

WPLYW WSTĘPNEGO PLASTYCZNEGO ROZCIĄGANIA NA MODUŁ
YOUNGA MOSIĄDZU I NISKOWĘGŁOWEJ STALI

JACEK LITOŃSKI I JANUSZ KLEPACZKO (WARSZAWA)

1. Wstęp

Istnieje szereg prac, [2, 4, 5, 8 i 9], poświęconych badaniu metodą statyczną własności sprężystych metali odkształconych plastycznie. Według autorów tych prac moduł Younga plastycznie rozciągniętych różnych gatunków stali jest zawsze mniejszy niż przed odkształceniem. Dla metali kolorowych stwierdzono podobną prawidłowość z tym, że w miedzi i niklu po dużym odkształceniu trwałym występował również wzrost modułu do wartości przekraczającej początkową, [4]. Zaobserwowano także, [2, 8 i 9], iż zmiany modułu pewnych stali nie są trwałe, lecz zanikają w miarę upływu czasu po uplastycznianiu.

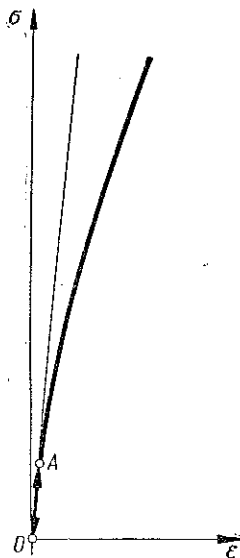
Poszczególni badacze różnią się jednak w ocenie wielkości wpływu odkształcenia trwałego na stałe sprężyste. Przykładem dużej rozbieżności mogą być wyniki prac [4, 2 i 8] dotyczących badania modułu Younga plastycznie rozciągniętej stali o małej zawartości węgla. Według pierwszej z tych prac zmniejszenie modułu wynosiło kilka procent, według drugiej — 6–10%, a według trzeciej ok. 21% wartości początkowej po podobnym odkształceniu trwałym. Przykładów rozbieżności można wskazać więcej.

Badania stałych sprężystych metali plastycznie odkształconych są szczególnie interesujące dla teorii plastyczności, przyjmującej założenie o niezmienności tych stałych. Gdyby bowiem okazało się, że własności sprężyste istotnie wyraźnie zależą od odkształcenia trwałego, teoria powinna ten fakt uwzględnić. Pewne konsekwencje założenia zależności stałych sprężystych od odkształcenia trwałego zostały już rozpatrzone w pracy [3].

Doświadczenia, które opisujemy w tej pracy, zostały przeprowadzone dla stwierdzenia, czy plastyczne rozciąganie powoduje wyraźną zmianę modułu Younga wybranych dwóch metali: niskowęglowej stali i mosiądzu α .

Moduł Younga metali często określa się na podstawie punktów (σ, ϵ) obciążania uzyskanych w próbie rozciągania poniżej granicy plastyczności. Do obliczenia modułu brane są początkowe punkty, przez które można jeszcze poprowadzić prostą. Sposób ten wykorzystuje fakt, że w metalach (w zakresie naprężeń niezbyt dużych w stosunku do granicy plastyczności) zwykle występuje tylko odkształcenie sprężyste z dobrym przybliżeniem spełniające prawo Hooke'a; odkształcenie trwałe powodujące zakrzywienie linii $\sigma = \sigma(\epsilon)$ pojawia się dopiero przy wyższych naprężeniach.

Niekiedy jednak wykres $\sigma = \sigma(\epsilon)$ zaczyna się zakrzywiać już przy bardzo małym naprężeniu. Wtedy omawiany sposób wyznaczania modułu nie prowadzi do jednoznacznej wartości; wartości modułu zależą od wstępnego naprężenia, od którego rozpoczyna się wyznaczanie punktów (σ, ϵ) oraz od odległości pomiędzy tymi punktami.



Rys. 1

W dalszym ciągu pracy moduł wyznaczony tylko na podstawie punktów (σ, ϵ) obciążania będzie oznaczany przez E^* . Jest on współczynnikiem kierunkowym początkowego, praktycznie prostoliniowego odcinka linii $\sigma = \sigma(\epsilon)$ lub też współczynnikiem kierunkowym prostej, bardziej lub mniej zbliżonej do stycznej do linii $\sigma = \sigma(\epsilon)$, w punkcie odpowiadającym wstępnemu naprężeniu.

Moduł Younga można także rozumieć inaczej. Można mianowicie przyjąć za moduł współczynnik kierunkowy odcinka linii $\sigma = \sigma(\epsilon)$ identycznie przebieganego przy obciążaniu i odciążaniu (odcinek OA, rys. 1). Doświadczalnie stwierdzone pokrywanie się linii obciążania i odciążania daje pewność, że otrzymany moduł (w dalszym ciągu oznaczany przez E) został wyznaczony dla naprężeń, przy których występują tylko odkształcenia sprężyste.

Celem podjętych badań było określenie wpływu wstępnego plastycznego wydłużania na wartość modułu E .

2. Przebieg doświadczeń

Badania przeprowadzono na próbkach z mosiądzu CuZn37 i stali zawierającej 0,04% C. Próbkę mosiężną wykonano z przeciąganego pręta dostarczonego w stanie półtwardym, próbki stalowe z pręta walcowanego na gorąco. Długość pomiarowa próbek wynosiła 200 mm. Próbkę mosiężną posiadały średnicę 15 mm, a stalowe — 12,5 mm; zmiana średnicy wzdłuż długości pomiarowej po obróbce mechanicznej nie przekraczała 0,015 mm. Wszystkie próbki wyżarzono w czasie około godziny; próbki mosiężne w temperaturze bliskiej 670°C, a stalowe 700°C.

Doświadczenia przeprowadzono na zrywarcie typu kinematycznego firmy Schopper o maksymalnej sile 5 ton. Próbkę mocowano na zrywarcie w specjalnym uchwycie zapewniającym przenoszenie tylko siły osiowej. Do plastycznego rozciągania wykorzystywano własny napęd maszyny; prędkości odkształcania w tym rozciąganiu, mierzone w końcowym stadium uplastyczniania, zawierały się w przedziale $(3,5 \pm 0,2) \cdot 10^{-4}$ sek.⁻¹. Podczas prób dokonywanych poniżej granicy plastyczności do zrywarki dołączona była specjalna przekładnia zmniejszająca prędkość wydłużania oraz usunięty był tłumik olejowy siłomierza; w tych próbach prędkości odkształcania $\dot{\epsilon}_e$ zawierały się w przedziale $(1,8 \pm 0,5) \cdot 10^{-6}$ sek.⁻¹.

