zbrojenia betonu konstrukcyjnego, zaś w postaci kształtowników - w konstrukcjach stalowych. Zgodnie z przyjętą klasyfikacją materiał ten zaliczany jest do grupy niskostopowych stali konstrukcyjnych o podwyższonej wytrzymałości. Wyniki statycznych badań wytrzymałościowych tej stali oraz jej skład chemiczny podane w PN-89/H-89023/06 i w PN-89/H-84023/01 przedstawione są w tabeli 2. Przy projektowaniu żelbetowych konstrukcji obronnych i ochronnych oraz stalowych i żelbetowych konstrukcji mostów narazonych na obciążenia udarowe i uderzeniowe, w tym na przebicia elementów konstrukcyjnych niezbędna jest znajomość parametrów wytrzymałościowych tej stali w szerokim przedziale kilku rzędów predkosci odkształcenia: od 10^{-3} s^{-1} do 10^4 s^{-1} .

Tabela 2. Właściwości mechaniczne i skład chemiczny badanej stali 18G2

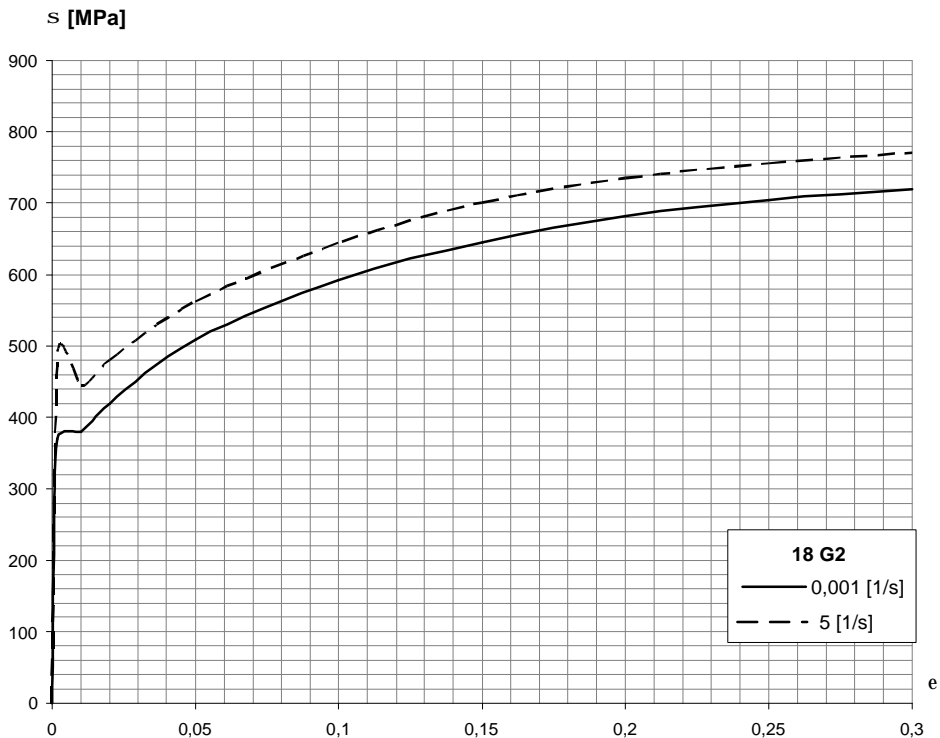
Klasa stali Gatunek	Skład chemiczny								
	C max [%]	Mn max [%]	Si max [%]	P max [%]	S max [%]	Cr max [%]	Ni max [%]	Cu max [%]	Mo max [%]
A – II 18G2	0,22	1,5	0,55	0,05	0,05	0,3	0,3	0,35	0,1

Statyczne charakterystyki wytrzymałościowe		
Moduł Younga $E \cdot 10^3$ [MPa]	Granica plastyczności $R_{0,2}$ [MPa]	Wytrzymałość na rozciąganie R_m [MPa]
212,0	min 355,0	490,0 ÷ 620,0

4.1.2. Wyniki badań statycznych i quasi-statycznych

Badania statyczne i quasi-statyczne walcowych próbek stali 18G2 na sciskanie w stanie dostawy i po wywarzaniu normalizującym w temperaturze pokojowej były przeprowadzone z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej MTS-810. Maksymalny błąd pomiaru siły względem wskazania (odczytu) wynosił 0,1 %, zaś względem zakresu (określony na podstawie krzywej kalibracji za pomocą wzorca firmy HBM, Niemcy) – 0,04 %. Maksymalny błąd pomiaru deformacji próbki materiału względem zakresu określony dla przetwornika przemieszczenia był równy 0,5 %. Do badań wykorzystano próbki walcowe o średnicy $D_0 = 8$ mm (co odpowiada polu powierzchni przekroju poprzecznego $A_0 = 50,24$ mm²) i długości l_0 równej dwukrotnej średnicy badanej próbki. Przy realizacji każdego eksperymentu rejestrowana była zależność siły P w funkcji skrócenia próbki $\Delta l = l_0 - l$ odpowiadającej drodze ruchu trawersy maszyny wytrzymałościowej.

Wykonano po trzy eksperymenty statyczne z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_s = 0,987 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} (\approx 10^{-3} \text{ s}^{-1})$ oraz po trzy eksperymenty quasi-statyczne z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_{qs} = 4,47 \text{ s}^{-1} (\approx 5 \text{ s}^{-1})$, programując odpowiednio stałe predkosci przemieszczania v trawersy maszyny wytrzymałościowej dla wyznaczenia predkosci odkształcenia według wzoru $\dot{\epsilon}_s = \dot{\epsilon}_{qs} = v/l_0$. Otrzymano bardzo dobra powtarzalność wyników tych eksperymentów dla każdej serii badań stali zarówno w stanie dostawy jak i po wyzarczeniu normalizującym [58]. Wpływ obróbki termicznej - wyzarczenia normalizującego – na zachowanie się próbek tej stali był praktycznie niezauważalny. Na podstawie zarejestrowanych wyników statycznych i quasi-statycznych prób sciskania próbek walcowych stali wyznaczono usrednione krzywe sciskania tego materialu, takie same w stanie dostawy i po wyzarczeniu normalizującym, przyjmując naprezenie w mierze nominalnej $s_n = P/A_0$ w funkcji odkształcenia w mierze inżynierskiej $e_l = \Delta l/l_0$. Krzywe te po przekształceniu do postaci zależności naprezenia rzeczywistego $s^o s_{rz} = s_n(1 - e_l)$ od odkształcenia logarytmicznego $e^o e_{ln} = -\ln l/l_0$, przedstawione są na rys. 28.



Rys.28. Usrednione statyczne (z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_s \approx 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) i quasi-statyczne (z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_{qs} \approx 5 \text{ s}^{-1}$) krzywe sciskania próbek stali 18G2, jednakowe w stanie dostawy i po wyzarczeniu normalizującym, wykonane na maszynie wytrzymałościowej MTS-810.

Dla obciążenia statycznego ($\dot{\epsilon}_s \approx 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) widoczna na wykresie krzywej umocnienia wyraźna początkowa granica plastyczności przy sciskaniu osiągnęła średnią wartość 370 MPa dla stali zarówno w stanie dostawy jak i po wyzarczeniu normalizującym. Umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ jest zbliżona do wartości podawanej w normie – por. tab. 2. Natomiast w przypadku quasi-statycznego sciskania dla wartości prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}_{qs} \approx 5,0 \text{ s}^{-1}$ ujawniła się górna i dolna granica plastyczności osiągając wartości równe odpowiednio 497 MPa i 444 MPa dla próbek zarówno w stanie dostawy jak i po wyzarczeniu normalizującym. Badana stal wykazuje dodatnią wrażliwość początkowej (górną) granicy plastyczności na prędkość odkształcenia – wzrost o 34 % granicy plastyczności z wartości 370 MPa do wartości 497 MPa przy wzroście o prawie cztery rzędy prędkości odkształcenia.

4.1.3. Wyniki badań dynamicznych

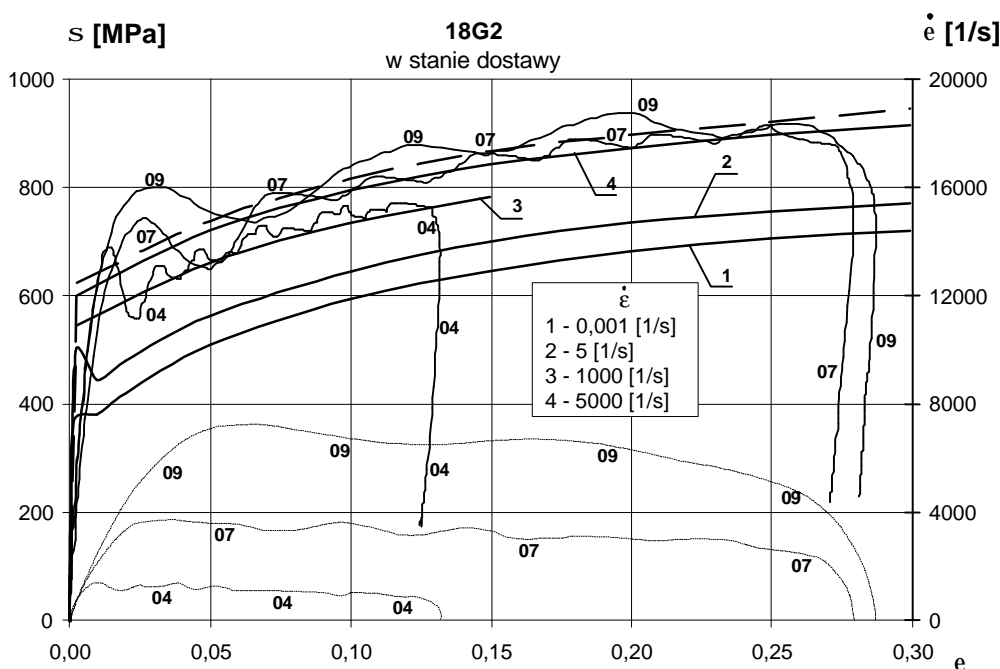
Badania eksperymentalne zachowania się stali 18G2 przy wysokich prędkościach odkształcenia zrealizowano wykorzystując technikę badawczą zmodyfikowanego pretu Hopkinsona *HPB*. Średnica stalowych pretów inicjującego i transmitującego oraz pretu-pocisku (obciążającego) o wysokiej granicy sprężystości sięgającej 1800 MPa, wynosiła 20 mm. Długości pretów pomiarowych były równe 1 m, zaś pretu obciążającego – 100 mm, 200 mm i 300 mm. Prędkość uderzenia pretu-pocisku zmieniała się od kilkunastu do kilkudziesięciu m/s. Badane na dynamiczne sciskanie próbki o kształcie walca miały następujące nominalne wymiary: średnica $D_0 = 8$ mm, długość $l_0 = 4$ mm.

