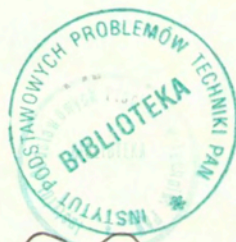


5.4.1. — termomechanika ciał stałych
5.4.10. — badania doświadczalne

Elżbieta Pieczyńska

**WYZNACZANIE POCZĄTKU
ODKSZTAŁCANIA PLASTYCZNEGO
NA PODSTAWIE
ANALIZY ZMIAN TEMPERATURY**

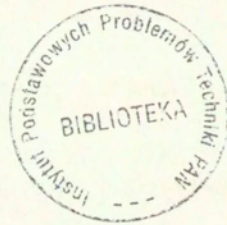
30/1995



P. 209

WARSZAWA 1995

Praca wpłynęła do Redakcji dnia 22 sierpnia 1995 r.



56579



Na prawach rękopisu

Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN
Nakład 100 egz. Ark. wyd. 2,0 Ark. druk. 2,0
Oddano do drukarni w listopadzie 1995 r.

Wydawnictwo Spółdzielcze sp. z o.o.
Warszawa, ul. Jasna 1

WYZNACZANIE POCZĄTKU ODKSZTAŁCANIA PLASTYCZNEGO NA PODSTAWIE ANALIZY ZMIAN TEMPERATURY

Streszczenie

W pracy oceniono kryteria i metody wyznaczania początku odkształcania plastycznego metali. Główną uwagę zwrócono na kryterium termomechaniczne i związane z nim sposoby wyznaczania tego początku. Omówiono literaturowe wyniki badań przejścia materiału w stan plastyczny, zarówno przy jednoosiowym rozciąganiu jak i obciążeniach złożonych, oparte na pomiarach temperatury. Stwierdzono, że za początek trwałego makroskopowego odkształcania plastycznego przyjmuje się zazwyczaj punkt, w którym temperatura próbki podczas rozciągania osiąga minimum. Na podstawie badań własnych, jak i danych literaturowych, uznano jednak, że początek makroskopowego odkształcania plastycznego metali lepiej wyznacza punkt rozbieżności charakterystyki $\Delta T(\sigma)$ od początkowej zależności liniowej. To kryterium ma szczególne znaczenie przy wyznaczaniu energii zmagazynowanej w metalu.

1. Wstęp

Bezpieczeństwo i niezawodność układów mechanicznych zależy od charakteru i amplitudy deformacji wywołanej naprężeniami powstającymi w materiale pod wpływem obciążeń zewnętrznych. Stan naprężenia w dowolnym elemencie układu powoduje jego odkształcenie. Odkształcenie to, objawiające się jako wydłużenie, skrócenie czy odkształcenie postaciowe, jest efektem wielu zróżnicowanych, a czasem bardzo skomplikowanych procesów cząstkowych zachodzących w strukturze materiału.

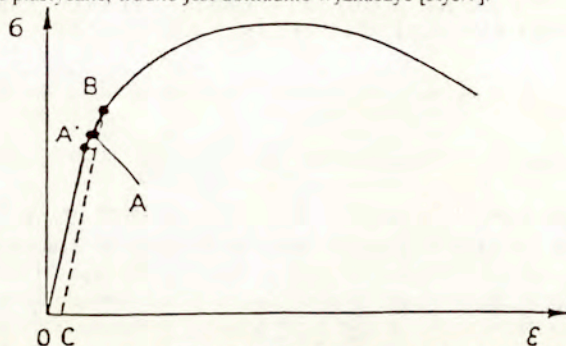
Ze względu na skutki obciążenia, oceniane najczęściej makroskopowo, przyjęto podział odkształcania na sprężyste, czyli odwracalne po usunięciu obciążenia oraz plastyczne, trwale zmieniające strukturę materiału. Doświadczalne wyznaczenie granicy między tymi odkształcaniami jest zagadnieniem złożonym i nie zawsze jednoznacznym. Niejednoznaczne jest bowiem zarówno pojęcie odkształcania sprężystego (jego zakres zależy od dokładności użytego przyrządu pomiarowego) jak również samo określenie granicy między wymienionymi odkształcaniami.

Przyjmijmy więc definicję, określającą początek odkształcania plastycznego jako stan materiału, w którym po raz pierwszy, w sposób makroskopowy, stwierdza się obecność trwałych odkształceń plastycznych. Stan ten można wyznaczyć metodami opartymi na

badaniach emisji akustycznej, egzoemisji elektronów, dysypacji energii wewnętrznej, czy stosowanymi najczęściej metodami tradycyjnymi.

Metody najczęściej stosowane polegają na oszacowaniu zakresu odkształcenia sprężystego na podstawie próby odkształcania, czyli pomiaru obciążenia próbki w funkcji odkształcenia i wyznaczeniu zależności $\sigma(\epsilon)$ (naprężenia od odkształcenia) [1].

Kształt i wielkość charakterystyki mechanicznej $\sigma(\epsilon)$ danego materiału (w szczególności metalu) zależy od jego składu chemicznego, obróbki cieplnej, historii deformacyjnej, prędkości odkształcania, temperatury oraz sposobu realizacji obciążenia [1,2]. Naprężenie, przy którym stwierdza się początek deformacji plastycznej lub płynięcia materiału, zależy od dokładności pomiaru. Dla większości materiałów obserwuje się stopniowe, łagodne przejście od odkształcenia sprężystego do plastycznego, więc współrzędne punktu, w którym zaczyna się odkształcenie plastyczne, trudno jest dokładnie wyznaczyć [Rys 1].



Rys 1 Charakterystyka naprężenie - odkształcenie $\sigma(\epsilon)$ materiału bez wyraźnej granicy plastyczności z punktami określającymi początek odkształcenia plastycznego według różnych kryteriów: A-granica sprężystości, A'-granica proporcjonalności, B-umowna granica plastyczności [2]

W przypadku jednoosiowego rozciągania przyjęto trzy wielkości charakteryzujące początek odkształcenia plastycznego: granicę sprężystości, granicę proporcjonalności i granicę plastyczności [1,2].

Granica sprężystości (Rys 1, punkt A) określa najwyższe naprężenie, które materiał może przenieść bez wywołania mierzalnego odkształcenia, pozostającego po odciążeniu. Wraz ze wzrostem czułości układów rejestrujących odkształcenie, wyznaczona wartość granicy sprężystości maleje, zbliżając się do wartości rzeczywistej (granicy sprężystości), wyznaczanej na podstawie pomiarów mikroodkształceń.

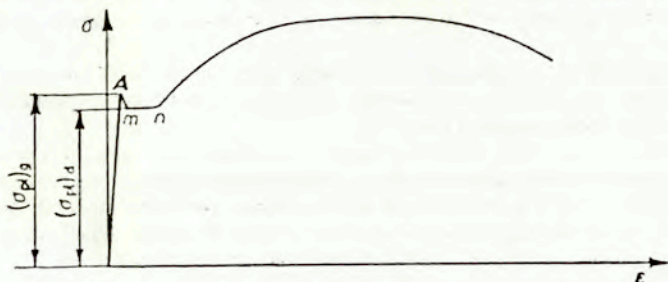
Wyznaczanie granicy sprężystości, wymagające zazwyczaj wielokrotnych prób obciążania i odciążania próbki, jest często zastępowane przez wyznaczenie granicy proporcjonalności.

Granica proporcjonalności (Rys 1, punkt A') to maksymalna wartość naprężenia, które pozostaje proporcjonalne do odkształcenia. Określa ją punkt, w którym stwierdza się rozbieżność krzywej naprężenie-odkształcenie od początkowej, liniowej charakterystyki. Wyznaczanie tego punktu jest również dość niejednoznaczne.

W związku z tym wprowadzono bardziej precyzyjne pojęcie tzw. umownej granicy sprężystości, czyli naprężenia wywołującego pewne określone, założone niewielkie względne odkształcenie trwałe, równe 0.01% lub 0.02% (Rys 1, punkt B). W literaturze naukowej oznacza się je odpowiednio $\sigma_{0,01}$ lub $\sigma_{0,02}$ ($\sigma_{0,05}$) a w technicznej, symbolem $R_{0,05}$. W

literaturze anglosaskiej nazwano je "offset yield stress". W Polsce wielkości te określone są normą PN-80/H-04310 [1].

W praktyce inżynierskiej a także badaniach naukowych często stosuje się tzw. umowną granicę plastyczności $\sigma_{0,2}$, określoną przez naprężenie wywołujące odkształcenie trwale równe 0.2% [1].



Rys 2. Charakterystyka naprężenie-odkształcenie $\sigma(\epsilon)$ dla materiału z fizyczną niestacecznością typu lokalnego w punkcie A, σ_g - górna granica plastyczności, σ_d - dolna granica plastyczności [1]

Dla materiałów, których przykładowy wykres rozciągania przedstawiono na rys.2, wyróżniamy górną granicę plastyczności (σ_g) oraz dolną granicę plastyczności (σ_d), wyznaczaną na utrzymującym się w pewnym zakresie m-n, stałym poziomie naprężenia [1]. Pojęcie górnej granicy plastyczności ma istotny sens fizyczny. W tym momencie następuje odblokowanie i gwałtowny ruch dyslokacji, którego makroskopowym przejawem jest spadek naprężenia. Wartość tej granicy zależy od warunków przeprowadzenia próby i w związku z tym nie przypisuje się jej cechy materiału. Przyjmuje się natomiast, że dolna granica plastyczności, której wartość w granicach pewnego rozrzutu nie zmienia się w zakresie przystanku plastyczności, jest pewną cechą materiału. (Taka interpretacja budzi jednak pewne kontrowersje wśród fizyków, którzy utrzymują, że moment zainicjowania dyslokacyjnych zjawisk odkształcenia plastycznego jest bardziej istotny).

Niektóre materiały, np. czysta miedź czy żeliwo szare, w ogóle nie wykazują liniowego zakresu charakterystyki $\sigma(\epsilon)$, co uniemożliwia wyznaczenie umownej granicy plastyczności w sposób przedstawiany poprzednio. Wówczas, jako charakterystykę takiego materiału, podaje się naprężenie wywołujące pewne całkowite odkształcenie, np. $\epsilon=0.005$ [2].

Ciekawą definicję granicy plastyczności, wynikającą z makroskopowego opisu, zaproponował D.N. Robinson [7,60]. Według niej, początek odkształcenia plastycznego określony jest przez miejsce, w którym prędkość odkształcenia plastycznego przestaje być zerowa.

Ostatnio coraz częściej postuluje się, że rozwój trwałych odkształceń plastycznych w metalach odbywa się od początku obciążania. Taki przebieg odkształcania wiąże się ze stanem wyjściowym materiału, dalekim od idealnego kryształu, nawet po odpowiednim przygotowaniu (wygrzaniu) próbek i jest możliwy do zbadania przy wystarczająco dużej dokładności pomiarów odkształcenia związanej z rozwojem technik pomiarowych [3,4,5,6,30,35,36,48].

Ten sposób podejścia podzielają m.in. B. Wack i A. Tourabi, którzy podają przykłady jedynie dwóch przypadków, kiedy to metale mogą odkształcać się w sposób idealnie sprężysty [3].

Pierwszy przypadek stanowi struktura krystaliczna bez żadnego defektu w całej objętości materiału, możliwa do uzyskania jedynie w formie wiskersów, czyli odpowiednio

wyhodowanych monokryształów nitkowych. Są to jedyne materiały, których własności mechaniczne są bardzo bliskie wartościom oszacowanym teoretycznie, przy założeniu idealnej budowy kryształu.

Drugi przypadek materiału, w którym również obserwuje się zakres idealnej sprężystości, stanowi mocno umocniony drut, np. fortepianowy. Gęstość dyslokacji jest tu tak duża i są one tak wzajemnie splecione, że do ich oderwania i uruchomienia niezbędne są bardzo duże naprężenia.

W pozostałych przypadkach zachowanie ciał krystalicznych można, z pewnym przybliżeniem, opisać jednym równaniem konstytutywnym, bez wyróżniania sprężystego i plastycznego zakresu deformacji [3].