Wielkość odkształcenia trwałego określano na podstawie pomiaru średnicy próbki w stanie wyżarzonym i po uplastycznianiu. Naprężenia w próbce obliczano uwzględniając zmianę średnicy spowodowaną odkształceniem plastycznym.

Wartości sił odczytywano na siłomierzu zrywarki, a wydłużenia próbki mierzono tensometrem lusterkowym Martensa. Przyrząd ten był tak ustawiony, że działce elementarnej skali odpowiadało odkształcenie $5,5 \cdot 10^{-6}$; błąd odczytu odkształcenia $\Delta \varepsilon$ był zatem równy $0,55 \cdot 10^{-6}$.

W doświadczeniach prowadzonych poniżej granicy plastyczności próbkę odkształcano z prędkością $\dot{\varepsilon}_e \approx \text{const}$, okresowo przerywając rozciąganie dla pomiaru siły i wydłużenia. Podczas przerw przy stałym naprężeniu często obserwowano zmianę odkształcenia w czasie, czyli pełzanie. Stwierdzono, że w miarę upływu czasu prędkość pełzania $\dot{\varepsilon}_{\sigma = \text{const}}$ zawsze zmniejszała się.

W celu poznania, w jakiej części linii $\sigma = \sigma(\varepsilon)$ występuje pełzanie i jaka jest jego wielkość, pomiary dokonywane były zawsze w jednakowy sposób. Bezpośrednio po zatrzymaniu silnika układu rozciągającego odczytywano siłę i wydłużenie. Jeżeli po czasie trwania przerwy $\Delta \tau$ nie stwierdzono zmiany wydłużenia, następowało dalsze rozciąganie. W takiej przerwie pełzania nie było, lub też zachodziło ono z prędkością nie większą od $\dot{\varepsilon}_c = \Delta \varepsilon / \Delta \tau$. Jeżeli w czasie $\Delta \tau$ wydłużenie zmieniało się, to stałe naprężenie utrzymywano tak długo, aż nie stwierdzono braku zmiany wydłużenia w czasie $\Delta \tau$; po ponownym odczycie wydłużenia próbki włączano silnik układu rozciągającego. W takiej przerwie prędkość $\dot{\varepsilon}_{\sigma = \text{const}}$ była większa od $\dot{\varepsilon}_c$. Czas $\Delta \tau$ dla mosiądzu wynosił około 45 sek., a dla stali 90 sek.; prędkość $\dot{\varepsilon}_c$ była zatem równa odpowiednio około $1,2 \cdot 10^{-8}$ i $0,6 \cdot 10^{-8}$ sek.⁻¹.

Na rysunkach 2, 4, 5 i 6 punkty (σ, ε) połączone linią ciągłą odpowiadają pomiarom, w których $\dot{\varepsilon}_{\sigma = \text{const}} \leq \dot{\varepsilon}_c$, linią przerywaną zaś — pomiarom, w których $\dot{\varepsilon}_{\sigma = \text{const}} > \dot{\varepsilon}_c$.

W dalszym ciągu pracy zmiana odkształcenia obserwowana podczas przerwy pomiarowej czyli funkcja $\varepsilon(t)$ dla $\sigma = \text{const}$ nazywana będzie pełzaniem, jeżeli próbka wydłuża się, a odwrotnym pełzaniem, gdy się skraca.

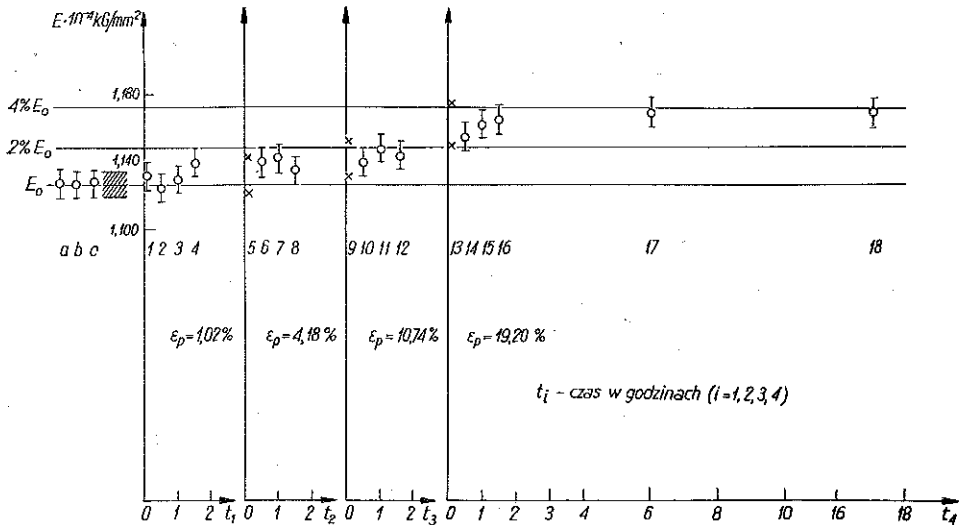
3. Badania mosiądzu

Doświadczenia przeprowadzano według jednakowego programu na czterech próbkach oznaczonych numerami 1, 2, 3 i 4. Polegały one na kilkakrotnie powtarzanym rozciąganiu próbki w zakresie sprężystym zarówno przed jak i po plastycznym wydłużeniu. Maksymalne naprężenie przy sprężystym rozciąganiu wynosiło około 30% umownej granicy plastyczności $Q_{0,2}$ wyżarzonej próbki.