W celu zmniejszenia tarcia na granicy próbka-pret pomiarowe używano smaru grafitowego. Maksymalna prędkość odkształcenia w eksperymentach dochodziła do $0,8 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$. Szczegółowe warunki techniczne (wymiary próbek i parametry obciążenia) prowadzonych doświadczalnych badań zestawiono w tabeli 3.

W każdym eksperymencie wyznaczano naprężenie, odkształcenie i prędkość odkształcenia w funkcji czasu. Następnie sporządzono wykresy zależności naprężenia rzeczywistego i prędkości odkształcenia od odkształcenia logarytmicznego. Na rysunkach 29 i 30 zilustrowano zbiorcze wyniki badań dynamicznych stali 18G2 realizowanych z dużymi prędkościami odkształcenia dla próbek stali w stanie dostawy oraz po wyzarczeniu normalizującym. Nie stwierdzono istotnego wpływu naprężeń resztkowych na otrzymane dynamiczne charakterystyki badanego materiału.

Tabela 3. Zestawienie wykonanych badań dynamicznych stali 18G2

Numer eksperymentu	Wymiary próbki			Parametry obciążenia			Uwagi
	Długość próbki L_0 , [mm]	Srednica próbki D_0 , [mm]	Odkształcenie trwałe	Srednica pocisku obciążającego, [mm]	Długość pocisku obciążającego L_1 , [mm]	Prędkość uderzenia pocisku obciążającego V_0 , [m/s]	
stal 18G2 w stanie dostawy							
2-01	3.93	7.99	12.5	20	300	9.34	
2-02	3.93	7.98	13.0	20	300	9.36	
2-03	3.93	7.99	14.3	20	300	9,27	Próbka została niejednorodnie zdeformowana
2-04	3.91	7.99	11.5	20	300	8.68	
2-05	3.93	7.98	23.0	20	200	17.0	
2-06	3.91	7.96	23.4	20	200	17.18	
2-07	3.93	7.96	23.4	20	200	17.0	
2-08	3.92	8.00	25.3	20	100	31.44	
2-09	3.93	7.98	24.1	20	100	30.12	
2-10	3.93	7.99	24.0	20	100	30.1	
stal 18G2 po wyżarzaniu normalizującym							
2-51	3.93	7.98	10.8	20	300	8.38	
2-52	3.93	8.00	12.4	20	300	9.31	
2-53	3.92	7.98	12.7	20	300	9.12	
2-54	3.92	7.98	24.3	20	200	17.6	
2-55	3.93	7.97	22.3	20	200	17.06	
2-56	3.93	7.98	24.3	20	200	17.48	
2-57	3.93	7.98	24.8	20	100	30.3	
2-58	3.92	7.99	24.7	20	100	30.3	
2-59	3.94	8.00	25.1	20	100	30.3	

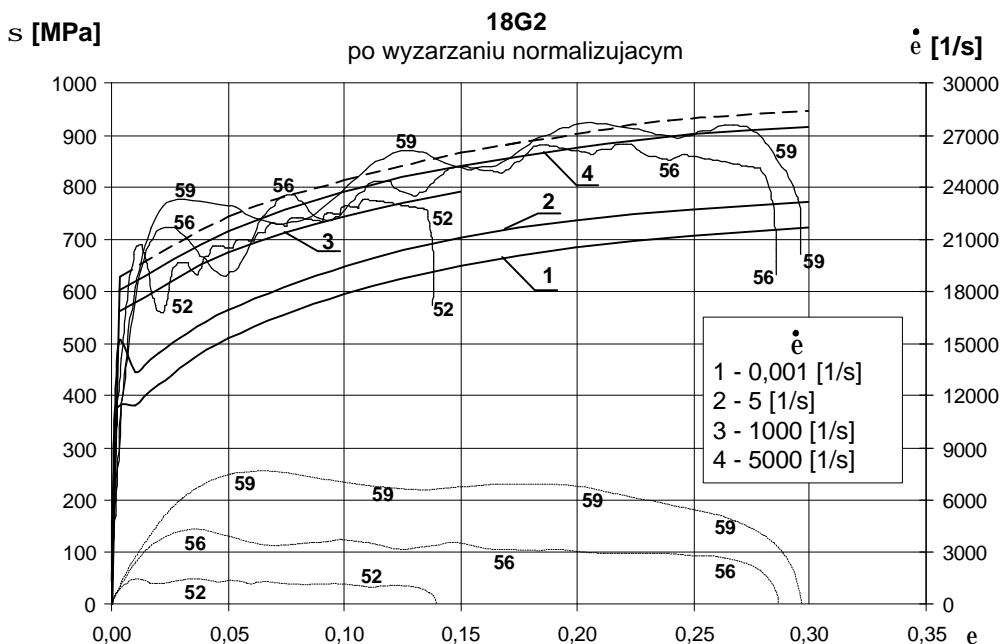


Rys. 29. Dynamiczne krzywe umocnienia $\sigma(\epsilon)$ stali 18G2 w stanie dostawy dla zmiennej predkosci odkształcenia $\dot{\epsilon}(\epsilon)$, otrzymane z eksperymentów nr 2–04, 07 i 09 wykonanych na zmodyfikowanym precie Hopkinsona *HPB*. Linia przerywana oznacza krzywa $\sigma(\epsilon)$, srednia dla próbek 07 i 09, bez eliminacji wpływu tarcia. Na wykresie naniesiono krzywe umocnienia tej stali: statyczna (1), quasi-statyczna (2) i dynamiczne (3) i (4) dla predkosci odkształcenia rzędu odpowiednio 10^3 s^{-1} i $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ z wyliminowaniem wpływu tarcia.

Zbiorcze wykresy dynamicznych charakterystyk stali 18G2, zarówno w stanie dostawy jak i po wywarzaniu normalizującym, pozwalaja dokonac oceny wpływu predkosci odkształcenia na badane wlasciwosci materialu konstrukcyjnego.

Po osiagnieciu przez material poczatkowej dynamicznej granicy plastycznosci zaczyna sie wzmozczenie plastyczne badanej stali w zakresie odkształcenia do okolo 25 %. Dalej, ze wzrostem odkształcenia wartosci naprezen w stali zmniejszaja sie - material ulega tzw. oslabieniu termicznemu. Efekt ten spowodowany jest procesem adiabatycznej deformacji. Oznacza to, ze dla dynamicznego odkształcenia rzędu 20 – 25 % temperatura deformowanej próbki stali znacznie podwyzsza sie, co w

konsekwencji doprowadza do osłabienia termicznego - zmniejszenia napreżenia plastycznego plynienia stali.

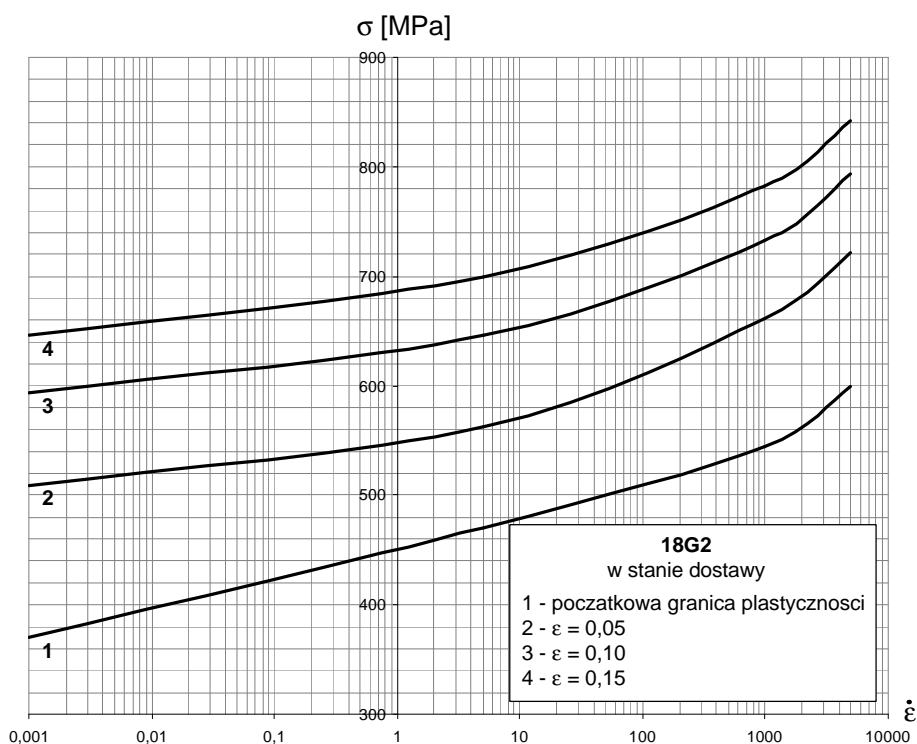


Rys. 30. Dynamiczne krzywe umocnienia $\sigma(\epsilon)$ stali 18G2 po wyzarraniu normalizujacym dla zmiennej predkosci odkszarrtalenia $\dot{\epsilon}(\epsilon)$, otrzymane z eksperymentów nr 2–52, 56 i 59 wykonanych na zmodyfikowanym precie Hopkinsona *HPB*. Linia przerywana oznacza krzywa $\sigma(\epsilon)$, srednia dla próbek 07 i 09, bez eliminacji wplywu tarcia. Na wykresie naniesiono krzywe umocnienia tej stali: statyczna (1), quasi-statyczna (2) i dynamiczne (3) i (4) dla predkosci odkszarrtalenia rzędu odpowiednio 10^3 s^{-1} i $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ z wyliminowaniem wplywu tarcia.