Podobnie, w związku z zastosowaniem komputerowego zapisu i przetwarzania, w badaniach praktycznych często odchodzi się od dokładnego wyznaczania granicy plastyczności. Charakterystykę mechaniczną obciążenie-odkształcenie, uzyskaną podczas badań danego materiału na maszynie wytrzymałościowej, przybliża się jedną krzywą wykładniczą, nie stosując podziału na liniowy (sprężysty) i nieliniowy (plastyczny) zakres odkształcania.

Z tego krótkiego przeglądu wynika, że istnieją różne definicje granicy plastyczności i różne sposoby jej wyznaczania. Przyjmuje się je w zależności od rodzaju materiału, typu odkształcania a przede wszystkim aktualnych potrzeb. Czasami wręcz nie zachodzi potrzeba wyodrębniania sprężystego zakresu charakterystyki. Coraz częściej sądzi się, że pewne mechanizmy trwałych odkształceń plastycznych zachodzą od początku odkształcania, co może znajdować odzwierciedlenie w makroskopowej charakterystyce mechanicznej materiału.

Jednak, z punktu widzenia zarówno badań poznawczych jak i praktycznych zastosowań, istnieje potrzeba wyodrębniania zakresu odkształceń makroskopowo odwracalnych i nieodwracalnych. Nadal brakuje natomiast jednoznacznej i satysfakcjonującej definicji granicy między tymi odkształceniami.

W celu ograniczenia wymienionych niejednoznaczności i ustalenia makroskopowego kryterium przejścia od deformacji sprężystej do plastycznej proponowane są sposoby doświadczalnego wyznaczania punktu przejścia materiału w stan plastyczny przez wykorzystanie efektu sprzężenia termomechanicznego - zmiany temperatury obciążanej próbki [8,9,32,37,47,53]. Kryterium to oparte jest na jakościowej różnicy zmiany temperatury próbki podczas odkształceń sprężystych, gdy zmiany te pozostają na ogół liniową funkcją naprężenia, a w przypadku rozciągania są ujemne, oraz odkształceń plastycznych, którym zawsze towarzyszy znaczny wzrost temperatury.

Przy wystarczająco dużej dokładności przyrządów pomiarowych, wyniki otrzymywane za pomocą metod tradycyjnych (mechaniki) powinny być zbliżone z tymi, które uzyskuje się na podstawie pomiarów zmiany temperatury próbki. Wynika to z faktu istnienia sprzężenia termomechanicznego między mierzonymi efektami.

Ze względu na to, że obecnie często łatwiej jest zarejestrować zmiany temperatury próbki aniżeli odchylenie charakterystyki obciążenie-odkształcenie od początkowego, zazwyczaj liniowego przebiegu z odpowiednio dużą dokładnością, w ostatnich latach nastąpił dość szybki rozwój metod pomiarowych, opartych na pomiarach temperatury.

Celem niniejszej pracy jest przegląd i ocena wybranych publikacji na ten temat, szczególnie tych, które uwzględniają ewolucję mikrostruktury materiału, oraz podanie wstępnych wyników badań własnych.

2. Sprzężenia termomechaniczne w ciałach stałych - podstawy doświadczalne i teoretyczne

Jeżeli ciało stałe poddamy działaniu pola temperatury, możemy w nim wywołać stan naprężenia a w konsekwencji - stan odkształcenia. Oddziaływanie to nazwano sprzężeniem

termomechanicznym czynnym i stanowi ono zasadnicze zagadnienie działy nauki zwanej termosprężystością [8,9].

Jeżeli natomiast ciało stałe poddamy działaniu obciążeń mechanicznych, doprowadzimy do zmiany jego stanu termodynamicznego a w konsekwencji również, do zmiany jego temperatury. Ten typ sprężenia nazwano biernym.

Pewien sposób klasyfikacji sprężeń termomechanicznych w metalach, wywołanych przez deformację, podaje J.Klepaczko, który w zależności od stanu struktury wyjściowej materiału wyszczególnia [9]:

I. Sprężenia w sieci idealnej oraz sprężenia bez ruchomych defektów, gdy defekty sieci pozostają w stanie równowagi i są nieruchome.

II. Sprężenia wynikające z ruchu defektów strukturalnych.

W I przypadku możliwe są następujące warianty:

a) Sprężenia przez zmianę ciśnienia i objętości; przyłożone z zewnątrz pole naprężenia wywołuje lokalne pojawienie się w ciele składowej tensora kulistego, co powoduje powstanie sprężonego pola przyrostu temperatury.

W zapisie schematycznym:

$$\pm \Delta p \rightarrow \Delta T \text{ lub } \Delta V \rightarrow \Delta T,$$

gdzie: p - ciśnienie, V - objętość ciała, T - temperatura w skali bezwzględnej.

b) Sprężenia poprzez pętlę histerezy materiałowej (tłumienie). Podczas obciążeń cyklicznych ciała znajdujące się w stanie sprężystym dochodzi zawsze do pewnej (nieznaczącej) dysypacji energii, wywoływanej istnieniem defektów w krystalicznej strukturze materiału, również wyjściowej.

II przypadek zachodzi natomiast dla odpowiednio dużych naprężeń zewnętrznych, wywołujących generowanie, ruch, blokowanie i anihilację defektów sieci kryształu, najczęściej dyslokacji, czyli prowadzących do zmiany gęstości i konfiguracji defektów, co zawsze wiąże się z dysypacją energii i naturalnie, wzrostem temperatury ciała.

Schematycznie można to zapisać:

$$\Delta W_p \rightarrow \Delta T,$$

gdzie: W_p - praca odkształcenia plastycznego.

Efekty tego rodzaju sprężeń mogą być znaczne i ilościowo są nieporównywalne z efektami sprężeń wymienianych w I przypadku.

Zagadnienia sprężenia pól temperatury i odkształceń w zakresie sprężystym (przypadek I) rozwiązywane były między innymi przez M.A.Biota [10], L.Landaua, E.Lifszyca [11], A.A.Wakulenę [12], W.Nowackiego [8] i innych.

Rozwój badań doświadczalnych dotyczących wyznaczenia ilości ciepła generowanego podczas plastycznej deformacji metali (przypadek II) datuje się od lat dwudziestych naszego wieku i zapoczątkowany został przez prace W.S.Farrena, G.I.Taylor'a [13] i H.Quinney'a [14]. Późniejsze prace dotyczyły pomiaru temperatury podczas odkształceń niszczących w badaniach statycznych i dynamicznych i prowadzone były przez A.Nadai, M.A.Manjoine [15], J.A.Charles'a, J.E.Francis'a [16], R.Weichert'a, K.Shönerta [17] i innych. Temperaturę wyznaczano wówczas za pomocą termopary, termistora i innych przyrządów, wymagających kontaktu z powierzchnią badanej próbki.

Zwiększenie możliwości i dokładności rejestracji temperatury nastąpiło po wprowadzeniu bezstykowych układów pomiarowych, działających na zasadzie detekcji promieniowania podczerwonego, zwanych również termowizyjnymi [18,19,20,,22,23,24,30,55]. Bezinercyjne metody pomiaru temperatury oraz udoskonalenie konstrukcji kalorymetru wpłynęły na rozwój badań doświadczalnych energii zmagazynowanej w materiale podczas odkształcenia plastycznego [18,19,20,21,22,23,24,25,55,56], ułatwiły prowadzenie badań dynamicznych, przy

dużej prędkości deformacji próbki [9,26,27,28,56], a także umożliwiły śledzenie i rejestrację zjawisk występujących podczas obciążeń cyklicznych [29,30,31].

W wymienionych publikacjach charakteryzowano zjawiska zachodzące w badanych materiałach na podstawie pomiarów i analizy zmiany temperatury, będącej efektem ich deformacji. Ostatnio prowadzone prace [3,22,23,35,36,37,56] często uzupełniane są badaniami mikrostruktury materiału, zarówno przed jak i w trakcie jego odkształcania. Poznanie budowy materiału, zwłaszcza w skali mikro i powiązanie jej z wartościami energii dysypowanej oraz magazynowanej w materiale powinno przyczynić się do wyjaśnienia zjawisk zachodzących w procesie odkształcania metali. Należy jednak pamiętać, że zmiana temperatury jest uśrednionym efektem zmian wynikających z deformacji, dodatkowo modyfikowanym przewodnością danego materiału.

3. Określanie początku odkształcenia plastycznego na podstawie zmiany temperatury obciążanego metalu

Jak sygnalizowano w poprzednim rozdziale, jeżeli ciało stałe podgrzejemy lub ostudzimy, to jego objętość ulega zmianie. Działając natomiast na ciało ściśliwe wszechstronnym, równomiernym ciśnieniem, w zależności od jego znaku zmieniamy objętość ciała; wydzieli się przy tym lub zostanie pochłonięta pewna ilość ciepła. Wynika z tego, że opis rozszerzalności termicznej ciała stałego można zastosować do badania zjawisk fizycznych, wiążących się z wydzieleniem ciepła przy czysto objętościowych odkształceniach ciała [9,15,32]. Odkształcenia czysto objętościowe występują podczas jednorodnego stanu naprężenia ciała i w języku mechaniki ośrodków ciągłych opisuje je kulisty tensor odkształcenia jak również kulisty tensor naprężenia [1,8,54,57].

Kulisty tensor naprężenia otrzymuje się z rozkładu tensora naprężenia ciała izotropowego na aksjator (tensor kulisty) i dewiator:

$$\sigma_{ij} = s_{ij} + p_{ij},$$

gdzie: s_{ij} - część dewiatorowa tensora naprężenia, związana ze zmianą kształtu ciała,

p_{ij} - część kulista tensora naprężenia, wpływająca na zmianę objętości ciała bez zmiany jego postaci; $p_{ij} = \sigma \delta_{ij}$; $\delta_{ij} = \begin{cases} 1 & \text{dla } i=j \\ 0 & \text{dla } i \neq j \end{cases}$.

Tensor kulisty jest charakteryzowany jedną niezależną składową, niezmiennikiem J_1 . W części dewiatorowej są trzy niezależne niezmienniki - J_2', J_3', J_3' , przy czym $J_1' = 0$, (z def.).

Jak wykazały badania, warunek plastyczności metali wyraża się jako kombinacja niezmienników J_2' i J_3' dewiatora naprężenia [1,2,54,57,59]. Wynika to z tego, że w teorii plastyczności, przy formułowaniu warunków plastyczności, zakłada się pewien zakres trwałych (plastycznych) odkształceń ciała. Granicę plastyczności materiału wyznacza się więc zmierzając od strony odkształcenia plastycznego.

Inne podejście stosujemy badając początek odkształcenia plastycznego na podstawie zmiany jego temperatury, kiedy to wyznaczamy zakres odkształceń czysto objętościowych (odwracalnych), zmierzając od początku odkształcenia. W celu wyznaczenia tego zakresu wykorzystujemy w pewnym sensie pierwszy niezmiennik tensora naprężenia.

Zależności wiążące stan naprężenia ze stanem odkształcenia można wyprowadzić na bazie rozważań termodynamicznych a w szczególności na podstawie zasad termodynamiki procesów nieodwracalnych.

Ograniczając się do liniowej teorii sprężystości, przy założeniu małych odkształceń, można zapisać zasadę zachowania energii w ujęciu lokalnym:

$$(1) \quad \dot{U} = \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} - q_{i,i},$$

gdzie: \dot{U} - prędkość zmiany energii wewnętrznej na jednostkę objętości,

σ_y - składowa tensora naprężenia,
 $\dot{\epsilon}_y$ - tensor prędkości odkształcenia,
 q - strumień cieplny.

$$(2) \quad q_{i,j} = \text{div} q$$

Wprowadzając dodatkowe funkcje stanu, związane z deformacją:

$$(3) \quad \text{entropię } s; \quad T\dot{s} = -\text{div} q = -q_{i,j},$$

$$(4) \quad \text{energię swobodną } F; \quad F = u - sT; \quad F = F(\epsilon_y, T);$$

$$(5) \quad \text{potencjał termodynamiczny Gibbsa } G:$$

$$G = F - \sigma_y \epsilon_y, \quad G = G(\sigma_y, T) \quad \text{oraz wykorzystując}$$

odpowiednie związki między nimi, przy założeniu adiabatyczności warunków pomiaru, można wprowadzić zależność na zmianę temperatury obciążanego ciała [8,44]:

$$(6) \quad \Delta T = -\frac{\alpha_y}{c_\sigma} T_0 \sigma_y,$$

gdzie: T_0 - początkowa temperatura ciała w skali bezwzględnej,

c_σ - pojemność cieplna przy stałym naprężeniu na jednostkę objętości,

$c_\sigma = c\rho$, gdzie: c - ciepło właściwe, ρ - gęstość ciała,

α_y - składowa tensora współczynnika anizotropowej rozszerzalności termicznej ciała.