Na rysunku 2 przedstawiono historię odkształcania i wykresy $\sigma = \sigma(\varepsilon)$ otrzymane w wyniku doświadczeń dokonanych na próbce 3. Próbkę tę w stanie wyżarzonym trzykrotnie rozciągano w zakresie sprężystym; w każdym z trzech cykli odkształcania punkty (σ, ε) , uzyskane przy obciążaniu i odciążaniu, układały się na tej samej prostej a , b lub c . Na podstawie pochyłeń prostych obliczono wartość średnią E_0 modułu próbki wyżarzonej. Próbkę wydłużano plastycznie czterokrotnie. Po każdym uplastycznianiu zakładano na próbkę lusterka przyrządu Martensa,

po czym rozciągano ją w zakresie sprężystym w określonych odstępach czasu. Wynikiem powtarzanego rozciągania są linie 1-18. Z wyjątkiem 5, 9 i 13 są to proste wspólne dla punktów obciążania i odciążania. Współczynnik kierunkowy każdej prostej daje wartość modułu E uplastycznionej próbki. Wykresy $\sigma = \sigma(\epsilon)$ pozostałych badanych próbek są podobne do przedstawionych na rys. 2.

Rysunek 3 przedstawia wartości modułu E próbki 3 w zależności od czasu, który upłynął od zakończenia uplastyczniania do rozpoczęcia sprężystego rozciągania. Wartości modułu oznaczone są kółeczkami. Litery a , b i c oraz oznaczenia cyfrowe



Rys. 3

odpowiadają liniom z rys. 2. Jak widać, ze wzrostem wstępnego odkształcenia plastycznego moduł nieco się powiększa.

W tabelicy 1 zestawione są wartości modułu Younga, stosunku $\Delta E/E_0$ (gdzie $\Delta E = E - E_0$), odkształceń trwałych oraz czasów rozpoczęcia rozciągania po uplastycznianiu dla wszystkich próbek. Dane te w zasadzie potwierdzają powiększanie się modułu E w miarę wzrostu poprzedzającego odkształcenia trwałego. Największa zmiana modułu występująca w badanych próbkach wynosi 4,4% wartości modułu początkowego.

Uzyskane wyniki nie pozwalają stwierdzić zmniejszenia modułu Younga, obserwowanego przez autorów prac [2 i 4] dla metali kolorowych po plastycznym rozciąganiu.

Wzrost modułu może być wynikiem powstania uprzywilejowanej orientacji ziaren próbki podczas plastycznego rozciągania. Jak wiadomo, [1], w metalach o płaskocentrycznej sześcienniej strukturze, do których należy także miedź α , po plastycznym rozciąganiu stwierdza się orientację [111] i [100] (tzn. w poszczególnych ziarnach jeden z tych kierunków pokrywa się z kierunkiem osi próbki). Udział ziaren o tych orientacjach zmienia się w zależności od metalu. Ponieważ w kryszta-

Tablica 1. Wartości modułu E

Nr próbki	E_0	ε_p	1,06%				4,34%			
			t	6,5'	30'	1h03'	1h30'	6'	30'	1h01'
1	1,100	E	1,089	1,105	1,102	1,101	1,094	1,102	1,110	1,107
		$\frac{\Delta E}{E_0}$	-1,0%	0,5%	0,2%	0,1%	-0,5%	0,2%	0,9%	0,6%
		ε_p	1,03%				4,16%			
2	1,121	E	1,123	1,118	1,121	1,124	—	1,124	1,132	1,132
		$\frac{\Delta E}{E_0}$	0,2%	-0,3%	0	0,3%	—	0,3%	0,7%	0,7%
		ε_p	1,02%				4,18%			
3	1,127	E	1,132	1,125	1,130	1,140	—	1,140	1,142	1,135
		$\frac{\Delta E}{E_0}$	0,4%	-0,2%	0,3%	1,1%	—	1,1%	1,3%	0,7%
		ε_p	1,00%				4,07%			
4	1,108	E	1,110	1,122	1,117	1,118	1,121	1,114	1,119	1,122
		$\frac{\Delta E}{E_0}$	0,2%	1,2%	0,8%	0,9%	1,2%	0,5%	1,0%	1,2%
		ε_p	1,00%				4,07%			

Uwaga: W tablicach 1 i 2 wartości E oraz E_p^* podane są w jednostkach $1 \times 10^{-4} \text{ kG/mm}^2$, h oznacza godzinę, d dobę.

lach powyższych metali największa wartość modułu Younga występuje w kierunku [111], a najmniejsza w kierunku [100], [10], zatem powiększanie się modułu E mosiądzu w miarę wzrostu odkształcenia trwałego przypuszczalnie jest wynikiem stopniowo rozwijającej się uprzywilejowanej orientacji, w której dominuje orientacja [111].

Pojawieniem się orientacji [111] tłumaczono już wzrost modułu Younga w znacznym stopniu rozciągniętej miedzi i niklu, [4].

Podczas każdego rozciągania, w wyniku którego otrzymano linie 5, 9 lub 13 (rys. 2), w przerwach pomiarowych na początku obciążania stwierdzano skracanie się próbki (czyli odwrotne pełzanie), malejące w miarę upływu czasu. Wyraźne odwrotne pełzanie występowało także w punktach P (rys. 2) w chwili rozpoczęcia rozciągania próbki. Zjawisko to (obserwowane również przy badaniu pozostałych próbek) stwierdzano tylko w pierwszym rozciąganiu po plastycznym wydłużeniu prowadzącym do większych odkształceń. Na rysunku 2 punkty (σ, ε) odpowiadające

próbek mosiężnych

13,46%				18,31%							
5,5'	30'	1h	1h30'	5'	38'	1h	1h31'				
—	1,132	1,130	1,130	—	1,128	1,123	1,122				
—	2,9%	2,7%	2,7%	—	2,5%	2,1%	2,0%				
11,04%				19,03%							
5,5'	30'	1h	1h30'	5'	34'	1h	1h30'	6h	1d15'	5d07h25'	5d07h45'
—	1,139	1,136	1,143	—	1,147	1,154	1,160	1,165	1,166	1,167	1,165
—	1,6%	1,3%	1,9%	—	2,3%	2,9%	3,5%	3,9%	4,0%	4,1%	3,9%
10,74%				19,20%							
5'	30'	1h	1h30'	5'	32'	1h	1h30'	6h	17h06'		
—	1,140	1,148	1,144	—	1,155	1,162	1,165	1,169	1,170		
—	1,1%	1,8%	1,5%	—	2,5%	3,1%	3,4%	3,7%	3,8%		
10,67%				19,13%							
4,5'	30'	1h01'	1h31'	4,5'	30'	1h	1h30'	6h	1d		
—	1,117	1,137	1,132	—	1,139	1,142	1,150	1,147	1,157		
—	0,8%	2,6%	2,1%	—	2,8%	3,0%	3,8%	3,5%	4,4%		