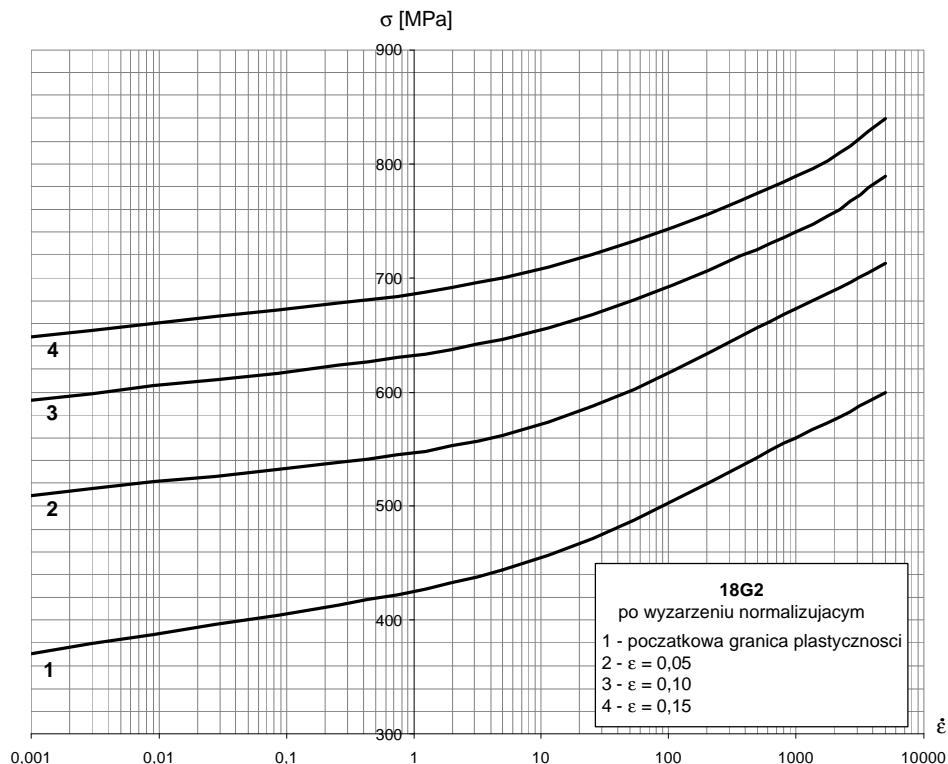
4.1.4. Porównanie wyników badan statycznych i dynamicznych

Na podstawie przeprowadzonych doswiadczen dla próbek stali konstrukcyjnej 18G2, przy obciarrzeniach statycznych i quasi-statycznych na maszynie wytrzymałosciowej MTS-810 oraz dynamicznych technika zmodyfikowanego preta Hopkinsona wyznaczono rodzinie krzywych umocnienia tej stali dla różnych predkosci odkszarrtalenia w temperaturze pokojowej.

Z przedstawionych na rys. 31 i 32 wykresów wynika, że badana stal jest wrażliwa na prędkość odkształcenia. Przeprowadzone badania wykazały 62 % wzrost dynamicznej, początkowej granicy plastyczności dla prędkości odkształcenia odpowiednio 10^3 s^{-1} i $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$, w porównaniu z granicą plastyczności dla warunków statycznych. Również w zakresie dynamicznych deformacji plastycznych zachowanie badanej stali jest określone jej własnościami lepkimi – widoczny jest wzrost naprężenia plastycznego płynięcia przy odkształceniu 5 %, 10 % i 15 % wraz ze wzrostem prędkości odkształcenia. Oznacza to, że badana stal konstrukcyjna wymaga wyższego naprężenia, aby osiągnąć uplastycznienie przy nagłym obciążeniu niż przy obciążeniu powolnym. Ponadto, wyniki uzyskane dla prędkości odkształcenia 10^3 s^{-1} wskazują na możliwość wystąpienia górnej i dolnej granicy plastyczności w związku z istnieniem efektu czasu opóźnienia plastycznego.



Rys. 31. Porównanie wybranych parametrów wytrzymałościowych stali 18G2 w stanie dostawy: początkowej (dolnej) granicy plastyczności i naprężeń plastycznych przy odkształceniu równym 5 %, 10 % i 15 %, w zakresie prędkości odkształcenia $10^{-3} \text{ s}^{-1} \div 5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ oraz temperaturze pokojowej.



Rys. 32. Porównanie wybranych parametrów wytrzymałościowych stali 18G2 po wywarzeniu normalizującym: początkowej (dolnej) granicy plastyczności i naprężeń plastycznych przy odkształceniu równym 5 %, 10 % i 15 %, w zakresie prędkości odkształcenia $10^{-3} \text{ s}^{-1} \div 5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ oraz temperaturze pokojowej.

4.2. Badania stali St3SX

4.2.1. Charakterystyka stali oraz badanych próbek

Badaniom statycznym i dynamicznym przy sciskaniu w temperaturze pokojowej poddano próbki walcowe polskiej budowlanej stali konstrukcyjnej klasy I: St3SX w stanie surowym tzw. dostawy oraz po tzw. wywarzeniu normalizującym. Ta stal w postaci okrągłych, gładkich pretów zbrojeniowych używana jest w konstrukcjach żelbetowych do zbrojenia betonu konstrukcyjnego, zaś w postaci blach, kształtowników i pretów - w stalowych konstrukcjach spawanych. Stal ta stosuje się jako zbrojenie nosne w konstrukcjach żelbetowych poddanych działaniu obciążeń wielokrotnie zmiennych i dynamicznych oraz w konstrukcjach narazonych na

wplywy sejsmiczne i parasejsmiczne. Z tej stali wykonuje sie uchwyty montazowe elementow prefabrykowanych. Zgodnie z przyjeta klasyfikacja zaliczana jest do grupy stali węglowych zwykłej jakości ogólnego przeznaczenia. Wyniki statycznych badan wytrzymałościowych tej stali oraz jej skład chemiczny podane w PN-89/H-89023/06 i w PN-89/H-84023/01 przedstawione sa w tabeli 4.

Przy projektowaniu żelbetowych i stalowych konstrukcji obronnych i ochronnych narazonych na obciążenia udarowe i uderzeniowe niezbędna jest znajomość parametrów wytrzymałościowych tej stali w znacznym przedziale szybkości odkształcenia.

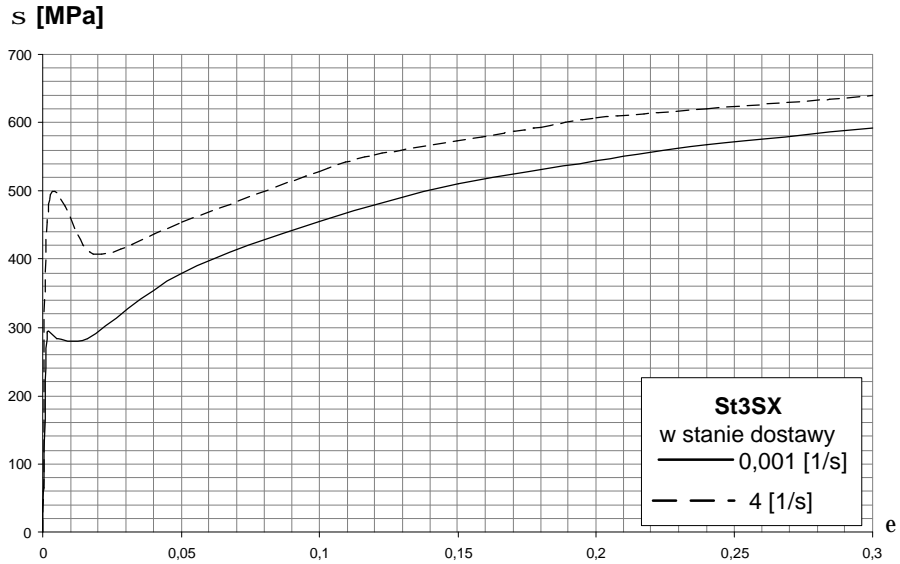
Tabela 4. Normowe właściwości mechaniczne i skład chemiczny badanej stali St3SX

Klasa stali Gatunek					Statyczne charakterystyki wytrzymałościowe		
	C max [%]	Si max [%]	P max [%]	S max [%]	Moduł Younga $E \cdot 10^3$ [MPa]	Granica plastyczności R_e^{st} , [MPa]	Wytrzymałość na rozciąganie R_m^{st} , [MPa]
A-I St3SX	0,22	0,07	0,05	0,05	212,0	min. 235,0	375,0 ÷ 466,0

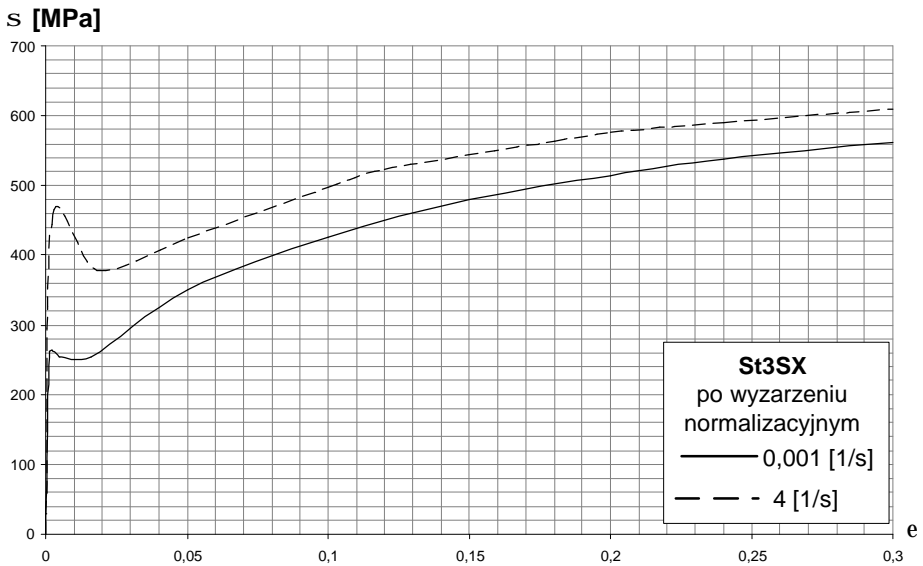
4.2.2. Wyniki badan statycznych i quasi-statycznych

Badania statyczne i quasi-statyczne stali St3SX w stanie dostawy po wyzraniu normalizującym w temperaturze pokojowej na jednoosiowe sciskanie byly przeprowadzone z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej MTS-810.