Zależność ta pozwala obliczyć zmianę temperatury ciała wywołaną odkształceniem sprężystym w adiabatycznych warunkach obciążania, zwaną również efektem termosprężystym (piezokalorycznym).

Jak wynika ze wzoru (6), w zależności od kombinacji rodzaju anizotropii materiału z rodzajem obciążenia, zmiany temperatury ciała mogą być dodatnie, ujemne lub nawet zerowe.

Dla materiałów charakteryzujących się dodatnim współczynnikiem rozszerzalności termicznej stwierdzamy spadek temperatury podczas adiabatycznego, sprężystego rozciągania: ($\alpha_y > 0$, $\sigma_y > 0$; $\Delta T < 0$), oraz jej wzrost podczas ściskania materiału: ($\alpha_y > 0$, $\sigma_y < 0$; $\Delta T > 0$). Są to zmiany niewielkie i na ogół nie przekraczają 0.2°C.

Nie stwierdza się natomiast zmian temperatury w zakresie odkształceń sprężystych w procesach ścinania jak również skręcania materiału; składowa tensora kulistego (zmiana objętości) dla tych obciążeń równa jest zero.

Wykorzystując więc zależność zmiany temperatury od naprężenia obciążanego ciała, można wyznaczyć zakres odkształceń odwracalnych.

Pionierem takich badań był W. Thomson (Lord Kelvin), który w 1851 roku przedstawił zależność, pozwalającą na obliczenie wartości zmiany temperatury ciała, wywołanej odkształceniem sprężystym. Podaje ona, że podczas próby jednoosiowego rozciągania, prowadzonej w warunkach adiabatycznych, sprężystej deformacji próbki o stałym przekroju towarzyszy zmiana temperatury, określona wzorem (7), [25]:

$$(7) \quad \Delta T_s = -\alpha \frac{T \Delta \sigma_s}{c_\sigma},$$

gdzie: α - współczynnik rozszerzalności liniowej ciała,

T - temperatura początkowa próbki w skali Kelvina,

c_σ - pojemność cieplna przy stałym naprężeniu na jednostkę objętości,

$\Delta \sigma_s$ - izentropowa zmiana naprężenia (przy stałej entropii).

Zakładając, z dość dobrym przybliżeniem, stałość parametrów materiałowych w rozpatrywanym, niewielkim zakresie naprężenia, uzyskujemy liniową zależność zmiany temperatury w funkcji naprężenia dla, naturalnie, sprężystego zakresu deformacji:

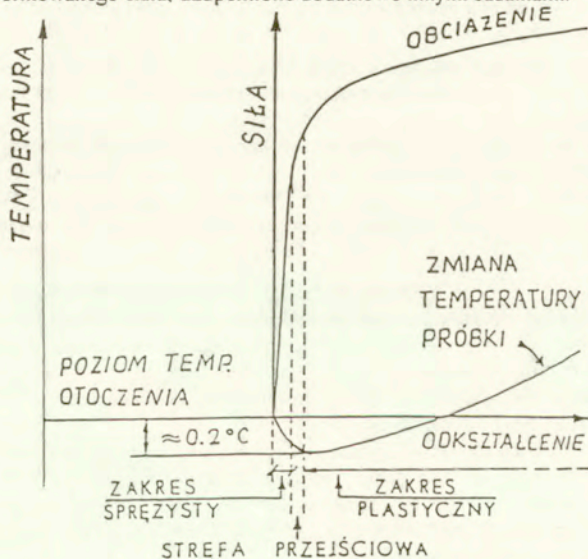
$$(8) \quad \Delta T_S = -k\Delta\sigma_S$$

Odształcenie czysto sprężyste w materiale określane jest więc przez liniową zależność zmiany temperatury próbki od naprężenia. Odejście od prostoliniowego przebiegu wskazuje na zmianę charakteru procesu: z odkształcenia czysto sprężystego na sprężysto - plastyczne.

W związku z tym, pierwszy punkt rozbieżności zmiany temperatury próbki w funkcji naprężenia od prostoliniowego przebiegu można przyjąć za miarę granicy sprężystości materiału.

4. Początek odkształcenia plastycznego przy jednoosiowym rozciąganiu - kryteria i przegląd wyników badań

Jak wspomniano we wstępie, doświadczalne wyznaczenie początku odkształcenia plastycznego jest problemem złożonym, ponieważ istnieją różne kryteria określające ten początek, a różne metody pomiarowe pozwalają wyznaczyć go z różną dokładnością. W tym rozdziale będą podane kryteria i wyniki badań doświadczalnych wyznaczenia początku odkształcenia plastycznego podczas jednoosiowego rozciągania na podstawie zmiany temperatury deformowanego ciała, uzupełnione dodatkowo innymi badaniami.



Rys.3. Schemat przebiegu siły i zmiany temperatury próbki podczas odkształcania materiału bez wyraźnej granicy plastyczności

Podczas rozciągania metali w zakresie sprężystym następuje spadek temperatury (Rys.3), który w okolicy granicy plastyczności ulega zahamowaniu. Następnie obserwuje się wzrost temperatury, związany z rozwojem odkształcenia plastycznego i umacnianiem się materiału.

Spadek temperatury w zakresie odkształceń sprężystych próbuje się wyjaśnić przyjmując model ciała stałego w postaci układu jednowymiarowych oscylatorów [32,33,34]. W modelu tym rozpatruje się pojedyncze atomy lub cząsteczki badanego ciała w formie kuleczek

połączonych sprężynkami. W położeniu równowagi układ ten (kuleczek i sprężynek) wykonuje regularne ruchy drgające. Zakładając na chwilę stałość energii drgań, łatwo się przekonać, że ich częstotliwość jest wprost proporcjonalna do temperatury a amplituda drgań odwrotnie proporcjonalna do częstotliwości. Przyjmując pewne uproszczenia stwierdza się, że zmiana objętości ciała wywołuje odpowiednio powiększenie lub zmniejszenie amplitudy drgań. W przypadku rozciągania, gdy zmiana objętości jest dodatnia, amplituda drgań cząsteczek będzie się zwiększać, częstota drgań odpowiednio zmniejszać i w konsekwencji temperatura ciała spada. Efekt odwrotny, wzrost temperatury, obserwujemy podczas ściskania materiału w zakresie odkształceń sprężystych.

Niestety, ten model nie opisuje wszystkich przypadków; nie wyjaśnia na przykład zachowania się deformowanego bizmutu, (materiału o dodatnim współczynniku rozszerzalności liniowej, dużej przewodności cieplnej i innych nietypowych własnościach), którego temperatura wzrasta, nawet w sprężystym zakresie rozciągania.

Obserwowaną zmianę temperatury ciała w początkowym zakresie odkształcania można próbować wyjaśniać także, na bazie znanej reguły Le Chateliera (1884), zwanej regułą przekory. Według niej, układ będący w stanie równowagi i poddany działaniu czynników zewnętrznych reaguje tak, aby zmniejszyć ich wpływ i możliwie szybko osiągnąć nowy stan równowagi, niezbyt odległy od stanu równowagi wyjściowej [8].

Adiabatyczne rozciąganie próbki w zakresie sprężystym i zachodzący w niej spadek temperatury jest klasycznym przykładem działania tej reguły, czyli zachowania się materiału w kierunku przeciwwstawiania się wymuszonym zmianom.

Przyłożenie obciążenia zewnętrznego prowadzi do przemiany pewnej, niewielkiej części energii wewnętrznej kryształu na pracę mechaniczną, wspomagającą naprężenia przeciwstawiające się narzucanej deformacji. Deformacja ta wytwarza bowiem pewien przyrost objętości a próbka przeciwstawiając się tej zmianie obniża swoją temperaturę i, stosownie do tej zmiany, kurczy się.

Jednak zdolności próbki do ciągłego przeciwwstawiania się narzucanej zmianie objętości są ograniczone. Z energetycznego punktu widzenia, istniejący układ struktury materiału, który znakomicie "sprawdzał się" w warunkach równowagi (bez obciążenia zewnętrznego) a drogą pewnych (niewielkich i odwracalnych) przemieszczeń elementów sieci reagował na początkowe obciążenia w zakresie odkształcenia sprężystego, nie jest w stanie przyjmować systematycznie doprowadzanej energii bez specjalnej adaptacji: stopniowej ale dość radykalnej, bo trwałej zmiany swojej struktury. Inaczej mówiąc, możliwości czysto sprężystego odkształcania wyjściowej struktury materiału zostały już wyczerpane.

Wówczas następuje przejściowy etap deformacji, nazwany stanem krytycznej termosprężysto-plastycznej niestabilności (The Thermoelastic-Plastic Instability: TEPI) [35,36].

W makroskopowym opisie materiału; na drodze jednoznacznej dotychczas deformacji pojawia się bifurkacja - rozdzielenie drogi rozwiązania odpowiadającego odkształceniom czysto sprężystym na dodatkową ścieżkę, związaną z uaktywnieniem się mechanizmów trwałych odkształceń plastycznych o narastającym znaczeniu w procesie postępującej deformacji przy kontynuowaniu obciążenia [35]. Naturalnie, materiał nadal odkształca się również sprężysto ale wiodącą rolę zaczynają odgrywać już działające w mikroskali mechanizmy odkształcenia plastycznego, związane z dysypacją energii i prowadzące do trwałych zmian, pozostających również po odciążeniu próbki [35].

Jakie są te mechanizmy i na czym polegają tak zasadnicze zmiany to pytania, na które od dawna poszukuje się odpowiedzi. Obliczenia teoretyczne, potwierdzone doświadczalnie po wynalezieniu mikroskopu elektronowego wykazały, że w materiałach o strukturze regularnej najbardziej prawdopodobne na tym etapie odkształcenia jest powstawanie (powielanie)

defektów liniowych- dyslokacji, które stopniowo, aczkolwiek systematycznie, przystosowują strukturę (mikrostrukturę) materiału do przenoszenia wzrastającego obciążenia [4,5,6].

Z racji samej budowy materiału, który nawet po dokładnym przygotowaniu, a w przypadku metalu - wygrzaniu, nie ma budowy idealnego kryształu, pewne elementy odkształcenia plastycznego mogą zachodzić już od początku odkształcania. Mogą to być np. fluktuacje przemieszczeń nieruchomych poprzednio pętli dyslokacyjnych, które stopniowo prowadzą do niejednorodnej wprawdzie ale już trwałej deformacji, ze względu na lokalny zasięg nazwanej mikroplastyczną. Hipotezy te również zostały potwierdzone przez obserwacje mikroskopowe. H.F.Ashby podaje [4], że skutkiem istnienia powierzchniowych defektów struktury krystalicznej zaobserwowano generowanie dyslokacji na granicach ziaren dla zdecydowanie niższych naprężeń niż wyznaczona granica sprężystości badanego materiału. Według autorów pracy [36], te lokalnie rozwijające się "ogniska mikroplastyczności" zaczynają działać jako lokalne źródła ciepła o rosnącym znaczeniu, wpływając tym samym na miejscowe przyrosty a w wyniku dyfuzji i przewodnictwa na globalny wzrost temperatury ciała. Pokonując, w przypadku rozciągania w zakresie sprężystym, wpływ efektów sprężenia termomechanicznego, przyrosty temperatury coraz efektywniej towarzyszą wzrastającej deformacji ciała. Działając jak dodatnie sprzężenie zwrotne, przyspieszają osiągnięcie stanu, w którym ostatecznie ustala się spójny ruch dyslokacji w ramach określonego, najbardziej korzystnego w danych warunkach, systemu poślizgu.