przerwom, w których zostało stwierdzone skracanie, wskazane są strzałkami. Zmniejszanie się długości próbki w przerwach pomiarowych oraz niepokrywanie się linii obciążania i odciążania świadczy o tym, że w procesie rozciągania, w czasie obciążania, występowało pewne powiększające się nieodwracalne odkształcenie skracające. Zmiana tego odkształcenia przypuszczalnie zachodziła również przy odciążaniu. Ponieważ wspomniane odkształcenie skracające powinno nakładać się na odkształcenie rzeczywiste, należałoby oczekiwać, że uzyskany wykres obciążania będzie przebiegać bardziej stromo w porównaniu z rzeczywistym wykresem $\sigma = \sigma(\epsilon)$ obciążania użytego materiału, a wykres odciążania prawdopodobnie będzie wykazywać łagodniejszy przebieg niż rzeczywisty.

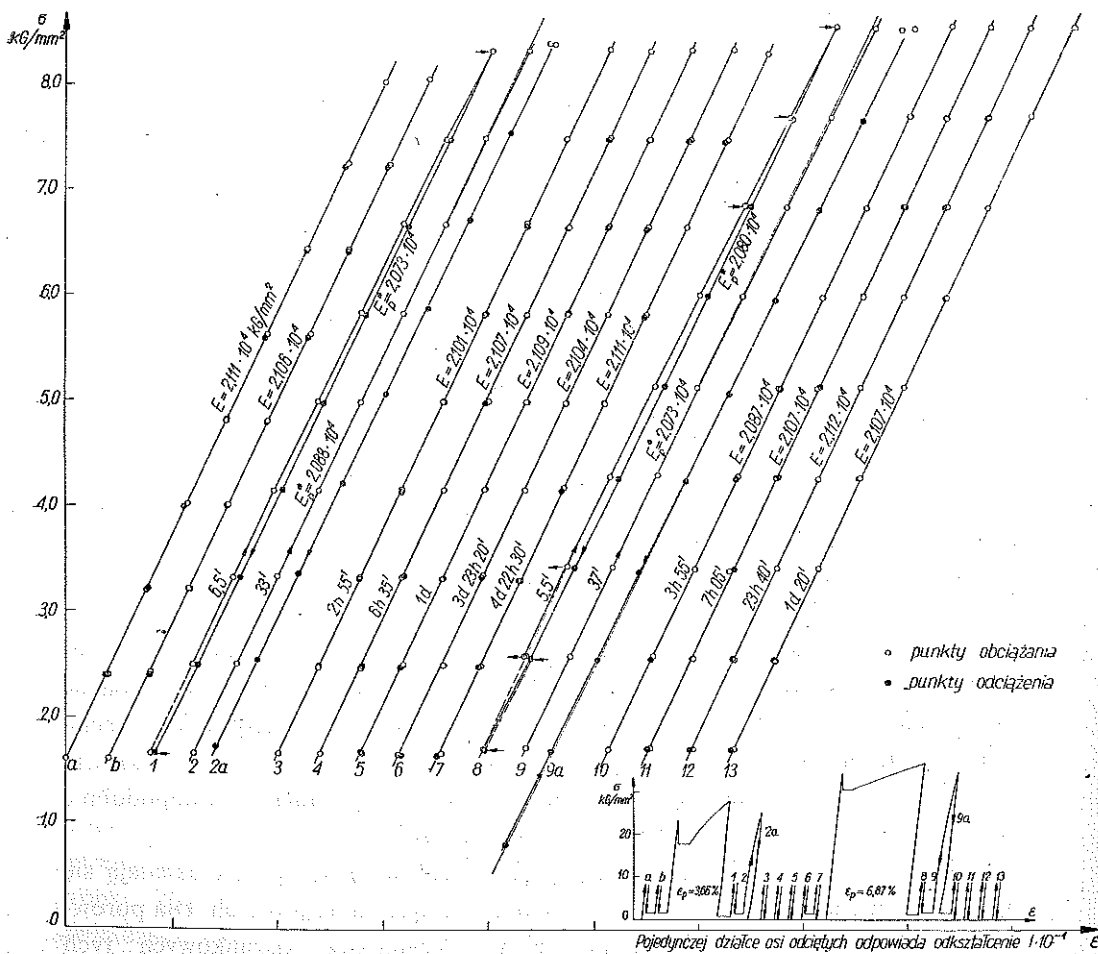
W liniach 5, 9 i 13 dla małych naprężeń punkty (σ, ϵ) obciążania układają się na krzywej, a dla większych naprężeń oraz przy odciążaniu na prostych. Dla porównania z wartościami modułu E wartości współczynników kierunkowych tych prostych naniesiono na rys. 3, gdzie oznaczone są krzyżykami. Zgodnie z przewi-

dywaniem współczynnik kierunkowy prostej odpowiadającej obciążeniu jest nieco większy, a współczynnik kierunkowy prostej odpowiadającej odciążeniu mniejszy od wartości modułu E . Prawidłowość ta występowała także w przypadku pozostałych próbek.