Wykonano po trzy eksperymenty statyczne z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_s = 0,987 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ($\approx 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) oraz po trzy eksperymenty quasi-statyczne z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_{qs} = 3,84 \text{ s}^{-1}$ ($\approx 4 \text{ s}^{-1}$), programując odpowiednio stale predkosci przemieszczania v trawersy maszyny wytrzymałościowej. Wplyw obróbki termicznej - wyzrania normalizującego - na zachowanie sie próbek tej stali byl istotny. Do badan wykorzystano próbki walcowe o srednicy 8 mm (co odpowiada polu powierzchni przekroju poprzecznego $A_0 = 50,24 \text{ mm}^2$) i dlugosci równej podwójnej srednicy badanej próbki. Zarejestrowane wyniki prób wytrzymałościowych statycznych i quasi-statycznych zobrazowano w formie graficznej na rys. 33 i 34.



Rys.33. Usrednione statyczne (z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_s \approx 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) i quasi-statyczne (z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_{qs} \approx 4 \text{ s}^{-1}$) wykresy sciskania próbek stali St3SX w stanie dostawy wykonane na maszynie wytrzymałościowej MTS-810.



Rys.34. Usrednione statyczne (z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_s \approx 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) i quasi-statyczne (z predkoscia odkształcenia $\dot{\epsilon}_{qs} \approx 4 \text{ s}^{-1}$) wykresy sciskania próbek stali St3SX po wyzarzeniu normalizującym wykonane na maszynie wytrzymałościowej MTS-810.

Przy realizacji każdego eksperymentu rejestrowana była zależność siły P w funkcji przemieszczenia (skrócenia) próbki odpowiadającego drodze ruchu trawersy maszyny wytrzymałościowej.

Zarówno przy obciążeniu statycznym jak i quasi-statycznym ujawniła się górna i dolna granica plastyczności w stali St3SX – oznaczone jako R_{eg} i R_{ed} – osiągające wartości przedstawione w tabeli 5.

Tabela 5. Wartości górnej i dolnej granicy plastyczności dla stali St3SX

Stan materiału		W stanie dostawy		Po wywarzaniu normalizującym	
$\dot{\epsilon}$	1/s	10^{-3}	4	10^{-3}	4
R_{eg}	MPa	292	488	262	458
R_{ed}	MPa	284	406	254	376

Zwiększenie prędkości deformacji prawie o cztery rzędy wielkości spowodowało wzrost quasi-statycznej górnej i dolnej granicy plastyczności odpowiednio o 67 % i 43 % w stanie dostawy oraz o 75 % i 48 % po wywarzaniu normalizującym. Wczesniejsze badania doświadczalne dotyczące zachowania stali miękkiej podczas rozciągania ujawniły po raz pierwszy to zjawisko [5]. Jest ono konsekwencją efektu opóźnienia plastycznego. Podobne efekty zaobserwowane zostały podczas badania na sciskanie innej polskiej stali budowlanej St0S [59]. Autorzy pracy [60] uważają, że mięknięcie plastyczne w stalach miękkich uwarunkowane jest intensywnością procesu wymuszania odkształcen oraz własnościami lepkimi i nie zawsze występuje, szczególnie dla bardzo małych ($\dot{\epsilon}_s \leq 0,006 \text{ s}^{-1}$) i dużych ($\dot{\epsilon}_d \geq 500 \text{ s}^{-1}$) prędkości odkształcenia. Badania doświadczalne dla polskich budowlanych stali miękkich St0S i St3SX potwierdziły, że już w zakresie prędkości deformacji od $0,001 \text{ s}^{-1}$ opisane wyżej zjawisko ma miejsce także podczas prób jednoosiowego sciskania.

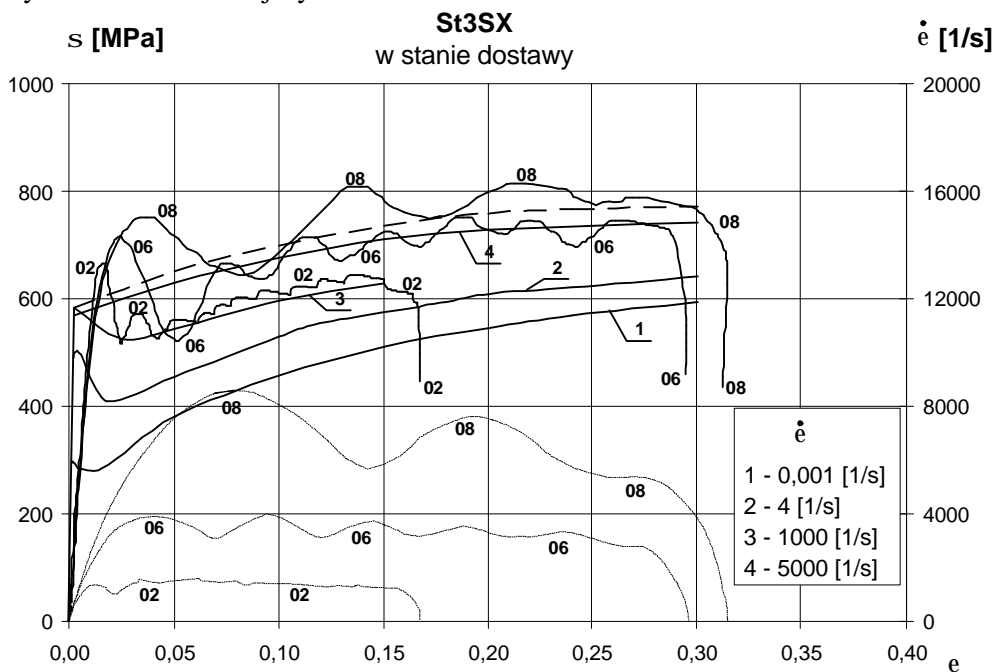
4.2.3. Wyniki badań dynamicznych

Badania eksperymentalne zachowania się stali St3SX przy wysokich prędkościach deformacji zrealizowano wykorzystując technikę badawczą zmodyfikowanego preta Hopkinsona. Badane stalowe próbki walcowe miały następujące nominalne wymiary: średnica 8 mm, długość 4 mm. Maksymalna prędkość odkształcenia w eksperymentach dochodziła do $0,8 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$. Szczegółowe warunki techniczne (wymiary próbek, parametry obciążenia itp.) prowadzenia eksperymentów zestawiono w tabeli 6.

Tabela 6. Zestawienie wykonanych badan dynamicznych stali St3SX

Numer eksperymentu	Wymiary próbki			Parametry obciążenia			Uwagi
	Długość próbki L_0 , [mm]	Srednica próbki D_0 , [mm]	Maksymalna deformacja próbki ϵ_{dmax} , [%]	Srednica pocisku obciążającego, [mm]	Długość pocisku obciążającego L_p , [mm]	Prędkość uderzenia pocisku obciążającego $V_{pocisku}$, [m/s]	
stal St3SX w stanie dostawy							
3-01	3.96	7.98	11.3	20	300	9.57	
3-02	9.94	8.0	11.7	20	300	8.53	
3-03	3.94	8.0	10.4	20	300	8.18	
3-04	3.96	7.99	29.5	20	200	16.33	
3-05	3.93	7.99	29.0	20	200	17.3	
3-06	3.94	8.0	29.0	20	200	17.3	
3-07	3.94	8.04	39.0	20	100	31.0	
3-08	3.94	7.99	39.8	20	100	31.6	uderzenie w pret inicjujący
3-09	3.94	8.0	38.33	20	100	31.25	uderzenie w pret inicjujący
stal St3SX po wyzarzaniu normalizującym							
3-51	3.94	8.0	10	20	300	8.4	
3-52	3.96	7.99	10.1	20	300	9.04	
3-53	3.95	8.0	10.1	20	300	8.44	
3-54	3.97	7.98	28.4	20	200	20.16	
3-55	3.96	8.02	28.7	20	200	17.12	
3-56	3.96	8.0	29.2	20	200	17.6	
3-57	3.96	8.0	39.6	20	100	31.15	
3-58	3.94	7.98	36	20	100	30.48	
3-59	3.95	8.0	37	20	100	30.48	

W każdym eksperymencie rejestrowano napreżenia i predkosci odkształcenia w funkcji czasu. Następnie sporządzono wykresy zależności napreżeń (linia ciągła) i predkosci odkształcenia (linia przerywana) od deformacji. Na rysunkach 35 i 36 przedstawione są zbiorcze wyniki badań dynamicznych stali St3SX realizowanych z dużymi predkosciami odkształcenia dla próbek w stanie dostawy oraz po wyzaryzaniu normalizującym.