Przejęciowy etap deformacji (TEPI) (Rys.3) sam w sobie jest bardzo interesujący. Na tym etapie odkształcenia, za pomocą makroskopowych metod pomiarowych, stwierdza się eskalację różnych zjawisk, nie występujących poprzednio w ogóle lub występujących symbolicznie, takich jak:

- spontaniczny wzrost temperatury ciała (emisja ciepła) [9,18,19,20,22,30,31,32,35,36,37],
- nagła i zasadnicza emisja fononów akustycznych (emisja akustyczna [30,36,38,39,40,41],
- emisja elektronów z powierzchni odsłoniętej przez pasmo poślizgu (egzoemisja elektronów) [42,43],
- częściowa relaksacja wewnętrznych naprężeń sprężystych [21,35,36].

Prawdopodobnie nie są to jedyne efekty, występujące na tym etapie deformacji. Wszystkie, mimo że tak różnorodne w skutkach i metodach detekcji, mają to samo podłoże, niejako genezę swojego występowania; są to procesy zachodzące w mikrostrukturze materiału i prowadzące do trwałego, makroskopowego odkształcenia plastycznego. Dlatego też wszystkie wymienione powyżej efekty mierzalne, występujące na przejściu między odkształceniem sprężystym a plastycznym, mogą być, przy odpowiedniej interpretacji, zastosowane do badania początku odkształcenia plastycznego. Ilościowo zdecydowanie dominuje tu emisja ciepła i związana z nim zmiana temperatury deformowanego ciała, co z powodzeniem może być wykorzystywane do wyznaczania poszukiwanej granicy między odkształceniem sprężystym a plastycznym badanego materiału. Udział energetyczny pozostałych zjawisk jest niewielki. Na przykład możliwa do wykrycia energia sygnału emisji akustycznej związana z odrywaniem się N zakotwiczonej dyslokacji, według D.Jaffrey'a wynosi $\approx N \times 10^{-19} \text{ J}$ [40].

Przykład termodynamicznego opisu omawianych zjawisk przedstawili M.G.Beghi, C.E.Bottani i G.Caglioti [35]. Metal traktowany jest tu jako zamknięty i nieizolowany układ poddawany zewnętrznemu przepływowi energii mechanicznej.

Dla naprężenia poniżej granicy plastyczności, w zakresie stosowalności prawa Hooke'a i występowania efektu termosprężystego, odkształcenie jest odwracalne i może być opisywane przy pomocy równań stosowanych w termosprężystości, w których zakłada się proporcjonalność między termodynamicznymi siłami i strumieniami. W miarę wzrostu obciążenia zewnętrznego, termosprężysta gałąź procesu staje się niestabilna, na drodze jednoznacznych dotychczas rozwiązań pojawia się wspomniana już bifurkacja, prowadząca do dodatkowej

deformacji plastycznej, wynikającej z inicjacji w materiale procesów związanych z dysypacją energii (generowanie, ruch, anihilacja i mnożenie się dyslokacji). Wówczas, przyjmując założenie, że ruch dyslokacji i ich powielanie ustala się, do opisu postępującego odkształcenia plastycznego zastosowano nieliniową termodynamikę procesów nieodwracalnych.

Według autorów, w zakresie odkształcenia sprężystego deformacja wywołuje zmianę entropii konfiguracyjnej, wynikającej ze zmiany odległości między cząsteczkami, co w warunkach quasiadiabatywnych prowadzi do zmiany temperatury, określanej nazwą efektu termosprężystego.

Ten etap odkształcenia opisano przy pomocy II zasady termodynamiki (w lokalnej formie):

$$(9) \quad \frac{\partial s}{\partial t} + \operatorname{div} \left(\frac{\bar{q}}{T} \right) = P[s] \geq 0,$$

gdzie: s - lokalna entropia na jednostkę objętości,
 \bar{q} - wektor przepływu gęstości ciepła,
 T - temperatura w skali bezwzględnej.

W metalu poddawany deformacji, produkcja entropii w jednostce czasu, przypadająca na jednostkę objętości $P[s]$ ma dwie składowe:

$$(10) \quad P[s] = P_{in}[s] + P_{def}[s],$$

gdzie: $P_{in}[s] = \bar{q} \operatorname{grad} \left(\frac{1}{T} \right)$ - charakteryzuje entropię, wynikającą z przepływu ciepła,
 $P_{def}[s]$ - wynika z przemiany dostarczonej energii mechanicznej w energię wewnętrzną zawartą w tworzeniu, anihilacji i ruchu defektów.

Wstawiając $\operatorname{div} \left(\frac{\bar{q}}{T} \right) = \bar{q} \operatorname{grad} \left(\frac{1}{T} \right) + \left(\frac{1}{T} \right) \operatorname{div} \bar{q}$ do (9) otrzymano postać:

$$(11) \quad T \frac{\partial s}{\partial t} = -\operatorname{div} \bar{q} + TP_{def}[s].$$

W ogólnym sformułowaniu, uwzględniającym również odkształcenie plastyczne:
 $s = s[T, \xi_j]$,

gdzie ξ_j charakteryzuje zmienne mierzalne (np składniki tensora odkształcenia sprężystego) oraz "ukryte" (np gęstość dyslokacji).

Traktując entropię jako różniczkę zupełną i wprowadzając ciepło właściwe na jednostkę objętości $C_{\{s,j\}} = T \left(\frac{\partial s}{\partial T} \right)_{\{s,j\}}$ otrzymano postać:

$$(12) \quad C_{\{s,j\}} \frac{\partial T}{\partial t} + \operatorname{div} \bar{q} = TP_{def}[s] - T \sum_j \left(\frac{\partial s}{\partial \xi_j} \right) \frac{\partial \xi_j}{\partial t}$$

Wprowadzając prawo Fouriera: $\bar{q} = -k \operatorname{grad} T$ otrzymano równanie Fouriera na pole temperatury:

$$(13) \quad C_{\{s,j\}} \frac{\partial T}{\partial t} - k \nabla^2 T = Q_d + Q_c, \quad \text{w którym prawa strona charakteryzuje}$$

dwa działające wówczas źródła ciepła:

$Q_d = TP_{def}[s]$ - moc dysypowana na jednostkę objętości, związana z tworzeniem i ruchem defektów struktury materiału,

Q_c - moc "efektywnego źródła ciepła", związana ze zmianą entropii konfiguracyjnej

Udział tych dwóch składowych podczas odkształcenia zmienia się: w początkowym etapie odkształcania (sprężystym) dominują źródła ciepła związane ze zmianą entropii konfiguracyjnej Q_c , w dalszym (plastycznym) - znacząca staje się druga składowa, Q_d .

Dla termosprężystego obszaru ośrodka izotropowego:

$$(14) \quad s = s_0(T) + \frac{\alpha}{K_T} \varepsilon_u^{el},$$

gdzie: $s_0(T)$ - entropia stanu niezdeformowanego,
 α - współczynnik objętościowej rozszerzalności cieplnej,
 K_T - izotermiczna ścisłość ciała.

W przypadku metalu poddanego próbie rozciągania:

$$\varepsilon_u^{el} = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} \cong (1 - 2\nu)\sigma / E,$$

gdzie: E - moduł Younga materiału,
 ν - współczynnik Poissona,
 σ - przyłożone naprężenie,

równanie (13) przyjmuje postać:

$$(15) \quad \frac{\partial T}{\partial t} - \chi \nabla^2 T = -\gamma T_0 \frac{1 - 2\nu}{E} \frac{\partial \sigma}{\partial t},$$

gdzie:

$\chi = k / c_v$, charakteryzuje tzw. dyfuzyjność termiczną, $\gamma = \frac{\alpha}{K_T c_v}$ parametr Grüneisena,

c_v - ciepło właściwe na jednostkę objętości.

Przy wzrastającym obciążeniu zewnętrznym a w związku z tym większych naprężeniach w materiale, istotna staje się składowa Q_d równania (13). Wynika to z dysypacji energii, przyspieszanej przez ruch i generowanie się dyslokacji. Natychmiast znajduje to odzwierciedlenie w zmianach temperatury próbki; po okresie spadku temperatury charakteryzującym efekt termosprężysty, temperatura próbki nagle wzrasta, co odpowiada rozwojowi mechanizmów odkształcenia plastycznego (Rys.4), zmieniających strukturę materiału w sposób trwały.

Dotychczas nie udało się znaleźć jednoznacznego łącznika pomiędzy mikrostrukturą materiału a zmiennymi makroskopowymi. Uniemożliwia to identyfikację stosownych termodynamicznych sił i strumieni zaangażowanych w okresie przejściowym (TEPI), a następnie, w postępującym odkształceniu plastycznym.

Pewnej próby opisu tego procesu dokonali autorzy omawianej pracy. Opierając się na założeniu, że jeżeli produkcja entropii, jako miarą nieodwracalności procesu jest również miarą dysypacji, to:

$$(16) \quad P_{def} [s] = f \frac{\sigma}{T} \dot{\varepsilon}^{pl}$$

W przypadku jednoosiowego rozciągania σ jest naprężeniem rozciągającym a $\dot{\varepsilon}^{pl}$ prędkością odkształcenia plastycznego, czyli $\sigma \dot{\varepsilon}^{pl}$ jest tzw. mocą plastyczną

Współczynnik dysypacji f określa, jaka część mocy plastycznej zamieniana jest w tym procesie na ciepło.

Wysoka wartość współczynnika f świadczyłaby o tym, że zasadnicza część doprowadzanej energii zamieniałaby się na ciepło. Mała z kolei wartość oznaczałaby, że znaczna część pracy odkształcenia plastycznego byłaby magazynowana

Niestety, ciągle niewiele wiadomo na temat mechanizmów odpowiedzialnych za dysypację. Autorzy podają je za Nicholasem jako następujące:

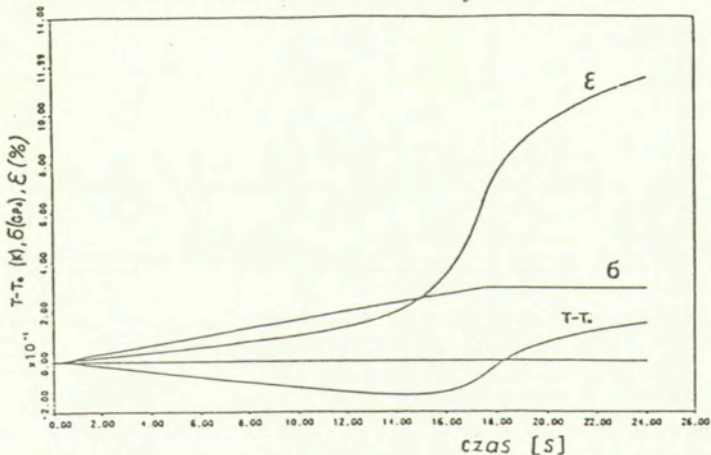
- (1) ruch dyslokacji (pokonywanie sił Peierlsa-Nabarro),
- (2) tłumienie promieniowania i wyzwalanie fal akustycznych,
- (3) powstawanie i anihilacja dyslokacji,
- (4) powstawanie i anihilacja defektów punktowych [35, 51,].

W celu oszacowania wartości współczynnika dysypacji f , autorzy omawianej pracy korzystają z zależności (13), (16), zapisanych w postaci:

$$(17) \quad \frac{\partial T}{\partial t} - \chi \nabla^2 T = -\gamma T \frac{1-2\nu}{E} \frac{\partial \sigma}{\partial t} + f \frac{\sigma}{c_v} \frac{\partial \varepsilon^{pl}}{\partial t}.$$

Jest to podstawowe równanie do wyznaczania $f(\sigma)$ w badaniach deformacji próbek w kalorymetrze. Dodatkowo, pozwala ono oszacować wartość parametru Gruneisena - γ , współczynnika dyfuzji - χ , "granicy termosprężystości" - σ_θ i odpowiadającego mu odkształcenia - ε_θ .