4. Badania stali

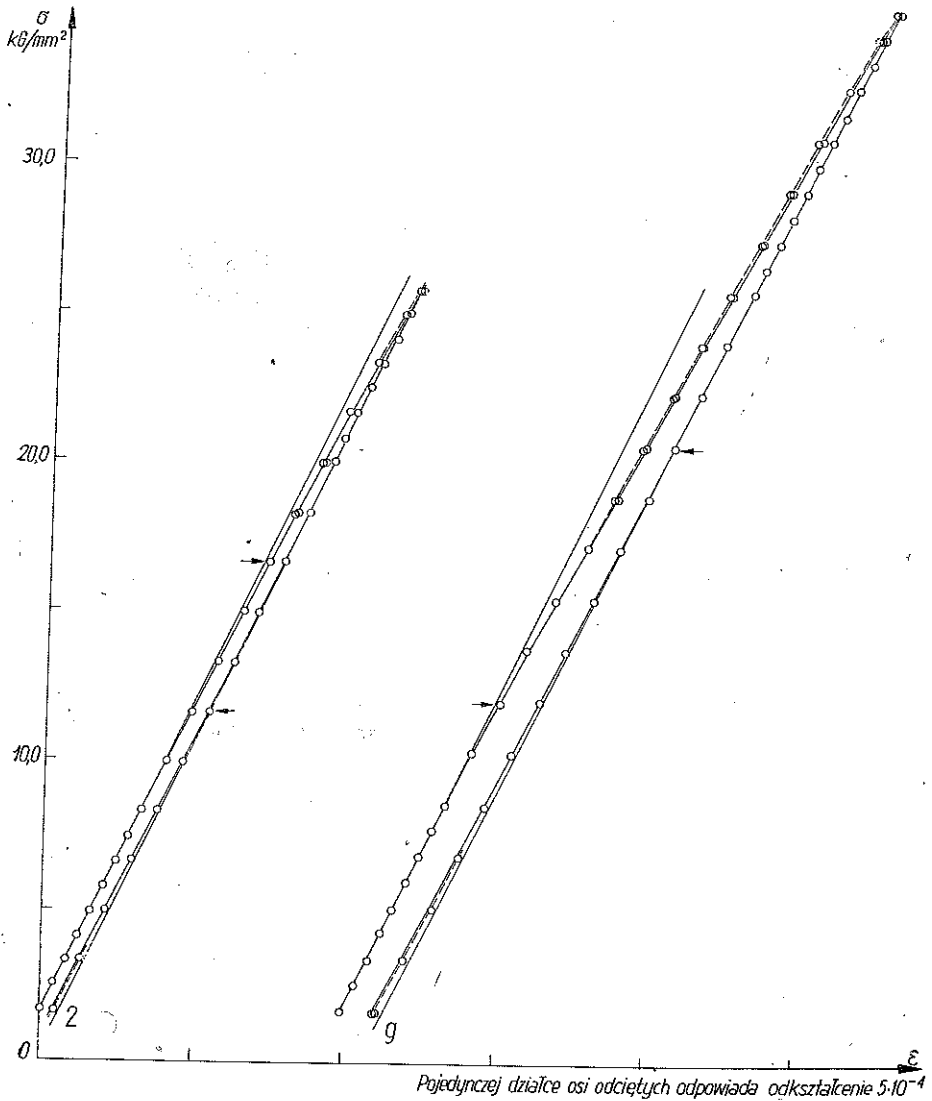
Próbki, na których przeprowadzono doświadczenia, oznaczone były numerami 11–15 i podzielone na dwie grupy. Dla danej grupy program doświadczeń był jednakowy. Wszystkie próbki rozciągano plastycznie dwukrotnie. Zarówno w pierwszym uplastycznianiu jak i w drugim, następującym po upływie kilku dni, występowała górna i dolna granica plastyczności.

Na rysunku 4 przedstawiono historię odkształcania i wykresy $\sigma = \sigma(\epsilon)$ dla próbki 13 należącej do grupy pierwszej. Próbkę tę w stanie wyżarzonym po każdym



Rys. 4

uplastycznianiu kilkakrotnie rozciągano do maksymalnego naprężenia bliskiego połowie początkowej granicy plastyczności. W wyniku tego rozciągania otrzymano linie *a*, *b*, 1, 3–8 i 10–13. Z wyjątkiem linii 1 i 8 posiadających kształt pętli (odpowiadają one rozciąganiu następującemu bezpośrednio po uplastycznianiu) każda

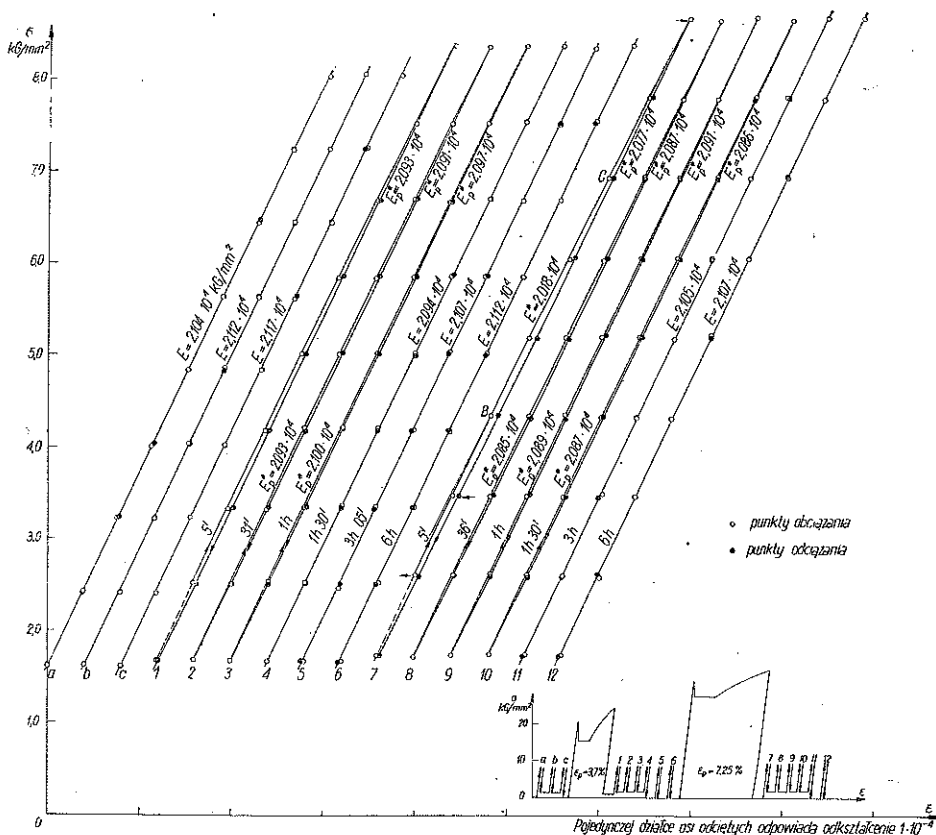


Rys. 5

z nich pozwala na wyznaczenie wartości modułu *E*. Po czasie około 35 min. od uplastyczniania próbkę rozciągano także do naprężenia bliskiego 95% naprężenia uplastyczniającego, uzyskując pętle 2 i 9 (rys. 5). Początkowe odcinki krzywych obciążania tych pętli są również zamieszczone na rys. 4 (linie 2 i 2a oraz 9 i 9a).