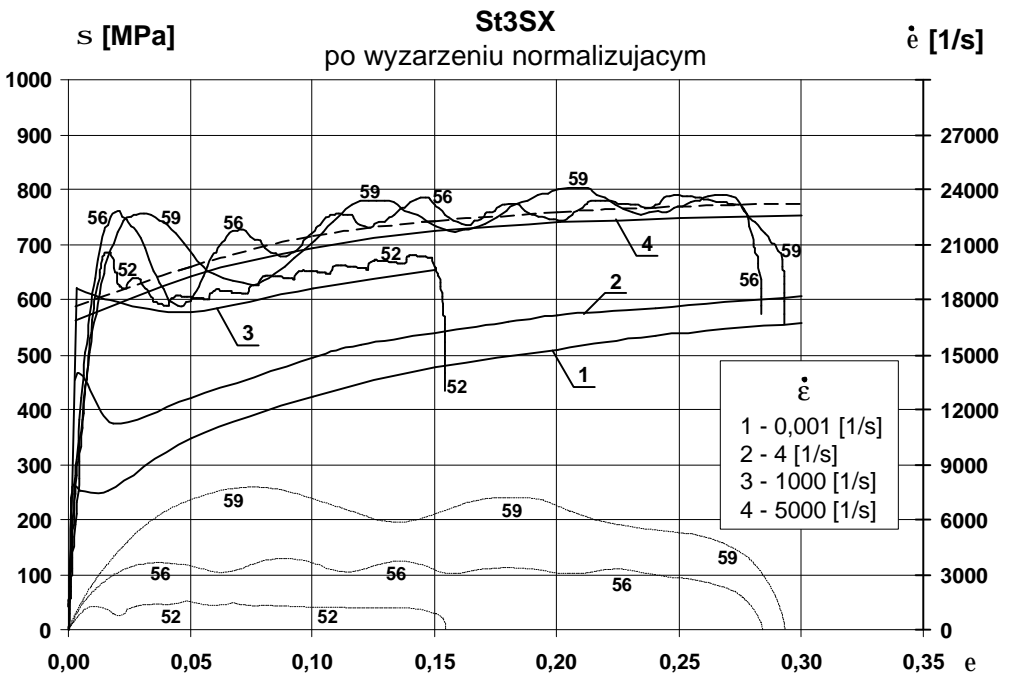


Rys. 35. Dynamiczne krzywe umocnienia $\sigma(\epsilon)$ stali St3SX w stanie dostawy dla zmiennej predkosci odkształcenia $\dot{\epsilon}(\epsilon)$, otrzymane z eksperymentów nr 3-02, 06 i 08 wykonanych na zmodyfikowanym precie Hopkinsona *HPB*. Linia przerywana oznacza krzywa $\sigma(\epsilon)$, srednia dla próbek 06 i 08, bez eliminacji wpływu tarcia. Na wykresie naniesiono krzywe umocnienia tej stali: statyczna (1), quasi-statyczna (2) i dynamiczne (3) i (4) dla predkosci odkształcenia rzędu odpowiednio 10^3 s^{-1} i $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ z wyeliminowaniem wpływu tarcia.

Zbiorcze wykresy dynamicznych charakterystyk stali St3SX, zarówno w stanie dostawy jak i po wyzaryzaniu normalizującym, pozwalają dokonac oceny wpływu predkosci odkształcenia na badane właściwości materialu konstrukcyjnego. Wyniki badań dynamicznych dla predkosci odkształcenia rzędu 10^3 s^{-1} , pokazały że na krzywych umocnienia w obu przypadkach (dostawa i wyzaryzanie normalizujące)

występuje podobnie jak w badaniach statycznych i quasi-statycznych zjawisko górnej i dolnej granicy plastyczności na początku odkształceń plastycznych.

Po osiągnięciu przez materiał dolnej dynamicznej granicy plastyczności następuje wzmocnienie plastyczne badanej stali do wielkości deformacji rzędu 20 – 25 %. Następnie, ze wzrostem odkształcenia wartości naprężeń w stali zmniejszają się - materiał ulega osłabieniu termicznemu. Efekt ten spowodowany jest procesem adiabatycznej deformacji. Oznacza to że przy pewnym zakresie dynamicznych odkształceń rzędu 20 – 25 % temperatura deformowanej próbki stali znacznie podwyższa się co prowadzi do osłabienia termicznego i w konsekwencji do zmniejszenia naprężeń plastycznego płynięcia stali.

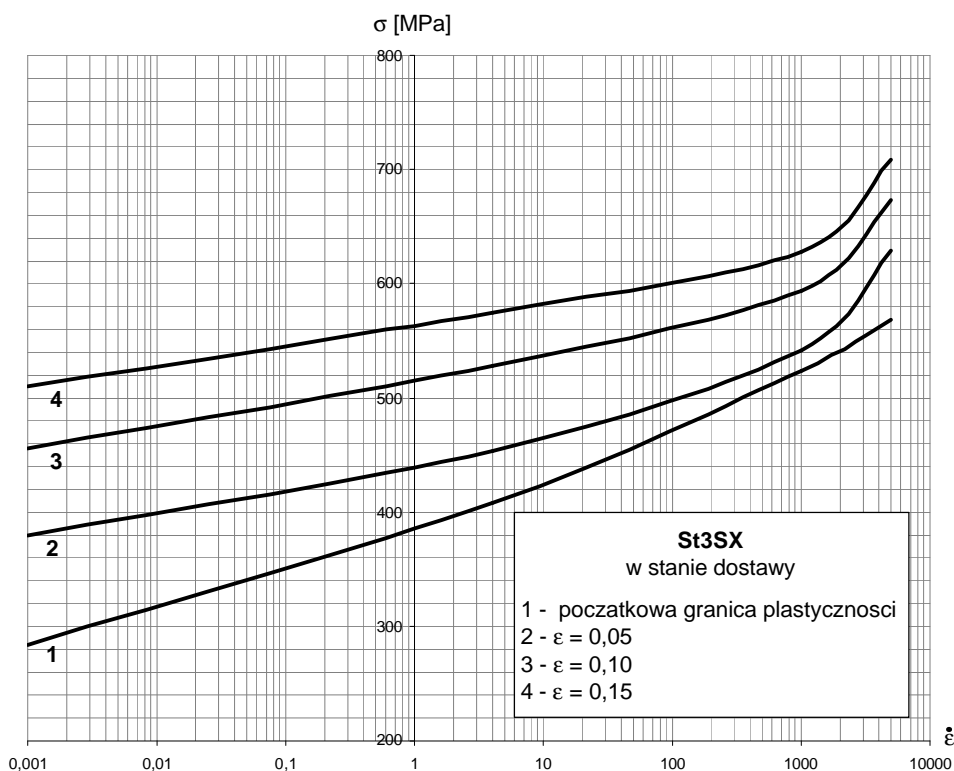


Rys. 36. Dynamiczne krzywe umocnienia $\sigma(\epsilon)$ stali St3SX po wyzarzeniu normalizującym dla zmiennej prędkości odkształcenia $\dot{\epsilon}$ (ϵ), otrzymane z eksperymentów nr 3–52, 56 i 59 wykonanych na zmodyfikowanym precie Hopkinsona HPB. Linia przerywana oznacza krzywą $\sigma(\epsilon)$, średnia dla próbek 56 i 59, bez eliminacji wpływu tarcia. Na wykresie naniesiono krzywe umocnienia tej stali: statyczna (1), quasi-statyczna (2) i dynamiczne (3) i (4) dla prędkości odkształcenia rzędu odpowiednio 10^3 s^{-1} i $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ z wyeliminowaniem wpływu tarcia.

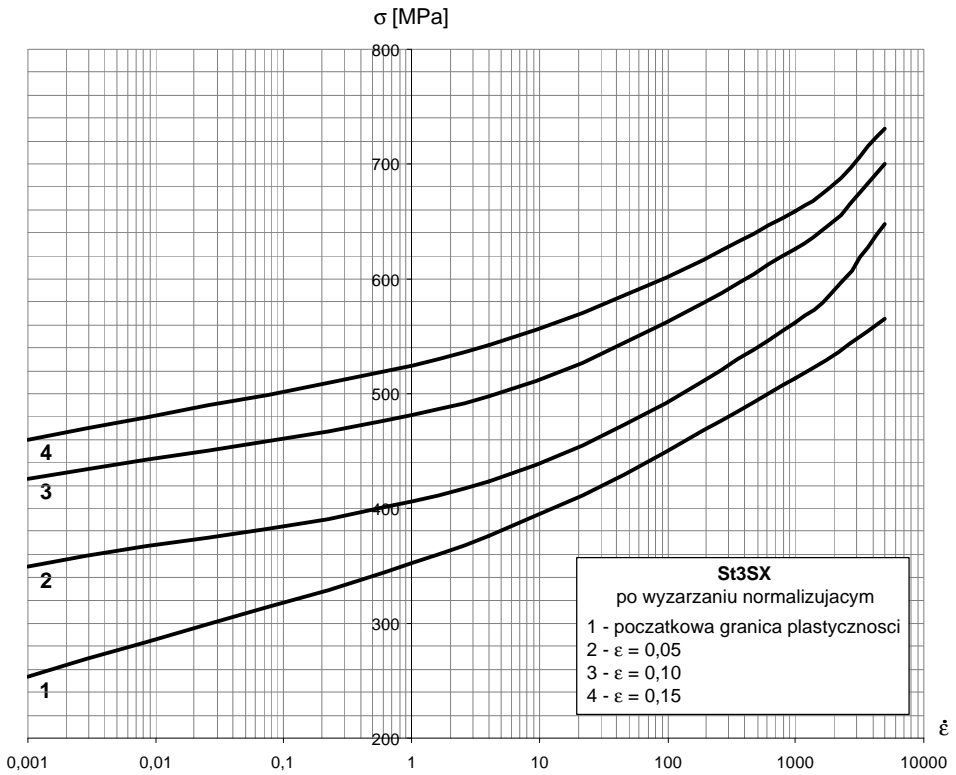
4.2.4. Porównanie wyników badań statycznych i dynamicznych

Na podstawie przeprowadzonych doświadczeń dla próbek stali konstrukcyjnej St3SX, przy różnym rodzaju obciążenia: obciążeniu statycznym i quasi-statycznym na maszynie wytrzymałościowej MTS-810 oraz dynamicznym na zmodyfikowanym przecie Hopkinsona znaleziono rodzinę krzywych umocnienia tej stali dla różnych prędkości odkształcenia w temperaturze pokojowej.