W celu uzyskania wartości tych współczynników przeprowadzono odpowiednie badania doświadczalne. Próbki ze stali austenitycznej rozciągano w kalorymetrze, zapewniającym rozdzielczość temperatury do $2 \times 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{C}$. Otrzymane zależności czasowe $T(t)$ i $\varepsilon(t)$ (Rys.4) pozwoliły oddzielić \dot{T}^{pl} , związaną ze współczynnikiem dysypacji f .



Rys.4. Zależności czasowe: zmiany temperatury ($T-T_0$), naprężenia σ i odkształcenia ε próbki ze stali austenitycznej poddanej próbie rozciągania ze stałą prędkością obciążenia $\dot{\sigma} = 9,6 \text{ MPa s}^{-1}$ [35]

Korzystając z liniowości równania (17) względem temperatury można zapisać, że:

$$(18) \quad \dot{T} = \dot{T}^{el} + \dot{T}^{pl},$$

gdzie:

$$(19) \quad \dot{T}^{el} = -\gamma T \frac{1-2\nu}{E} \dot{\sigma} + \chi \nabla^2 T^{el},$$

określa czysto termosprężysty spadek temperatury ciała w obecności dyfuzji ciepła, a:

$$(20) \quad \dot{T}^{pl} = f \frac{\sigma \dot{\varepsilon}^{pl}}{c_v} + \chi \nabla^2 T^{pl},$$

opisuje wzrost temperatury ciała wywołany odkształceniem czysto plastycznym.

Określając prędkość odkształcenia plastycznego jako:

$$(21) \quad \dot{\epsilon}^{pl} = \dot{\epsilon} - \dot{\sigma} / E,$$

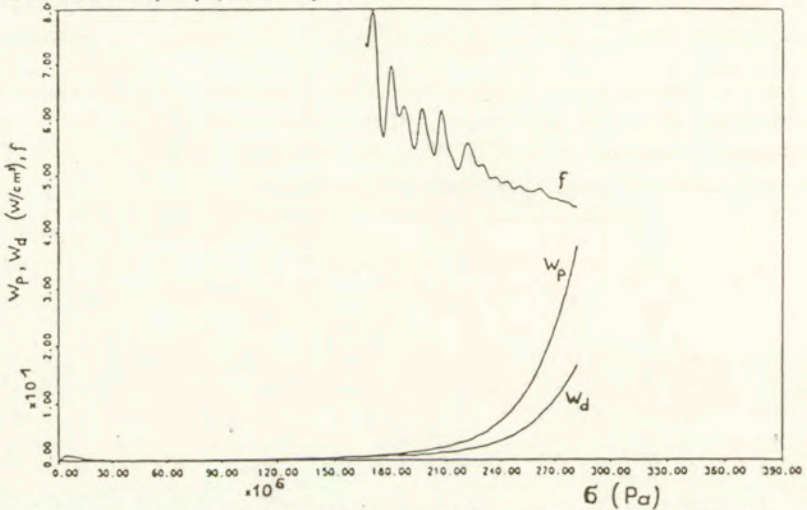
a "moc plastyczną" jako:

$$(22) \quad W_p = \sigma \dot{\epsilon}^{pl},$$

otrzymano moc dysypowaną:

$$(23) \quad W_d = f W_p = C_v (\dot{T} - \dot{T}^{el}).$$

Na podstawie zależności (19)-(23) i wykorzystując zmierzone wielkości zarejestrowane na rys.4, obliczono wartości W_p , W_d , a także funkcji dysypacji $f(\sigma, \dot{\epsilon}/T)$. Zależności te przedstawiono w funkcji naprężenia na rys.5.



Rys.5. Zależności: mocy odkształcenia plastycznego W_p , mocy dysypowanej W_d oraz funkcji dysypacji $f(\sigma, \dot{\epsilon}/T)$ od naprężenia σ [35]

Oscylacje funkcji f wynikają z niestabilności numerycznych

Podawane w literaturze wartości współczynnika dysypacji dla podobnej stali austenitycznej, wahają się od 10 % do 90 %.

Wraz ze wzrostem obciążenia materiału, współczynnik dysypacji maleje czyli coraz mniej mocy plastycznej ($W_p = \sigma \dot{\epsilon}^{pl}$) zamienia się na ciepło. Otrzymane wyniki pozostają w zgodzie z badaniami doświadczalnymi energii zmagazynowanej, która jest również rosnącą funkcją odkształcenia [18, 19, 20, 22, 23, 24, 25].

Jedną z pierwszych prac doświadczalnych, jaka została opublikowana na temat badania początku odkształcenia plastycznego za pomocą pomiarów temperatury, jest rozprawa doktorska B. Gabryszewskiej [32]. Autorka przeanalizowała w niej efekty sprzężeń pól temperatury i odkształceń w oparciu o podstawy termodynamiki procesu odkształcenia, zawarte w pracach A. A. Wakulenki, G. J. Siedowa, [12], J. Zawadzkiego [44]. Bazując na drugiej zasadzie dynamiki (równanie równowagi wewnętrznej), zasadzie zachowania masy (równanie ciągłości), pierwszej i drugiej zasadzie termodynamiki, B. Gabryszewska wyprowadziła zależności pozwalające na wyznaczenie umownej granicy proporcjonalności na podstawie pomiarów zmiany temperatury w warunkach adiabatycznych a także, na określenie udziału energii wewnętrznej i entropii w związku naprężenie - odkształcenie. Otrzymane wyniki badań różnych

metali (Al, Cu, stal) oraz wybranych tworzyw sztucznych (PCW twardy, polistyren, polietylen, tarlon), zarówno dla płaskiego jak i złożonego stanu naprężenia, pozwoliły autorce na wyziągnięcie następujących wniosków:

- w zakresie sprężystym zarówno dla metali jak i pozostałych materiałów, przyrost temperatury mierzonej w procesie prostego rozciągania jest ujemny, w funkcji naprężenia liniowy, a jego wartość zależy od rodzaju materiału,

- po przekroczeniu granicy proporcjonalności dla wszystkich badanych materiałów zmieniają się wartości przyrostów temperatury, a ich zmiany przedstawione w funkcji naprężenia stają się nieliniowe,

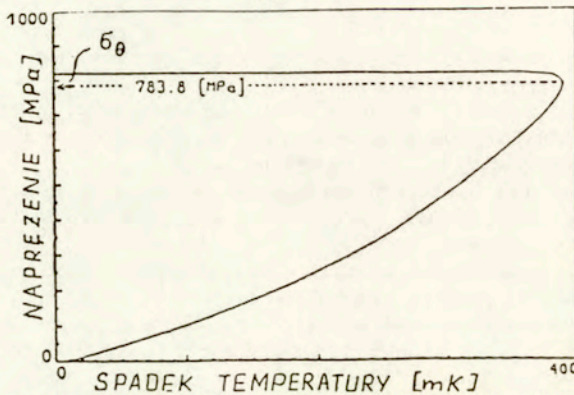
- granice proporcjonalności wyznaczone na podstawie zależności $\sigma(\Delta T)$ różnią się nieznacznie od zakresów granic proporcjonalności wyznaczonych przez pomiar $\sigma(\epsilon)$.

Obszerne dane eksperymentalne, uzupełnione studiami literaturowymi, pozwoliły autorce zbadać zależności kryterium nośności materiału od historii i warunków obciążenia, co było tematem omawianej rozprawy. Niestety, znaczna anizotropia badanych materiałów, a szczególnie tworzyw sztucznych, nie pozwoliła na ustalenie określonej prawidłowości przyrostu temperatury w funkcji obciążenia a ograniczone wówczas możliwości pomiaru temperatury utrudniły dokładnie wyznaczenie zakresu odkształceń odwracalnych.

W.J.Basz w pracy [58] przedstawia zarys historii badań zmian temperatury podczas obciążania metali, głównie w krajach byłego ZSRR. Podaje też wyniki badań własnych. Badania te były prowadzone na próbkach cylindrycznych, wykonanych ze stali węglowej, rozciąganych na maszynie wytrzymałościowej (CDM-5) ze stałą prędkością deformacji w przedziale $(0.6 \div 12.5) \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Za pomocą termopary, w funkcji siły obciążającej próbkę, rejestrowano zmiany temperatury. Stwierdzono, że na początku odkształcenia następował spadek temperatury. W miarę obciążania intensywność tego spadku ulegała zmniejszeniu, a po przekroczeniu pewnej wartości obciążenia następował wzrost temperatury próbki.

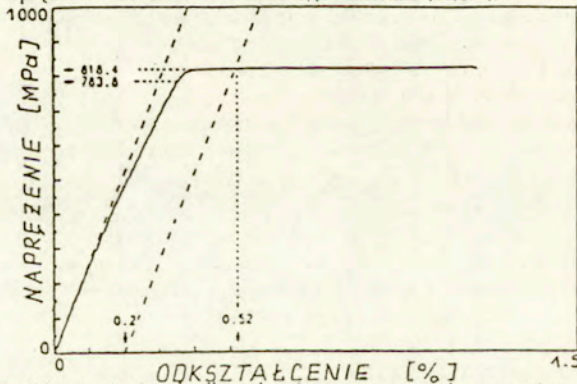
Obszerne dane doświadczalne, uzyskane dla próbek o różnych wymiarach i różnych prędkościach deformacji tych próbek, pozwoliły stwierdzić autorowi, że zarówno wielkość spadku temperatury jak i charakter zależności $\Delta T(\sigma)$ w początkowym etapie rozciągania zależą od geometrii próbek i prędkości rozciągania. Dla próbek dłuższych, a także próbek o mniejszej średnicy, prostoliniowy odcinek zależności $\Delta T(\sigma)$ był większy. Podobnie wzrost prędkości rozciągania powodował wzrost długości prostoliniowego odcinka tej zależności. Wydaje się jednak, że na tego typu wyniki ma wpływ zachowanie lub nie zachowanie adiabatyczności doświadczenia. Zagadnienie to nie było w tej pracy przedyskutowane. Autor nie porównuje również swoich wyników z charakterystykami $\sigma(\epsilon)$ badanego materiału. Nie operuje również pojęciem granicy plastyczności materiału.

Na temat wyznaczania początku odkształcenia plastycznego w oparciu o pomiary temperatury próbki i emisji akustycznej od lat osiemdziesiątych publikowane są interesujące prace przytaczanych już autorów: M.G.Beghi, C.E.Bottani, G.Caglioti. Opisują oni badane zagadnienia matematycznie, a także dokonują obszernej analizy zjawisk fizycznych zachodzących w mikrostrukturze materiału, próbując określić ich rolę w procesie deformacji, zwłaszcza na początku odkształcania. W pracy [37] autorzy ci zaprezentowali wyniki badań doświadczalnych, prowadzonych w celu wyznaczenia początku odkształcenia plastycznego dla próbek z miękiej stali austenitycznej bez wyraźnej granicy plastyczności i znikomym umocnieniu w dalszym etapie odkształcania (Rys 7). Wszystkie próbki użyte do pomiarów pochodziły z tego samego wytopu i zostały poddane takiej samej obróbce termicznej. Ich temperaturę mierzonego miniaturywnym termistorem kontaktowym. Zgodnie z zależnością Kelvina, zakres spadku temperatury wiązano z odkształceniem sprężystym a jej wzrost - z dysypacją energii występującą podczas trwałych odkształceń plastycznych (Rys 6)



Rys. 6. Zmiana temperatury w funkcji naprężenia dla próbki ze stali austenitycznej [37]

Jako poszukiwaną granicę między odkształceniem sprężystym a plastycznym przyjęto naprężenie, odpowiadające maksymalnemu spadkowi temperatury i oznaczono je σ_θ (Rys.6). Nazwano je termosprężysto-plastycznym lub sprężysto-plastycznym naprężeniem granicznym (thermoelastoplastic lub elastoplastic limit stress). Otrzymaną w ten sposób wartość naprężenia porównano z granicą plastyczności wyznaczaną standardową metodą $\sigma_{0.2}$ na podstawie charakterystyki naprężenie - odkształcenie badanego materiału (Rys.7).