Dla próbek 11 i 12, także należących do grupy pierwszej, uzyskano wykresy $\sigma = \sigma(\epsilon)$ podobne do przedstawionych na rys. 4 i 5.

Próbki 14 i 15, stanowiące grupę drugą, przed i po plastycznym odkształcaniu rozciągano tylko do naprężenia bliskiego połowy początkowej granicy plastyczności. Jak widać z rys. 6, przedstawiającego historię odkształcenia i wykresy $\sigma = \sigma(\epsilon)$ dla próbki 15, wynikiem takiego rozciągania powtarzanego po uplastycznianiu są pętle, które stopniowo przechodzą w proste, wspólne dla punktów obciążania i odciążania.



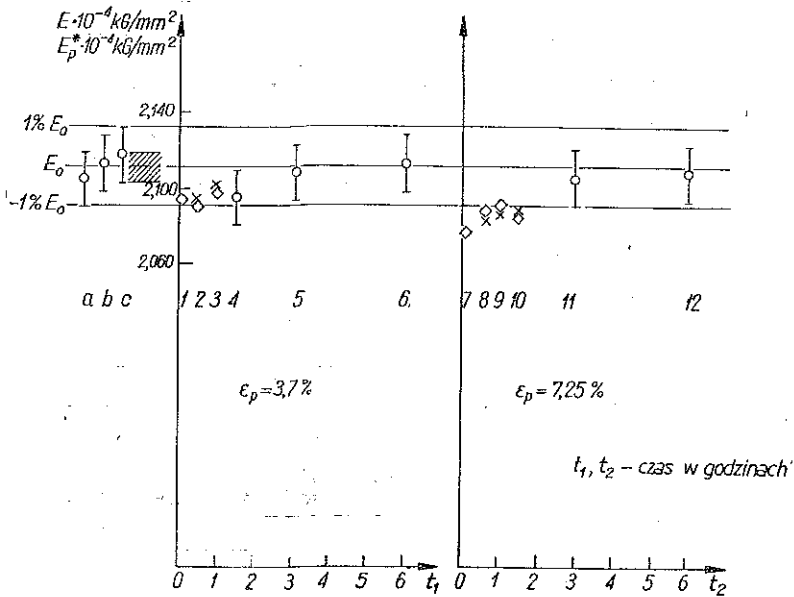
Rys. 6

W pierwszej pętli (wyznaczonej przy pierwszym rozciąganiu po uplastycznianiu) punkty (σ, ϵ) obciążania układają się na krzywej prawie od punktu odpowiadającego wstępnemu naprężeniu. Punkty (σ, ϵ) odciążania przynajmniej do połowy wysokości pętli można połączyć prostą. W drugiej i w następnych pętlach początkowe punkty obciążania i odciążania z dobrym przybliżeniem leżą na prostych. W każdej pętli długości prostoliniowych odcinków są większe, a zakrzywienie odcinków krzywoliniowych mniejsze niż w poprzedniej.

Pojawienie się krzywoliniowego wykresu $\sigma = \sigma(\epsilon)$ dla obciążania bezpośrednio po plastycznym wydłużeniu, jak również zanikające pętle w powtarzanym rozcią-

ganiu stali poniżej granicy plastyczności, było już obserwowane przez autorów [6 i 7]. Autorzy ci jednak nie wyznaczyli stałych sprężystych.

Na rysunku 7 pokazane są wartości współczynników kierunkowych prostoliniowych odcinków pętli (współczynniki te dalej będą oznaczane przez E_p^*) oraz modułu E próbki 15 w zależności od czasu, który upłynął od zakończenia uplastyczniania do rozpoczęcia sprężystego rozciągania. Wartości modułu E przedstawione są kółeczkami, współczynnika kierunkowego początku obciążania — krzyżykami, a współczynnika kierunkowego początku odciążania — kwadracikami. Jak widać z tego rysunku, moduł E odkształconej plastycznie próbki nie różni się od modułu próbki w stanie wyżarzonym, natomiast współczynniki E_p^* są nieco mniejsze od E_0 .



Rys. 7

W tabelicy 2 zestawione są wartości liczbowe modułu E , współczynników E_p^* , stosunków $\Delta E/E_0$ i $\Delta E_p^*/E_0$ (gdzie $\Delta E_p^* = E_p^* - E_0$) oraz czasów rozciągania po uplastycznianiu dla wszystkich próbek. W tabelicy brak wartości E_0 próbki 11; modułu tego nie wyznaczono. Dane te potwierdzają, że moduł E próbek plastycznie odkształconych jest równy modułowi próbek w stanie wyżarzonym oraz że występują niewielkie różnice wartości E_0 i E_p^* nie przekraczające jednak 2,1% wartości E_0 . Różnica ta może być wynikiem niewielkiego zmniejszenia modułu E w krótkim okresie czasu po uplastycznianiu. Ponieważ błąd pomiaru współczynnika E_p^* jest większy od błędu pomiaru modułu E (współczynniki wyznaczano z mniejszej ilości punktów pomiarowych) i nie ma pewności, że współczynniki E_p^* są modułami E w pętłach, przeto podanie dokładnej wielkości zmniejszenia modułu wymaga dalszych doświadczeń.