Z przedstawionych na rysunkach 37 i 38 zależności $\sigma(\lg \dot{\epsilon})$ wynika, że badana stal jest wrażliwa na prędkość deformacji. Badania eksperymentalne wykazały wzrost o około 100 % dynamicznej (dolnej) granicy plastyczności w porównaniu z wielkością statyczną zarówno dla próbek tej stali w stanie dostawy jak i po wyzarczeniu normalizującym.



Rys. 37. Porównanie wybranych parametrów wytrzymałościowych stali St3SX w stanie dostawy: początkowej (dolnej) granicy plastyczności i naprężeń plastycznych przy odkształceniu równym 5 %, 10 % i 15 % w zakresie prędkości odkształcenia $10^{-3} \text{ s}^{-1} \div 5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ oraz temperaturze pokojowej.



Rys. 38. Porównanie wybranych parametrów wytrzymałościowych stali St3SX po wywarzaniu normalizujacym: początkowej (dolnej) granicy plastycznosci i naprezen plastycznych przy odkształceniu równym 5 %, 10 % i 15 % w zakresie predkosci odkształcenia $10^{-3} \text{ s}^{-1} \div 5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ oraz temperaturze pokojowej.

5. Podsumowanie

W pracy przedstawiono opracowaną w projekcie badawczym [34], nietrudną do stosowania i wiarygodną metodę doświadczalną badania lepkoplastycznych własności metali i stopów o strukturze drobno, średnio i gruboziarnistej w zakresie bardzo wysokich prędkości odkształcenia $5 \times 10^3 \text{ s}^{-1} \div 10^5 \text{ s}^{-1}$. W odniesieniu do dotychczas stosowanych – metoda zwiększa ponad dwukrotnie możliwe do uzyskania odkształcenie a dla materiałów średnio i gruboziarnistych również możliwa do uzyskania prędkość odkształcenia. Biorąc pod uwagę koszt realizacji dotychczasowymi metodami badań dla prędkości odkształcenia większych od 10^4 s^{-1} można stwierdzić, że zaproponowana metoda jest jedyną, która może być ogólnie dostępna dla zainteresowanych laboratoriów mechaniki materiałów.

Przedstawiono też urządzenie zbudowane w laboratorium IPPT PAN w celu wykonania badań proponowaną metodą i sprawdzenia jej praktycznej przydatności. Wykonano badania próbek stali konstrukcyjnej 34GS. Nie wykorzystując całego zakresu możliwości otrzymano odkształcenie próbki około 0.4 oraz efektywną prędkość odkształcenia około 80000 s^{-1} . Zwiększenie prędkości odkształcenia w stosunku do istniejących metod osiągnięto poprzez modyfikacje, dająca możliwość bezpośredniego uderzenia pocisku w małą próbkę, z większą niż dotychczas prędkością, bez powodowania – dzięki odpowiedniemu hamowaniu – uszkodzenia stanowiska przez rozpedzony pocisk. Przedstawione w pracy wyniki badań stali 34GS pozwalają stwierdzić, że wrażliwość na prędkość odkształcenia tej stali w zakresie prędkości odkształcenia $10^2 \text{ s}^{-1} \div 10^5 \text{ s}^{-1}$ jest znacznie większa niż w zakresie $10^4 \text{ s}^{-1} \div 1 \text{ s}^{-1}$. Na podstawie wyników przeprowadzonych badań doświadczalnych określono konstytutywny model Johnsona-Cooka dla stali 34GS w zakresie prędkości odkształcenia $10^4 \text{ s}^{-1} \div 10^5 \text{ s}^{-1}$.

W pracy przedstawiono także rezultaty badań eksperymentalnych w szerokim zakresie prędkości odkształcenia od $10^{-3} \text{ s}^{-1} \div 5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ stali konstrukcyjnych, budowlanych 18G2 i St3SX w stanie surowym tzw. dostawy oraz po tzw. wyzraniu normalizującym, otrzymane podczas jednoosiowego sciskania w temperaturze pokojowej. Badane stale są wrażliwe na prędkość odkształcenia. Przeprowadzone badania wykazały wzrost dynamicznej, początkowej granicy plastyczności tych stali wraz ze wzrostem prędkości odkształcenia w porównaniu z granicą plastyczności dla warunków statycznych. Również w zakresie deformacji plastycznych zachowanie badanych stali jest określone ich własnościami lepkimi – widoczny jest wzrost naprężenia plastycznego plynienia przy odkształceniu 5%, 10%, 15% wraz ze wzrostem prędkości odkształcenia. Ponadto wyniki uzyskane dla tych stali w warunkach obciążen quasi-statycznych i dynamicznych wskazują na możliwość wystąpienia górnej i dolnej granicy plastyczności w związku z istnieniem efektu czasu opóźnienia plastycznego.

Przedstawione w pracy, wykonane w ramach projektu badawczego [34] badania doświadczalne pozwalają stwierdzić, że zaproponowana metoda badań na

dynamiczne sciskanie daje mozliwosc osiagania predkosci odkształcenia dla metali, również o wysokiej wytrzymałości, w zakresie $5 \times 10^3 \text{s}^{-1} \div 10^5 \text{s}^{-1}$.

Ponieważ dotychczas wykonano małą ilość doświadczalnych badań metali i stopów metali dla predkosci odkształcenia wiekszych od 10^4s^{-1} proponowana metoda przyczyni się do rozszerzenia mozliwosci poznawczych w tej dziedzinie. Badania plastycznego zachowania się metali przy wysokich predkosciach odkształcenia mają duże znaczenie praktyczne w produkcji przemysłowej (hutniczej i maszynowej), gdzie stosowane są technologie obróbki plastycznej i obróbki skrawaniem metali a także w nowoczesnych dziedzinach techniki (technika kosmiczna i wojskowa), w których występują zderzenia z dużymi predkosciami.

DODATEK

Program numeryczny i wyniki obliczen naprezenia, odkształcenia i predkosci odkształcenia dla badanej próbki

```

real l0
dimension epst(80), v(80), epspr(80), eps(80), sig(80),
* epslog(80), t(80)
common /wsp/ epst, t
open (unit=11, file='b:dane',access='sequential', status='old',
* form='formatted')
open ( unit=12, file='b:wyniki', access='sequential',
* status='new', form='formatted')
read(11,100) n, k
write(12,125) n,k
read(11, 123) l0, r0, c0, d0, dd
write(12,126) l0,r0,c0,d0,dd
read(11,123) v0, vsr, td, a
write(12,126)v0,vsr,td,a
r0=r0*1.0e-10
c0=c0*1.0e+06
td=td*1.0e-06
a=a*1.0e-06
do 11 i=1,n
read (11,123) t(i), epst(i)
write(12,126) t(i), epst(i)
t(i)=a*t(i)
epst(i)=epst(i)*1.0e-04
c write(12,126) t(i),epst(i)
11 continue
do 12 i=1,n
c write(12,125) i
if(i.gt.k) go to 1201
ti2=t(i)*t(i)
xr1=td*td
x11=v0-vsr
x12=ti2/xr1
c write(12,126) x11,x12
v(i)=v0-3.0*x11*x12
epspr(i)=v0/10-3.0*(v0-vsr)*ti2/(10*xr1)-c0*epst(i)/10
eps(i)= v0*t(i)/10-(v0-vsr)*ti2*t(i)/(10*xr1)-(c0/10)*calk(1,i)
xrr=calk(1,i)
write(12,126)xrr
sig(i)=r0*c0*c0*epst(i)*(dd/d0)*(dd/d0)*(1.0-eps(i))

```

```

c      write(12,126) v(i),epspr(i),eps(i),sig(i)
      if(eps(i).gt.1.0) write(12,13)
      epslog(i)=-log(1.0-eps(i))
c      write(12,126) epslog(i)
13     format(1h ,8hblad eps)
      go to 17
1201  v(i)=0.5*v(k)
      epspr(i)=v(k)/(2.0*10)-c0*epst(i)/10
      eps(i)= eps(k)+(1.0/(2.0*10))*v(k)*(t(i)-t(k))
      * -(c0/10)*calk(k,i)
      sig(i)=r0*c0*c0*epst(i)*(dd/d0)*(dd/d0)*(1.0-eps(i))
      if(eps(i).gt.1.0) write(12,13)
      epslog(i)=-log(1.0-eps(i))
17     continue
12     continue
      write(12,127)
127    format(1h ,2x,4hdane)
      write(12,125) n,k
125    format(1h ,2i5)
      write(12,126) 10,r0,c0,d0,dd
      write(12,126) v0,vsr,td,a
126    format(1h ,5(e10.3,2x))
      write(12,132)
      do 14 i=1,n
      write (12,124) i,t(i),eps(i),sig(i),epspr(i)
14     continue
      write(12,131)
      do 15 i=1,n
      write(12,128) i, epslog(i), v(i)
15     continue
124    format(1h ,i2,1x,e10.3,3(1x,e15.6))
128    format(1h ,i2,1x,2(e15.6,1x))
131    format(1h ,2x,1hi,2x,6hepslog,2x,1hv)
132    format(1h ,2x,1hi,2x,1ht,2x,3heps,2x,3hsig,2x,5hepspr)
100    format (10i5)
123    format(5f10.0)
      stop
      end
c      *****
      function calk(i1,i2)
      common /wsp/ epst(80), t(80)
      xr=0.0
      if(i1.eq.i2) go to 2
      do 1 ir=i1,i2-1