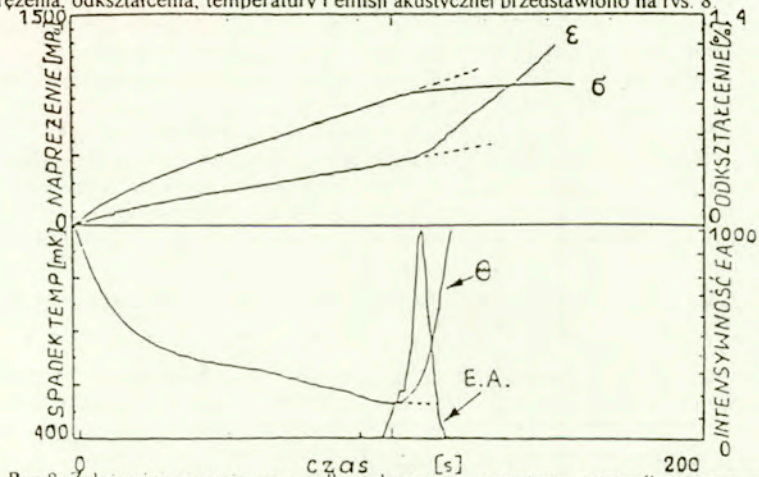
Rys.7. Zależność naprężenia od odkształcenia otrzymana podczas rozciągania próbki ze stali austenitycznej [37]

Dla wszystkich próbek otrzymano wartości σ_θ niższe niż $\sigma_{0.2}$ a ich rozrzut był porównywalny z rozrzutem wartości $\sigma_{0.2}$.

Zdaniem autorów, metoda oparta na badaniu zmian temperatury jest bardziej czuła, w porównaniu z metodami tradycyjnymi, próbą wykrycia granicy pomiędzy mikroślizgami a makroskopowym odkształceniem plastycznym. Oparcie się na pomiarze temperatury, sprzężonej ze stanem naprężenia w materiale, mogłoby ograniczyć wartości współczynników bezpieczeństwa, stosowanych przy projektowaniu inżynierskim. Sposób ten jest ponadto łatwiejszy w realizacji od standardowego sposobu wyznaczania granicy plastyczności $\sigma_{0.2}$ na podstawie krzywej $\sigma(\epsilon)$, wymagającego dodatkowych prób w celu dobrania i wykalibrowania przetwornika rejestrującego odkształcenie próbki [37].

Zaprezentowana metoda jest więc prosta i skuteczna. Autorzy określają ją jako nową, co nie jest, chociażby w świetle poprzednio przedstawionych informacji, określeniem ścisłym. Metody wyznaczania początku odkształcenia plastycznego na podstawie pomiaru temperatury znane były i stosowane wcześniej, również do badania materiałów bez wyraźnej granicy plastyczności [32,58]. Przy zachowaniu warunków adiabatycznych zapewniają dużą dokładność pomiaru. Nie wydaje się natomiast, aby mogły wpłynąć na zmianę współczynników bezpieczeństwa, które przyjmuje się ze zdecydowanym zapasem.

Ci sami autorzy w pracy [36] prezentują próbę przedstawienia wyników badań doświadczalnych początku odkształcenia plastycznego tego materiału w ujęciu synergetycznym. Ich celem jest wykazanie w sposób doświadczalny, że proces uplastyczniania się materiału może być rozpatrywany w warunkach niestabilności dynamicznej poza warunkami równowagi, co pozwala na przedstawienie go w ramach nieodwracalnej termodynamiki układów dysypatywnych i synergetyki. Zaproponowano algorytm równań nieliniowych opisujących zasadę zachowania pędu, produkcję entropii, pole temperatury i pole odkształcenia, potencjał termodynamiczny Helmholtza oraz ich wzajemne oddziaływania, zarówno w sprężystym jak i plastycznym zakresie odkształcania. Udział dyslokacji szacowano w sposób fenomenologiczny poprzez pomiar, zależnego od odkształcenia sprężystego, parametru sprzężenia termomechanicznego $-\gamma$. Badania doświadczalne, niezbędne do uzyskania odpowiednich danych, przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej "Instron TTM". Rejestrowano odkształcenie i naprężenie materiału, zmianę temperatury na powierzchni środkowej części próbki oraz intensywność emisji akustycznej w funkcji czasu. Typowy wynik pomiaru naprężenia, odkształcenia, temperatury i emisji akustycznej przedstawiono na rys. 8.



Rys 8 Zależności: naprężenia σ , odkształcenia ϵ , zmiany temperatury θ i intensywności emisji akustycznej EA od czasu rozciągania próbki [36]

Analizując wykresy przedstawione na rys 8 można zauważyć, że w miejscu, w którym charakterystyki mechaniczne materiału: (odkształcenia i naprężenia) zdecydowanie zmieniają swoje przebiegi (linia ciągła), pojawiają się intensywne sygnały emisji akustycznej. W tym czasie zmienia się również tendencja zmiany temperatury próbki: z ujemnych przrystów charakteryzujących odkształcenie sprężyste na dodatnie, typowe dla odkształcenia plastycznego. Charakterystyki te pozwalają więc na wyróżnienie dwóch obszarów: obszaru termosprężystego, który w zastosowanym modelu opisano w ramach termodynamiki procesów odwracalnych oraz

obszaru plastycznego, do opisu którego przyjęto nierównowagową termodynamikę struktur dysypatywnych. Obszary te dzieli "przełomowy" etap deformacji, nazwany punktem bifurkacyjnym, który określa granicę plastyczności badanego materiału.

Zdaniem autorów, do wspomnianego punktu doprowadza wzajemne nieliniowe oddziaływanie fononów akustycznych i dyslokacji, intensyfikowane wzrastającym obciążeniem próbki. Pod wpływem tych oddziaływań, na pewnym etapie odkształcenia temperatura próbki nagle wzrasta, wewnętrzne naprężenia sprężyste ulegają częściowej relaksacji i następuje zasadnicza emisja fononów akustycznych. Doświadczalnie potwierdzono, że sygnały emisji akustycznej, zazwyczaj spontanicznie pojawiające się na początku odkształcenia plastycznego, w okolicy granicy plastyczności wykazują "spójny" charakter, tzn. poziom ich amplitudy jest prawie stały [39]. Świadczy to o tym, że sygnały te wywoływane są przez podobne zjawiska, są to mechanizmy dyslokacyjne, związane z zapoczątkowaniem odkształcenia plastycznego w materiale, takie jak odrywanie się pętli dyslokacyjnych i inicjacja pasm poślizgu. Na tym etapie deformacji stwierdzano również zanik parametru termomechanicznego sprzężenia γ , co świadczyło o coraz bardziej skutecznym pokonywaniu efektów termosprężystego spadku temperatury przez ciepło wytwarzane przez rozwój procesów dyslokacyjnych w materiale takich jak przemieszczania się, pokonywania przeszkód i anihilacja dyslokacji. Mechanizmy te stopniowo prowadzą do jednorodnego ruchu dyslokacji. Wówczas zasadniczą rolę zaczynają odgrywać mechanizmy uporządkowanego poślizgu (makroskopowej deformacji plastycznej) a cały układ "samo-organizuje się" w pewną uporządkowaną, przestrzenno-czasową strukturę dysypacyjną, co wpływa na dalszy, już zdecydowany wzrost jego temperatury [36].

Ilościowe oszacowanie tych efektów oraz zastosowanie ich w modelu synergetycznym jest udaną próbą powiązania zjawisk występujących na przejściu procesów odwracalnych i nieodwracalnych podczas rozciągania metalu, natomiast sposób interpretacji wyników może budzić pewne wątpliwości. Duże nadzieje wiąże się tu z emisją akustyczną, niewątpliwie ciekawą metodą badawczą ale dość trudną w interpretacji ze względu na niejednoznaczność źródeł [40]. Sygnały emisji akustycznej, będące pewną formą gwałtownie uwalnianej energii sprężystej, wynikającej z lokalnych, wewnętrznych mikroprzemieszczeń w materiale, mogą być wywoływane nie tylko zapoczątkowaniem mechanizmów odkształcenia plastycznego ale również procesami mikropeknięcia, pęknięcia, [39,48], przemianami fazowymi [41] itp. Analiza amplitudowa rzeczywiście zapewnia pewną możliwość selekcji sygnałów, ale chyba nie jest wystarczająco skuteczna w przypadku podstawowych badań materiałowych. Większych efektów należałoby spodziewać się po przeprowadzeniu częstotliwościowej - amplitudowej analizy otrzymywanych sygnałów emisji akustycznej.

Nie wydaje się również, aby przyjęta forma synergetycznego zapisu mogła wpłynąć na zwiększenie dokładności określenia granicy pomiędzy odwracalnym odkształceniem sprężystym a trwałym odkształceniem plastycznym, tym bardziej, że nie podano dokładności, z jaką dokonywano poszczególnych pomiarów np. temperatury. Nie zapewniono ponadto adyabatycznych warunków pomiaru.

Również sami autorzy przyznają w podsumowaniu, że otrzymane dotychczas wyniki nie są wystarczające, a zastosowana koncepcja badawcza wymaga kontynuowania, zwłaszcza prac doświadczalnych. Pozwoliliby to rozwinąć zaproponowany model synergetyczny i uzupełnić go o inne parametry materiału np. wymiar ziarna.

Omówione w tym rozdziale prace potwierdzają, że jakościowe różnice w przebiegu adyabatycznych zmian temperatury obciążanego materiału w obszarze odkształcen sprężystych i plastycznych pozwalają na doświadczalne wyznaczenie granicy plastyczności podczas jednoosiowego rozciągania. Ten sposób oceniano jako prostszy w realizacji, a uzyskiwaną dokładność wyższą lub podobną w porównaniu z metodami opartymi na charakterystykach mechanicznych badanego materiału.

5. Badania przejścia materiału w stan plastyczny podczas obciążeń złożonych na podstawie pomiaru temperatury

Efekt sprzężenia termomechanicznego tzn. jakościowo różną zmianę temperatury materiału podczas jego obciążania w zakresie odkształceń sprężystych i plastycznych, można również wykorzystać w bardziej skomplikowanych badaniach materiałów poddanych obciążeniom złożonym.

W złożonym stanie naprężenia osiągnięcie stanu, w którym w metalu zaczynają rozwijać się odkształcenia plastyczne, związane jest z pewną kombinacją wartości składowych tensora naprężenia σ_{ij} , co w ogólnym przypadku można zapisać:

$$F(\sigma_{ij}) = 0 \Rightarrow F(J_2, J_3) = 0,$$

gdzie: J_2, J_3 - odpowiednie niezmienniki stanu naprężenia σ_{ij} .

Powierzchnię plastyczności wyznacza się na podstawie badań doświadczalnych. Przeprowadza się je przy użyciu jednej, wielokrotnie obciążanej próbki lub używając wielu, odpowiednio obciążanych i odciążanych próbek do momentu pojawienia się odkształceń plastycznych, rozumianych jako początek nieliniowej zależności naprężenie-odkształcenie [1].

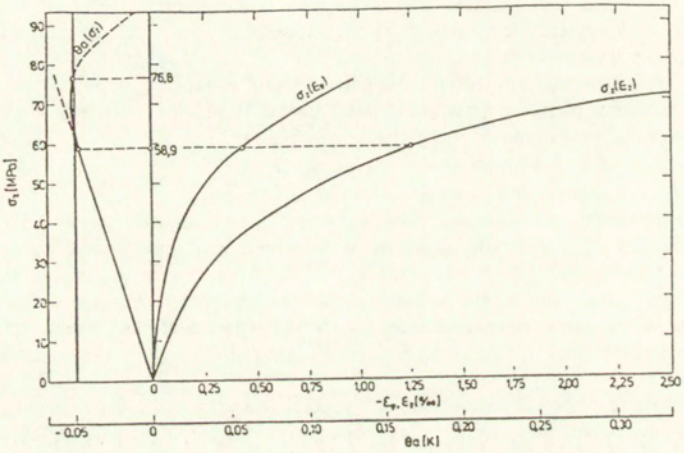
Do wyznaczania poszukiwanych punktów powierzchni plastyczności można również wykorzystać pomiary zmiany temperatury obciążanych próbek, według zasad podanych w rozdziale 3.