Tablica 2. Wartości modułu E i współczynników

Nr próbki	E_0	ε_p		3,56%				
		t						
11		t		10,5'	33'	4h15'	18h25'	7d18h30'
		E				2,110	2,100	2,113
		E_p^*	obc.		2,086			
			odc.	2,090				
12	2,105	ε_p		3,67%				
		t		8'	27'	3h10'	6h30'	12h
		E				2,107	2,110	2,107
		$\frac{\Delta E}{E_0}$				0,1%	0,2%	0,1%
		E_p^*	obc.		2,084			
			odc.	2,078				
$\frac{\Delta E_p^*}{E_0}$	obc.		-1,0%					
	odc.	-1,3%						
13	2,108	ε_p		3,66%				
		t		6,5'	33'	2h55'	6h35'	1d
		E				2,101	2,107	2,109
		$\frac{\Delta E}{E_0}$				-0,3%	0	0
		E_p^*	obc.		2,088			
			odc.	2,073				
$\frac{\Delta E_p^*}{E_0}$	obc.		-1,0%					
	odc.	-1,6%						
14	2,115	ε_p		3,68%				
		t		6'	39,5'	1h02'	1h30'	2h55'
		E						2,099
		$\frac{\Delta E}{E_0}$						-0,7%
		E_p^*	obc.		2,080	2,093	2,087	
			odc.	2,089	2,070	2,080	2,080	
$\frac{\Delta E_p^*}{E_0}$	obc.		-1,6%	-1,0%	-1,3%			
	odc.	-1,2%	-2,1%	-1,6%	-1,6%			
15	2,111	ε_p		3,70%				
		t		5'	31'	1h	1h30'	3h05'
		E					2,094	2,107
		$\frac{\Delta E}{E_0}$					-0,8%	-0,2%
		E_p^*	obc.		2,093	2,100		
			odc.	2,093	2,091	2,097		
$\frac{\Delta E_p^*}{E_0}$	obc.		-0,8%	-0,5%				
	odc.	-0,8%	-0,8%	-0,6%				

kierunkowych E_p^* próbek stalowych

		9,64%						
7d19h40'		6'	25,5'	6h20'	21h15'	6d22h50'	6d23h10'	
2,100				2,103	2,117	2,112	2,115	
			2,096					
		2,068						
		6,74%						
1d1h40'	5d27h20'	5'	26'	3h35'	7h	20h20'	2d20h50'	2d21h10'
2,101	2,120			2,091	2,113	2,110	2,112	2,119
-0,2%	0,7%			-0,6%	0,4%	0,2%	0,3%	0,6%
			2,085					
		2,080						
			-1,0%					
		-1,2%						
		6,87%						
3d23h20'	4d22h30'	5,5'	37'	3h55'	7h05'	23h40'	3d30'	
2,104	2,111			2,087	2,107	2,112	2,107	
-0,2%	0,1%			-1,0%	0	0,2%	0	
			2,073					
		2,080						
			-1,7%					
		-1,3%						
		8,15%						
17h15'	1d20'	6,5'	41,5'	1h10'	1h30'	3h20'	7h	1d20'
2,107	2,099						2,105	2,119
-0,4%	-0,7%						-0,5%	0,2%
			2,080	2,080	2,088	2,107		
		2,080	2,078	2,080	2,070	2,100		
			-1,6%	-1,6%	-1,3%	-0,4%		
		-1,6%	-1,7%	-1,6%	-2,1%	-0,7%		
		7,25%						
6h		5'	36'	1h	1h30'	3h	6h	
2,112						2,105	2,107	
0						-0,3%	-0,2%	
			2,085	2,089	2,087			
		2,077	2,087	2,091	2,086			
			-1,2%	-1,0%	-1,1%			
		-1,6%	-1,1%	-0,8%	-1,1%			

Równość wartości E i E_0 stwierdzona po zaniku pętli może wskazywać na to, że stosowane odkształcenia były zbyt małe dla powstania w badanej stali uprzywilejowanej orientacji ziaren.

Należy zauważyć, że gdyby w rozciąganiu, przy którym otrzymano np. pętlę 7 (rys. 6), wyznaczano punkty (σ, ϵ) tylko dla obciążania i dopiero od punktu odpowiadającego naprężeniu około 4 kG/cm^2 , uzyskany na ich podstawie moduł E^* (współczynnik kierunkowy prostej BC) byłby o $4,6\%$ mniejszy od modułu E_0 (takie wyznaczenie modułu przy braku linii odciążania byłoby zupełnie naturalne). Gdyby w tym rozciąganiu do pomiaru odkształcenia stosować mniej dokładny przyrząd, to również punkt (σ, ϵ) dla $\sigma \approx 8 \text{ kG/mm}^2$ a nawet dalsze punkty odpowiadające wyższym naprężeniom zostałyby uznane za leżące na prostej, wychodzącej z punktu B . Prowadziłyby to do zastąpienia sieczną rzeczywistego (wyznaczonego dokładnym przyrządem) krzywoliniowego wykresu $\sigma = \sigma(\epsilon)$, a tym samym do uzyskania jeszcze większej zmiany modułu E^* .

Wydaje się, że podane w pracach [4 i 8] zupełnie różne dane o zmniejszeniu modułu Younga plastycznie rozciągniętej niskowęglowej stali są wynikiem nieliniowej (już od bardzo małego naprężenia) zależności $\sigma = \sigma(\epsilon)$ tej stali przy obciążaniu następującym po uplastycznianiu, obliczenia modułu na podstawie punktów obciążania leżących w różnych zakresach naprężenia oraz stosowania przyrządów o różnej dokładności.

Przy badaniu stalowych próbek w przerwach pomiarowych obserwowano niekiedy zmianę odkształcenia w czasie. Stwierdzono, że prędkość $\dot{\epsilon}_{\sigma = \text{const}}$ na początku przerwy była zwykle mniejsza, a jej zanik w czasie znacznie wolniejszy niż w próbkach mosiężnych. Na rysunku 5 punkty (σ, ϵ) odpowiadające przerwom, w których po raz pierwszy wystąpiły zmiany odkształcenia w czasie, wskazane są strzałkami. Przy obciążaniu zmiany te pojawiały się we wszystkich przerwach pomiarowych dla naprężeń większych niż punktu wyróżnionego strzałką, a przy odciążaniu — dla naprężeń mniejszych niż punktu ze strzałką. Na rysunkach 4 i 6 wszystkie punkty (σ, ϵ) wyznaczone z pomiarów, w których stwierdzono wystąpienie omawianego zjawiska, wskazane są strzałkami.