```

```

      ir1=ir+1
c      write(12,22) epst(ir),epst(ir1)
c      write(12,22) t(ir1),t(ir)
      xr=xr+0.5*(epst(ir)+epst(ir1))*(t(ir1)-t(ir))
  1    continue
  2    continue
      calk=xr
c 22   format (1h ,e10.3,2x,e10.3)
      return
      end

echo danych
n  k
 49 30
l0 r0 c0 d0 D
 .800E+00 .800E+01 .520E+01 .200E+01 .520E+01
v0 vsr T A
 .366E+05 .349E+05 .860E+01 .200E+00

.000E+00 .000E+00
.150E+01 .262E+01
.300E+01 .458E+01
.450E+01 .663E+01
.600E+01 .850E+01
.750E+01 .965E+01
.900E+01 .981E+01
.105E+02 .996E+01
.120E+02 .947E+01
.135E+02 .872E+01
.150E+02 .956E+01
.165E+02 .971E+01
.180E+02 .110E+02
.195E+02 .104E+02
.210E+02 .109E+02
.225E+02 .109E+02
.240E+02 .101E+02
.255E+02 .103E+02
.270E+02 .111E+02
.285E+02 .115E+02
.300E+02 .128E+02
.315E+02 .130E+02

```

.330E+02	.122E+02
.345E+02	.121E+02
.360E+02	.128E+02
.375E+02	.133E+02
.390E+02	.128E+02
.405E+02	.139E+02
.420E+02	.151E+02
.430E+02	.141E+02
.450E+02	.145E+02
.465E+02	.156E+02
.480E+02	.166E+02
.495E+02	.173E+02
.510E+02	.171E+02
.525E+02	.162E+02
.540E+02	.147E+02
.555E+02	.130E+02
.570E+02	.103E+02
.585E+02	.856E+01
.600E+02	.654E+01
.615E+02	.529E+01
.630E+02	.398E+01
.645E+02	.265E+01
.660E+02	.187E+01
.675E+02	.118E+01
.690E+02	.810E+00
.705E+02	.342E+00
.720E+02	.000E+00

i	t	eps	sig	epspr
1	.000E+00	.000000E+00	.000000E+00	.457000E+05
2	.300E-06	.134543E-01	.377253E+02	.439926E+05
3	.600E-06	.264577E-01	.651597E+02	.426943E+05
4	.900E-06	.390602E-01	.931932E+02	.413202E+05
5	.120E-05	.512665E-01	.117925E+03	.400523E+05
6	.150E-05	.631599E-01	.132229E+03	.392345E+05
7	.180E-05	.749029E-01	.132668E+03	.390495E+05
8	.210E-05	.865880E-01	.133076E+03	.388484E+05
9	.240E-05	.982742E-01	.124807E+03	.390571E+05
10	.270E-05	.110045E+00	.113456E+03	.394123E+05
11	.300E-05	.121765E+00	.122750E+03	.387207E+05
12	.330E-05	.133343E+00	.123109E+03	.384583E+05
13	.360E-05	.144732E+00	.137074E+03	.374721E+05
14	.390E-05	.155997E+00	.128728E+03	.376249E+05
15	.420E-05	.167210E+00	.132497E+03	.371254E+05
16	.450E-05	.178315E+00	.130731E+03	.369031E+05
17	.480E-05	.189425E+00	.119955E+03	.371594E+05
18	.510E-05	.200520E+00	.120066E+03	.368089E+05
19	.540E-05	.211447E+00	.127420E+03	.360336E+05
20	.570E-05	.222169E+00	.131033E+03	.354445E+05
21	.600E-05	.232636E+00	.143296E+03	.343330E+05
22	.630E-05	.242866E+00	.144043E+03	.338627E+05
23	.660E-05	.253051E+00	.133695E+03	.340335E+05
24	.690E-05	.263219E+00	.130798E+03	.337535E+05
25	.720E-05	.273230E+00	.135716E+03	.329837E+05
26	.750E-05	.283019E+00	.139340E+03	.322701E+05
27	.780E-05	.292692E+00	.132082E+03	.322171E+05
28	.810E-05	.302190E+00	.141431E+03	.311023E+05
29	.840E-05	.311337E+00	.152064E+03	.298746E+05
30	.860E-05	.317350E+00	.140454E+03	.302545E+05
31	.900E-05	.321515E+00	.143963E+03	.102685E+05
32	.930E-05	.324492E+00	.153802E+03	.957950E+04
33	.960E-05	.327267E+00	.163205E+03	.891650E+04
34	.990E-05	.329877E+00	.169039E+03	.848750E+04
35	.102E-04	.332436E+00	.167124E+03	.857200E+04
36	.105E-04	.335098E+00	.157416E+03	.917650E+04
37	.108E-04	.337994E+00	.142596E+03	.101255E+05
38	.111E-04	.341199E+00	.125336E+03	.112435E+05
39	.114E-04	.344832E+00	.990641E+02	.129790E+05
40	.117E-04	.348899E+00	.815205E+02	.141347E+05

41	.120E-04	.353337E+00	.618253E+02	.154503E+05
42	.123E-04	.358094E+00	.496840E+02	.162595E+05
43	.126E-04	.363099E+00	.371145E+02	.171098E+05
44	.129E-04	.368362E+00	.244400E+02	.179801E+05
45	.132E-04	.373832E+00	.171045E+02	.184858E+05
46	.135E-04	.379445E+00	.107352E+02	.189310E+05
47	.138E-04	.385161E+00	.728266E+01	.191735E+05
48	.141E-04	.390958E+00	.304591E+01	.194777E+05
49	.144E-04	.396835E+00	.000000E+00	.197000E+05

i	epslog	v
1	.000000E+00	.365600E+05
2	.135456E-01	.365539E+05
3	.268140E-01	.365355E+05
4	.398436E-01	.365048E+05
5	.526273E-01	.364619E+05
6	.652427E-01	.364067E+05
7	.778566E-01	.363392E+05
8	.905682E-01	.362595E+05
9	.103445E+00	.361675E+05
10	.116584E+00	.360632E+05
11	.129841E+00	.359467E+05
12	.143111E+00	.358179E+05
13	.156341E+00	.356768E+05
14	.169600E+00	.355235E+05
15	.182974E+00	.353579E+05
16	.196398E+00	.351801E+05
17	.210011E+00	.349899E+05
18	.223794E+00	.347876E+05
19	.237556E+00	.345729E+05
20	.251246E+00	.343460E+05
21	.264794E+00	.341068E+05
22	.278215E+00	.338553E+05
23	.291758E+00	.335916E+05
24	.305465E+00	.333156E+05
25	.319146E+00	.330274E+05
26	.332705E+00	.327268E+05
27	.346289E+00	.324141E+05
28	.359809E+00	.320890E+05
29	.373004E+00	.317517E+05
30	.381773E+00	.315200E+05
31	.387893E+00	.157600E+05
32	.392290E+00	.157600E+05
33	.396406E+00	.157600E+05
34	.400294E+00	.157600E+05
35	.404120E+00	.157600E+05
36	.408116E+00	.157600E+05
37	.412480E+00	.157600E+05
38	.417334E+00	.157600E+05
39	.422864E+00	.157600E+05
40	.429091E+00	.157600E+05

41	.435930E+00	.157600E+05
42	.443313E+00	.157600E+05
43	.451141E+00	.157600E+05
44	.459440E+00	.157600E+05
45	.468137E+00	.157600E+05
46	.477141E+00	.157600E+05
47	.486394E+00	.157600E+05
48	.495868E+00	.157600E+05
49	.505564E+00	.157600E+05

LITERATURA

1. Kolsky H., "An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at Very High Rates of Loading", Proc. Phys. Soc. London, 62B, 676 (1949).
2. Lindholm U.S., "Some Experiments with the Split Hopkinson Pressure Bar", J. Mech. Phys. Solids, 12 (5), 317 (1964).
3. Davies, E. D. H. and Hunter, S. C., "The Dynamic Compression Testing of Solids by the Method of the Split Hopkins Pressure Bar", J. Mech. Phys. Solids, 11, 155 (1963).
4. Lindholm, U.S. and Yeakley, L. M., "Dynamic Deformation of Single and Polycrystalline Aluminium", J. Mech. Phys. Solids, 13, 41 (1965).
5. Harding, J. Wood, E. O., Cambell, J. D., "Tensile Testing of Materials at Impact Rates of Strain", J. Mech. Eng. Sci., 2, 88 (1960).
6. Nicholas, T., "Tensile Testing of Materials at High Rates of Strain", Experimental Mechanics, 21, 177 (1981).
7. Duffy, J., Campbell, J. D. Hawley, R. M. "On the Use of a Torsional Split Hopkinson Bar to Study Rate Effects in 1100-0 Aluminium, J. Appl. Mech. 93, (3), 83 (1971).
8. Sensey, P. E., Duffy, J. and Hawley, R. M., "Experiments on Strain Rate History and Temperature Effects During the Plastic Deformation of Close-Packed Metals", J. Appl. Mech., Trans. ASME, 45, 60 (1978).
9. Campbell, J. D. and Ferguson, W. G., "The Temperature and Strain – Rate Dependence of the Shear Strength of Mild Steel, Phil. Mag., 81, 63 (1970).
10. Harding, J. and Huddart, J. "The Use of the Double – Notch Shear Test in Determining the Mechanical Properties of Uranium at Very High Rates of Strain", Proc. Conf. On Mech. Prop. At High Rates of Strain, Conf. Ser. No. 47, Oxford, March (1979), 49.
11. Dharan, C. K. M., Hauser, F. E., "Determination of Stress – Strain Characteristic at Very High Strain Rates", Experimental Mechanics, 10, 370 (1970).
12. Malinowski, J.Z. and Klepaczko, J.R., "A Unified Analytic and Numerical Approach to Specimen Behaviour in the SHPB", Int. J. Mech. Sci., 28, 381 (1986).
13. Gorham, D.A., Pope, P.H. and Cox, O., "Sources of Error in Very High Strain Rate Compression Tests", Proc. Conf. on Mech. Prop. at High Rates of Strain, Oxford, Conf. Ser., 70, 151 (1984).
14. Lindholm, U.S., "Deformation Maps in the Region of High Dislocation Velocity", Proc. IUTAM Symposium on High velocity Deformation of Solids, Tokyo, 1977, Springer- Verlag, Berlin Haidelberg New York 26 (1978).
15. Gorham, D. A., "Measurement of Stress-Strain Properties of Strong Metals at Very High Rates of Strain", Proc. Conf. On Mech. Prop. At High Rates Strain, Conf. Ser. No. 47, Oxford, March 16 (1979).