Metodę tę próbował zastosować R. Szczebiot w swojej pracy doktorskiej [45], dotyczącej badania powierzchni plastyczności dla próbek płaskich ze stopu aluminium PA2N-M3 (AlMg2), według metodyki podanej przez W. Szczepińskiego [46]. Wartości granicy plastyczności szacowane na podstawie pomiarów zmiany temperatury próbki nie są w tej pracy szczególnie eksponowane i dla ostatecznych wyników nie mają większego znaczenia. Być może, zawążył tu dobór materiału. Ze względu na dużą przewodność cieplną aluminium i jego stopów, ocena zmian temperatury w procesie odkształcania tych materiałów jest bardzo trudna.

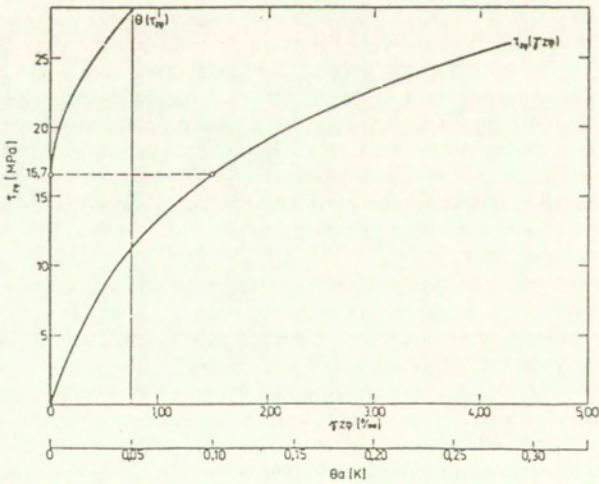
Udaną próbę zastosowania sprzężenia termomechanicznego (STM) do określenia granicy plastyczności, zarówno dla prostych jak i złożonych dróg obciążania oraz różnych materiałów (materiały anizotropowe początkowo liniowe i nieliniowe) przedstawiają Z. Gabryszewski i B. Pindur [47]. W tej pracy badania doświadczalne przeprowadzono podczas jednoosiowego rozciągania w kierunku osiowym i obwodowym, rozciągania dwuosiowego oraz skręcania cienkościennych próbek rurowych z cynku E01. Temperaturę mierzono za pomocą termometru termistorowego, a zmiany obciążenia i odkształcenia - za pomocą tensometrów oporowych. Badania prowadzono w warunkach w przybliżeniu adiabatycznych. Przeprowadzono próby polegające na wielokrotnym obciążaniu i odciążaniu próbek. Na wszystkich drogach obciążania zależności naprężenia od odkształcenia były nieliniowe; odkształcenia plastyczne występowały więc od początku obciążania.

Dla materiałów nie wykazujących liniowo-sprężystego odcinka w charakterystykach $\sigma(\epsilon)$ (tzw. nieliniowych) oraz w przypadku obciążeń złożonych, związki fizyczne w obszarze odkształceń sprężystych przyjmują postać funkcji kwadratowych, a zależności adiabatycznych zmian temperatury od naprężenia nie muszą być liniowe. Dla tego typu materiałów autorzy wyprowadzili dodatkowe zależności, umożliwiające określenie zakresu odkształceń sprężystych.

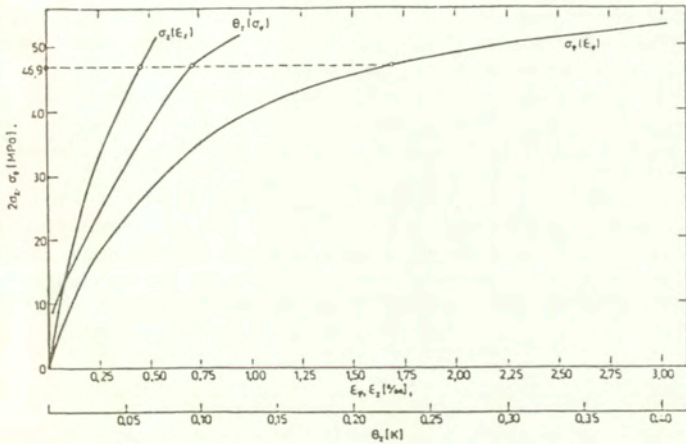
Wprowadzono definicję granicy plastyczności, według której materiał wchodzi w stan plastyczny w chwili odpowiadającej odchyleniu się zależności adiabatycznych zmian temperatury od naprężenia od przebiegu prostoliniowego (dla rozciągania osiowego i skręcania, rys. 9, 10) lub odchyleniu się nieadiabatycznych zmian temperatury od przebiegu quasilineowego w zakresie sprężystym (dla rozciągania obwodowego i dwuosiowego; rys. 11, 12.)



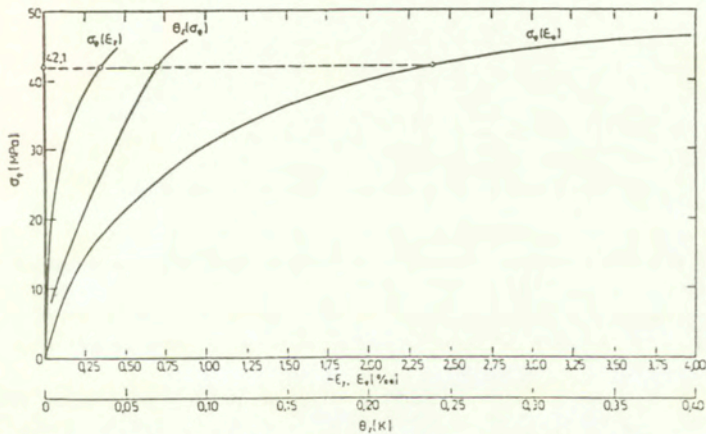
Rys.9. Zależności $\sigma_z(\epsilon_z)$, $\sigma_z(\theta)$ oraz zmiana temperatury $\theta_z(\sigma_z)$ podczas rozciągania osiowego [47]



Rys.10. Zależności $\tau_{z\phi}(\gamma_{z\phi})$ oraz zmiany temperatury $\theta_z(\tau_{z\phi})$ podczas skręcania [47]



Rys. 11. Zależności $\sigma_p(\epsilon_p)$, $\sigma_z(\epsilon_z)$ oraz zmiany temperatury $\theta_z(\sigma_p)$ podczas rozciągania dwuosiowego [47]



Rys. 12. Zależności $\sigma_p(\epsilon_p)$, $\sigma_z(\epsilon_z)$ oraz zmiany temperatury $\theta_z(\sigma_p)$ podczas rozciągania obwodowego [47]

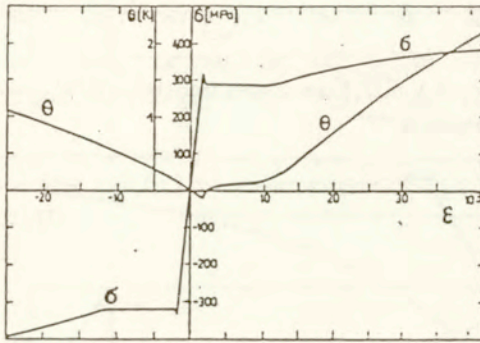
W podsumowaniu pracy autorzy potwierdzają, że za miarę wejścia materiału w stan plastyczny można przyjąć przyrost temperatury sprzężonej z naprężeniami w adiabatycznym procesie obciążania, co ma istotne znaczenie dla praktyki doświadczalnej, szczególnie w przypadku materiałów tzw. nieliniowych, a także dla złożonych stanów naprężenia.

Na szczególną uwagę zasługuje fakt, że z wszystkich prac prezentowanych w tym przeglądzie, Z. Gabryszewski i B. Pindur jako jedyni, za granicę plastyczności przyjmują punkt rozgraniczający początkowo liniowy, lub zbliżony do liniowego, przebieg zmian temperatury w funkcji naprężenia od nieliniowych przebiegów zmian temperatury, związanych z rozwojem odkształceń plastycznych w obciążanych materiałach. Taki sposób wyznaczania początku

odkształcenia plastycznego, zgodny z zależnością Kelvina, jest poprawny i zapewnia dużą dokładność pomiaru. Pozostali autorzy jako granicę plastyczności wyznaczają najczęściej miejsce, w którym stwierdzają maksimum spadku temperatury.

Zbadanie możliwości zastosowania pomiaru zmiany temperatury, wywołanej odkształceniami, do wyznaczania powierzchni plastyczności w materiałach sprężysto - plastycznych i półkruchych było zasadniczym celem rozprawy doktorskiej W.Śródki [48], której główne tezy zawarte są również w pracy [49].

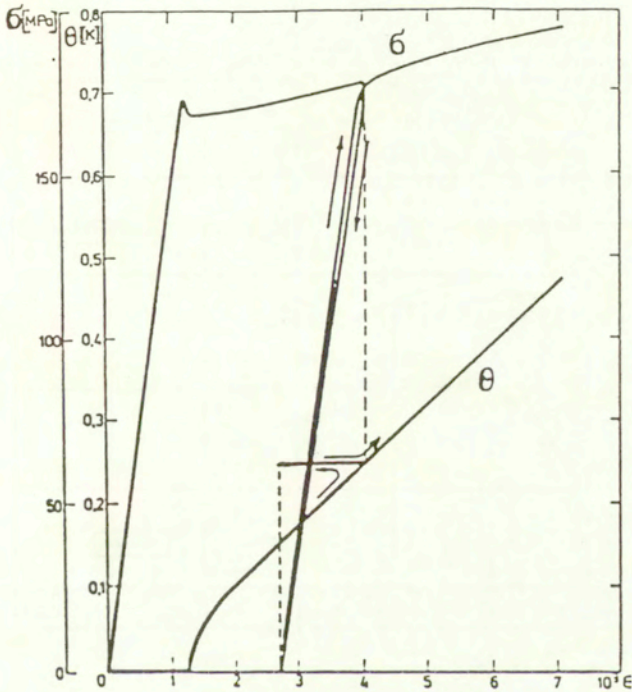
Badania doświadczalne w tej pracy przeprowadzono na próbkach rurkowych, wykonanych z dwóch rodzajów materiałów: stali 15H i żeliwa ZL25, podczas ich rozciągania, ściskania i skręcania. Temperaturę mierzono przy pomocy czujnika termistorowego, zapewniającego czułość układu $\approx 10^{-3}$ K. Rejestrowano zależności naprężenia i temperatury próbki w funkcji odkształcenia oraz odkształcenia w funkcji czasu. Przykładowy wykres zmiany temperatury próbki w funkcji odkształcenia podczas obciążania stali przedstawiono na rys.13.



Rys. 13. Zależność zmiany temperatury próbki θ od odkształcenia ϵ podczas rozciągania i ściskania stali [48]

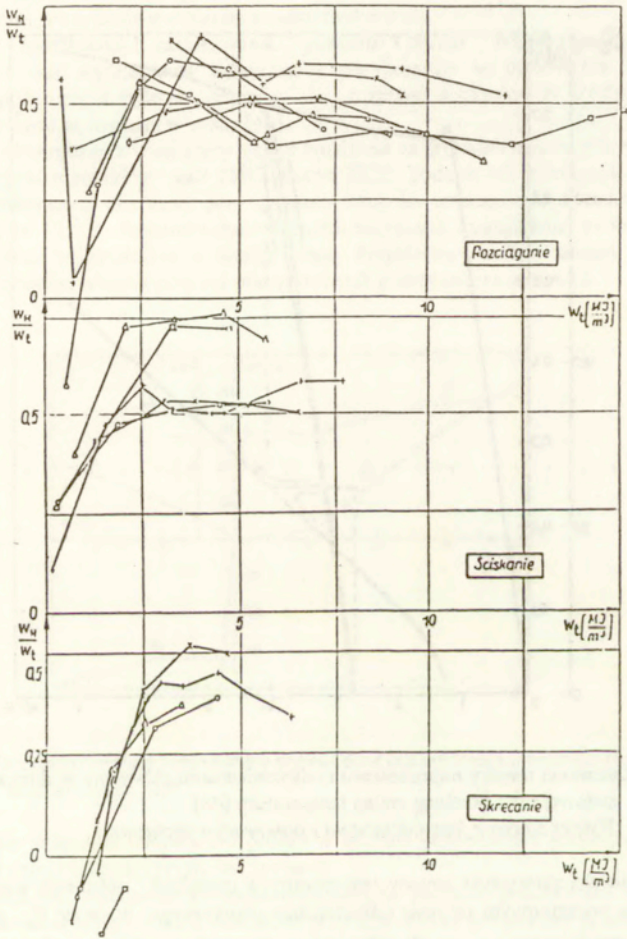
W procesie skręcania temperatura próbki w zakresie odkształcenia sprężystego (Rys 14) pozostaje stała (efekt termosprężysty jest zerowy).