Pętłe występujące po uplastycznianiu można tłumaczyć powstaniem podczas rozciągania niewielkiego odkształcenia plastycznego. Interpretacja ta, zrozumiała dla pętli pokazanych na rys. 5, jest mniej oczywista dla pętli 8 (rys. 4) i pętli 2, 3 i 8-10 (rys. 6), w których punkty (σ, ϵ) początku obciążania i końca odciążania praktycznie pokrywają się z sobą. W przypadku pętli 8 (rys. 4) pokrywanie to jest wynikiem rozwijania się podczas rozciągania, oprócz odkształcenia sprężystoplastycznego, także nieodwracalnego odkształcenia skracającego, analogicznego do występującego w mosiądzu. Dowodem powiększania się odkształcenia skracającego jest odwrotne pełzanie obserwowane w przerwach pomiarowych przy obciążaniu następującym bezpośrednio po drugim uplastycznianiu (pętla 8, rys. 4 i pętla 7, rys. 6). Również pokrywanie się punktów na pętlach 2, 3 i 8-10 (rys. 6) można tłumaczyć wystąpieniem odkształcenia skracającego, zmieniającego się tak wolno, że w czasie trwania przerw pomiarowych $\Delta\tau$ (przy dokładności odczytu $\Delta\epsilon$) zmiany tego odkształcenia nie były dostrzegalne.

Okoliczność, że pełzanie przy obciążaniu i odwrotne pełzanie przy odciążaniu obserwuje się dopiero dla naprężeń odpowiadających zakrzywionym częściom pętli (wskazuje na to np. rys. 5), pozwala przypuszczać, że zjawiska te polegają na zmianie w czasie odkształcenia plastycznego.

Decydującą przyczyną zaniku pętli wydaje się być zależność od czasu kształtu linii $\sigma = \sigma(\epsilon)$ odkształconej plastycznie stali. Na istnienie tej zależności wskazują np. doświadczenia przeprowadzone na stali o małej zawartości węgla, [7]. Jak wynika z tych doświadczeń wykres $\sigma = \sigma(\epsilon)$ obciążania (dla naprężeń mniejszych od uplastyczniających), wyznaczony bezpośrednio po plastycznym rozciąganiu, przedstawia krzywą, natomiast wyznaczony dopiero po pewnym okresie czasu po uplastycznianiu — prostą.

Literatura cytowana w tekście

- [1] Ч. С. Барретт, *Структура металлов*, Metallurgizdat, przekład z angielskiego, Москва 1948.
- [2] K. HONDA and R. YAMADA, *On the change of elastic constant in metals caused by cold working*, Sci. Rep. Tôhoku Imperial Univ., **17** (1928), 723.
- [3] А. А. Ильюшин, *О приращений пластической деформации и поверхности текучести*, Прикл. Мат. Мех., **4**, **24** (1961).
- [4] T. KAWAI, *The effect of cold working on Young's modulus of elasticity*, Sci. Rep. Tôhoku Imperial Univ., **19** (1930), 209.
- [5] T. KAWAI, *On the change of the modulus of rigidity in different metals caused by cold working*, Sci. Rep. Tôhoku Imperial Univ., **20** (1931), 681.
- [6] J. MUIR, *On the recovery of iron from overstrain*, Phil. Trans. Roy. Soc. London, **193A** (1900), 1.
- [7] L. S. SMITH and J. V. HOWARD, *The recovery of proportional elasticity in overstrained steel*, Proc. Roy. Soc., **137A** (1932), 833.
- [8] А. Н. Жуков, *Упругие свойства пластически деформированного металла и сложное нагружение*, Инж. Сборник, **30** (1960).
- [9] О. А. Шшимарев, Е. Я. Кузьмин, *О зависимости упругих постоянных металла от пластических деформации*, Изв. АН СССР, ОТН, Мех. и Машин, **1**, **3** (1961).
- [10] J. F. NYE, *Własności fizyczne kryształów* (przekład z angielskiego), PWN, Warszawa 1962.

Резюме

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ НА МОДУЛЬ ЮНГА ЛАТУНИ И НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Приводятся результаты испытаний, целью которых было определение изменения модуля Юнга E , вызванного пластическим растяжением для латуни CuZn37 и стали заключающей 0,04% С. Модуль понимается как наклон прямой, на которой располагаются точки (σ, ϵ) нагрузки как и разгрузки полученные при испытании образца на растяжение, в котором максимальное напряжение было по отношению к пределу пластичности небольшое.

Констатируется, что влияние даже большой пластической деформации на модуль незначительно. В латуни, с ростом предварительной деформации, модуль несколько увели-

чивается. После пластической деформации на 19%, наибольшее изменение модуля составляет 4,4% значения модуля отожженного металла. Делается предположение, что рост модуля вызван возникновением текстуры деформаций.

Для стали подверженной растяжению на 4% и 7% не обнаружено никакого изменения модуля. Однако возможно, что непосредственно после пластической деформации модуль по сравнению с первоначальным является немного меньшим, и только спустя несколько часов принимает свое первоначальное значение. Так как в это время при растяжении образца до небольшого значения напряжения получались диаграммы $\sigma = \sigma(\epsilon)$ в форме петлей, в которых наклоны первоначальных прямолинейных отрезков кривых нагрузки и разгрузки были на 0,5–2,1% меньше модулей отожженного металла.

При испытаниях обращалось внимание на некоторые реологические явления.

S u m m a r y

THE INFLUENCE OF INITIAL PLASTIC EXTENSION ON YOUNG'S MODULUS OF BRASS AND LOW CARBON STEEL

The paper presents the results of some tests on the change of Young's modulus of CuZn37 brass and 0,04%C carbon steel caused by plastic tensile strain. Young's modulus is understood as the slope of the initial part of the stress-strain diagram which has been found common for loading and unloading.

It is found that the influence of plastic strain on the modulus is insignificant. Young's modulus of brass slightly increases when the initial plastic strain rises. After elongation to 19%, the highest change of the modulus is 4.4% of the value for annealed metal. It is believed that the increase of modulus is due to the preferred orientation of grains.

For steel stretched to 4% and 7% no change of modulus is observed although it is possible that immediately after plastic deformation the modulus becomes somewhat lower and assumes its initial value after some hours. For, in that time (in the small stress region) loop type stress — strain diagrams are observed, the slopes of the initial portion loading and unloading curve of which are 0.5–2.1% lower than the modulus of the annealed metal.

During the tests, attention was paid to some rheological phenomena.

ZAKŁAD MECHANIKI OŚRODKÓW CIĄGLYCH
INSTYTUTU PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI PAN

Praca została złożona w Redakcji dnia 13 maja 1963 r.