16. Kamler, F., Niessen, P. and Pick, R.J. "Measurement of the Behavior of High Purity Copper at Very High Rates of Strain", *Canad. J. Phys.* 73, 295 (1995).
17. Safford, N. A., "Materials Testing up to 10^5 s^{-1} Using a Miniaturized Hopkinson Bar with Dispersion Corrections", in: *Proc. 2nd Intl. Symp. on Intense Dynamic Loading and its Effects*, Sichuan University Press, Chengdu, China, 378 (1992).
18. Jia, D. and Ramesh, K.T., "A Rigorous Assessment of the Benefits of Miniaturization in the Kolsky Bar System", *Experimental Mechanics*, 44, 445 (2004).
19. Klepaczko, J. R., "Advanced Experimental Techniques in Materials Testing", in: *New Experimental Methods in Material Dynamics and Impact*, Inst. Fund. Technological Res., Polish Academy of Sciences, Warsaw, 223 (2002).
20. Wulf, G. L. and Richardson, G. T., "The Measurement of Dynamic Stress-Strain Relationships at Very High Strains", *J. Phys. E: Sci. Instrum.* 7, 167 (1974).
21. Wulf, G. L., "Dynamic Stress-Strain Measurements at Large Strains", in: *Mechanical Properties at High Rates of Strain*, Conf. Ser. N^o 21, The Inst. Phys. London, 48 (1974).
22. Gorham, D. A., "A Numerical Method for the Correction of Dispersion in Pressure Bar Signals", *J. Phys. E: Sci. Instrum.* 16, 477 (1983).
23. Gorham D.A., Pope P.H. i Field J.E. An Improved Method for Compressive Stress-Strain Measurements at Very High Strain Rates, *Proc. Roy. Soc. London A*, 483, 151 (1992).
24. Shioiri, J., Sakino, K. and Santoh, S., "Strain Rate Sensitivity of Flow Stress at Very High Rates of Strain", *IUTAM Symp. Constitutive Relation in High/Very High Strain Rates*, EDS. Kawata K. and Shioiri J., Springer-Verlag, Tokyo 49, (1966).
25. Sakino, K. and Shioiri, J., "Dynamic Flow Stress Response of Aluminum to Sudden Reduction in Strain Rate at Very High Strain Rates", *J. Phys. IV, Colloque C3, France*, 1, C3/35 (1991).
26. Ostwald, D., Klepaczko, J. R. and Klimanek P., "Compression Tests of Polycrystalline α - Iron up to High Strains Over a Large Range of Strain Rates", *J. Phys. IV, Colloque C3, France*, 7, C3/385 (1997).
27. S. Abou – Sayed, R. J. Clifton, L. Hermann, The oblique plate impact experiment, *Exp. Mech.*, 16, 127 (1976).
28. Y. M. Gupta, Shear measurements in shock loaded solids, *Appl. Phys. Lett.*, 29, 694 (1976).
29. K. S. Kim, R. J. Clifton, P. Kumar, A combined normal and transverse displacement interferometr with an application to impact of y-cat quartz, *J. Appl. Phys.*, 48, 4132 (1977).

30. C. H. Li, A pressure – shear experiment for studying the dynamic plastic response of metals and shear strain rates of 10^5s^{-1} , Ph. D. Thesis, Brown University, Providence, RI, 1982.
31. R. W. Klopp, R. J. Clifton, T. G. Shawki, Pressure – shear impact and the dynamic viscoplastic response of metals, *Mech. Mat.*, 4, 375 (1985).
32. S. Huang, R. J. Clifton, Dynamic response of OFHC copper at high shear strain rates in macro-and micro-mechanics of high velocity deformation and fracture (K. Kawata, J. Shiori, Eds.), Springer – Verlag, Berlin, 63 (1987).
33. S. R. Bodner, Material modeling at high rates of strain, *Impact Loading and Dynamic Behavior of materials* (C. Y. Chiem, H. D. Kunze, L. W. Meyer, Eds.), DGM Informationsgesellschaft Verlag 1988.
34. J.Z. Malinowski, L. Dietrich, L. Kruszka, Z.L. Kowalewski, Raport projektu badawczego KBN Nr 7 T07A 02118 pt. Opracowanie doswiadczalnej metody badania lepkoplastycznych wlasnosci metali w zakresie bardzo wysokich predkosci odkształcenia $10\,000 < \dot{\epsilon} < 100\,000 \text{ }^1/\text{s}$.
35. E. Levin, Indentation pressure of a smooth circular punch, *Quart. Appl. Mech.*, 13, 133 (1955).
36. R. T. Shield, On the plastic flow of metals under conditions of axial symmetry, *Proc. Roy. Soc.* 233A, No. 1193, 267 (1955).
37. S. Timoshenko, J.N. Goodier, *Teoria sprężystosci*, Arkady, Warszawa, 1962.
38. G. T. Van Rooyen, W. A. Backofen, A study of interface friction in plastic compression, *Int. J. Mech. Sciences*, 1.1, 1 (1960).
39. R. Klepaczko, J. Z. Malinowski, Dynamic frictional effects as measured from the split Hopkinson pressure bar, *High Velocity Deformation of Solids*, Springer – Verlag, Berlin Heidelberg, 403 (1979).
40. J. Z. Malinowski, O pewnej metodzie analizy wpływu tarcia w procesie plastycznego sciskania próbki walcowej, *Mechanika Teoretyczna i Stosowana*, 14, 3, 347 (1976).
41. S. K. Samanta, Dynamic deformation of aluminum and copper at elevated temperatures, *J. Mech. Phys. Solids*, 19, 111, (1971).
42. Bertholf, L.D. and Karnes, C.H., “Two Dimensional Analysis of the Split Hopkinson Pressure Bar System”, *J. Mech. Phys. Solids*, 23, 1 (1975).
43. Malinowski, J.Z., “Cylindrical Specimen Compression Analysis in the Split Hopkinson Pressure Bar System”, *Engng. Trans.*, 35 (4), 551 (1987).
44. J. L. Rand, I. W. Jackson, *The split Hopkinson pressure bar. Behavior of dense media under high dynamic pressure*, Gordon and Breach, New York 1967.
45. Klepaczko J.R. and Duffy J., “Strain Rate History Effects in Body-Center-Cubic Metals“, *ASTM-STP 765*, 251 (1982).
46. Klepaczko J.R., “Generalized Conditions for Stability in Tension Test“, *Int. J. Mech. Sci.*, 10, 297 (1968).

47. Semiatin, S.L. and Jonas, J.J., "Formability and Workability of Metals", ASM, Metals Park, Ohio (1984).
48. Kruszka, L., "Behaviour of Structural Steel at High Strain Rates and at Elevated and Low Temperatures", Proc. ISIE-5, University of Cambridge, UK (2004).
49. G. R. Johnson and W. M. Cook, A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Temperatures, in Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistic, The Hague, The Netherlands, 541 (1983).
50. G. R. Johnson and T. J. Holmquist, Evaluation of Cylinder – Impact Test Data for Constitutive Model Constants, J. Appl. Phys., 64, 3901 (1988).
51. H. R. Lips, Weisshaupt, T. W. Niemeier, Dynamic behavior and properties of heavy metals – experimental approach to separation of parameters in the Johnson – Cook model, Proceedings of Tenth International Symposium on Ballistics, vol. II, 1987, San Diego, CA.
52. U. S. Lindholm and L. M. Yakley, A dynamic biaxial testing machine, Experimental Mechanics, 7, 1 (1967).
53. J. D. Campbell and W. G. Ferguson, The temperature and strain-rate dependence of the shear strength of mild steel, Phil. Mag. 81, 63 (1970).
54. J. Harding, The temperature and strain rate sensitivity of α -titanium, Arch. Mechanics, 27, 715 (1975).
55. L. Kruszka, M. Wolna, Kruche materialy elastooptyczne w badaniach doswiadczalnych stanu naprezenia i odkształcenia, Prace IPPT PAN, Nr 22 (1991).
56. L. Kruszka, W. K. Nowacki, M. Wolna, Statyczne i dynamiczne badania kruchego materialu elastooptycznego, Prace IPPT PAN, Nr 3 (1992).
57. L. Kruszka, W. K. Nowacki, M. Wolna, Strength and fracture analysis of brittle photoelastic material-static and dynamic tests, Engineering Transactions, 3, 40, 343 (1992).
58. R. Chmielewski, L. Kruszka, W. Młodozieniec, Badania wlasciwosci statycznych i dynamicznych stali konstrukcyjnej 18G2, Biuletyn WAT, Nr 11-12(LIII), 31 (2004).
59. L. Kruszka, R. Rekucki, Wlasnosci statyczne i dynamiczne stali konstrukcyjnej St0S, Biuletyn WAT, 12, LI, 19 (2002).
60. G. Bak, A. Stolarski, Delayed yield effect in dynamic flow of elastic/viscoplastic material, Arch. Mech. 4-5, 37, 285 (1985).