Tu również do wyznaczania charakterystycznych punktów powierzchni plastyczności badanych materiałów wykorzystano odmienne przebiegi zmiany temperatury próbki w zakresie odkształcenia sprężystego i plastycznego. Stal dobrze stosuje się do wzoru Kelvina w zakresie deformacji sprężystej. Żeliwo natomiast nie stosuje się do tego wzoru, danego w postaci odpowiedniej dla ośrodków izotropowych tzn. zmiany objętości wywołane odkształceniem nie muszą być związane ze zmianami temperatury. W związku z tym konieczna była pewna modyfikacja tego wzoru. Ponadto, bazując na fakcie, że momentowi przejścia materiału w stan plastyczny odpowiada zdecydowany wzrost przyrostu temperatury, za miarę granicy plastyczności autorzy przyjmują umownie określoną wartość tego przyrostu. Odpowiadające mu składowe naprężenia wyznaczono doświadczalnie.



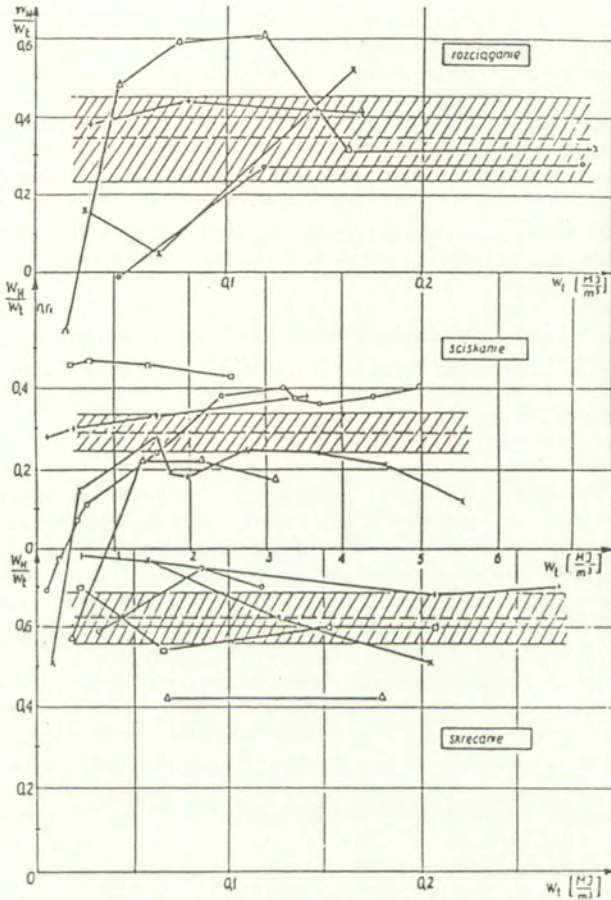
Rys.14. Zależności między naprężeniami i odkształceniami głównymi w skręcającej próbce stalowej oraz przebieg zmian temperatury [48]
Wykres zawiera fazę odciążania i ponownego obciążania

Otrzymane charakterystyki zmiany temperatury θ umożliwiły obliczenia wartości energii rozpraszanej w początkowym zakresie odkształcania plastycznego: $w_D = \rho c_\epsilon \theta_D$, gdzie ρ i c_ϵ - tablicowe wartości gęstości i ciepła właściwego dla stali i żeliwa, a θ_D - różnica między zmierzonym przyrostem temperatury θ a zmianą temperatury θ_0 - odpowiadającą odkształceniu sprężystemu. Pozwoliło to autorom oszacować wartości energii zmagazynowanej w_H wyznaczonej jako różnicę między pracą odkształceń nieodwracalnych w_T , otrzymywaną z zależności $\sigma(\epsilon)$ a energią w_D , dysypowaną w procesie obciążania. Obliczone wartości stosunków energii zmagazynowanej do dostarczonej w_H / w_T w funkcji energii dostarczonej w_T , przedstawiono dla stali na rys. 15, a dla żeliwa na rys. 16.



Rys 15. Zależności stosunku w_H / w_T (całkowitej energii zgromadzonej do całkowitej pracy odkształcenia nieodwracalnego) od pracy w_T dla próbek stalowych podczas rozciągania, ściskania i skręcania [48]

Zdaniem autorów, otrzymane charakterystyki $w_H / w_T = f(w_T)$ dla stali (Rys 15) wykazują typowy przebieg, podobny do wykresów literaturowych (np. Wolfendena) i na wszystkich realizowanych drogach obciążania nie różnią się jakościowo; ("ujemne" wartości w_H to błąd pomiarowy)



Rys 16. Zależności stosunku w_H / w_T (całkowej energii zgmagazynowanej do całkowitej pracy odkształcenia nieodwrotnego) od pracy w_T dla próbek żeliwnych podczas rozciągania, ściskania i skręcania [48]

W przypadku żeliwa, stosunek energii zgmagazynowanej w_H do energii dostarczonej w_T nie wykazuje określonej zależności (Rys 16)

Sposób interpretacji wykresów otrzymanych dla stali i przedstawionych na rys.15 może budzić pewne zastrzeżenia, ponieważ odpowiadające im charakterystyki otrzymane przez

Wolfendena wykazują bardziej zdecydowany, monotonicznie malejący przebieg [25]. Nie umniejsza to wartości pracy Z. Gabryszewskiego i W. Śródki [49], ponieważ zamieszczone w niej wartości energii zmagazynowanej dotyczą różnych obciążeń, a także materiałów anizotropowych a nawet kruchych, dość trudnych do modelowania. Podobnie, wyznaczanie początku odkształcenia plastycznego w przypadku badania takich materiałów było bardziej złożone.

Wyznaczenie granicy plastyczności na podstawie zmiany temperatury materiału anizotropowego, zarówno w prostych jak i złożonych stanach naprężenia, było również tematem pracy Z. Ochelskiego i J. Polańskiego [50]. W tej pracy badano próbki płaskie wykonane z kompozytu epoksydowo-szklanego, wycinane pod różnymi kątami w stosunku do głównego kierunku włókna zbrojącego (co umożliwiło zbadanie właściwości anizotropowych materiału) oraz próbki rurkowe, stosowane do badań w złożonym stanie naprężenia. Wyznaczano granicę plastyczności w procesach rozciągania i ściskania, również łączonych z jednoczesnym skręcaniem.

Jako "fizyczną" granicę plastyczności, wyznaczaną w oparciu o zależność (6), przyjęto naprężenie odpowiadające początkowi przyrostu temperatury na wykresie zmiany temperatury w funkcji naprężenia próbki. Stwierdzono silne właściwości anizotropowe badanego materiału, zmieniające zarówno wartości wyznaczanej w ten sposób granicy plastyczności, jak i jego charakterystyki mechaniczne.

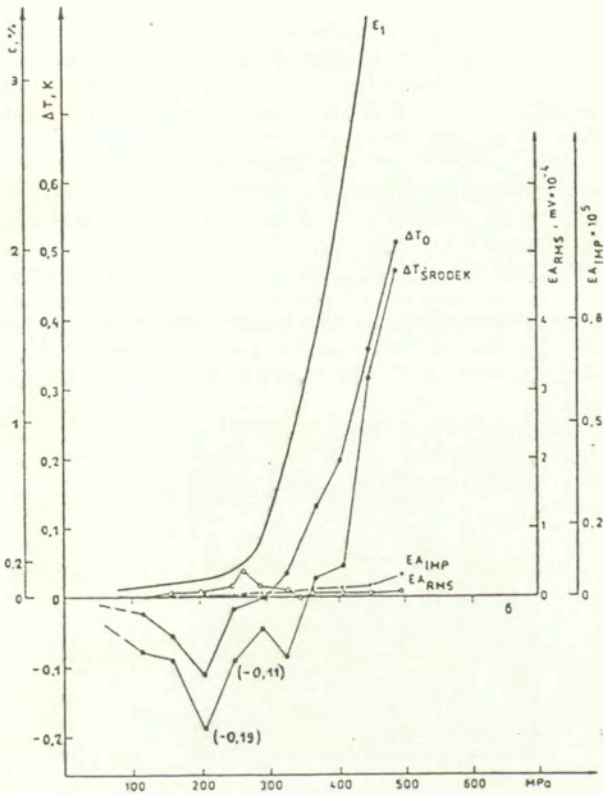
Interpretacja otrzymanych wyników badań, szczególnie przy skręcaniu, budzi jednak pewne wątpliwości. (Efekt termosprężysty w procesie skręcania jest zerowy).

Badania początku odkształcenia plastycznego na podstawie efektów sprężenia termomechanicznego w stosowanych materiałach technologicznych, takich jak stopy odlewnicze były objektem badań w rozprawie doktorskiej J. Schmidta [30].

Badania doświadczalne przeprowadzono podczas cyklicznego obciążania oraz w próbie jednoosiowego rozciągania próbek żeliwa sferoidalnego oraz staliwa węglowego. Za pomocą kamery termowizyjnej rejestrowano natężenie promieniowania podczerwonego, jednocześnie w kilku strefach próbki. Dodatkowo mierzono sygnały emisji akustycznej.

Podczas początkowych (niewielkich) cykli obciążeń obserwowano spadek temperatury próbki, co wskazywało na dominację efektów wywołanych zmianą objętości (Rys 17). Po przekroczeniu naprężenia ≈ 300 MPa rejestrowano stały wzrost temperatury próbki, przy czym zakres występowania maksymalnego tempa wzrostu temperatury poprzedzony był przez równie wysokie tempo wzrostu sygnałów emisji akustycznej. Świadczy to o uruchamianiu się na tym poziomie obciążenia mechanizmów odkształcenia plastycznego. Wnioski te zostały potwierdzone przez prowadzone niezależnie badania metalograficzne; na tym etapie odkształcenia stwierdzono rozwój linii poslizgów, szczególnie widoczny w zarnach zorientowanych zgodnie z kierunkiem rozciągania.

Przy wyższych naprężeniach cykli (większych naprężeniach w materiale), zanikają różnice temperatur, mierzonych w różnych strefach części roboczej próbki. Wyrównanie się temperatury w całym obszarze próbki następowało po przekroczeniu poziomu naprężenia, odpowiadającego umownej granicy plastyczności, co świadczyło o ujednorodnieniu się odkształcenia.



Rys 17. Zależności emisji akustycznej oraz zmiany temperatury całego obszaru (ΔT_{E0}) i strefy środkowej próbki (ΔT_{E2}) w funkcji naprężenia [30]

W kolejnej pracy [31] autor wykazuje, że zmiany temperatury towarzyszące procesowi odkształcania staliwa węglowego mogą być wskaźnikiem wad strukturalnych, powstałych wskutek nieprawidłowo przeprowadzonego procesu wyjarzania przy otrzymaniu struktury typu "Widmanstattena". Maksimum spadku temperatury podczas obciążania próbki z wadą stwierdzano przy niższych naprężeniach niż w próbkach niezdefektowanych. Wynika to z faktu, że w próbkach z nieprawidłową strukturą odkształcenie plastyczne zaczyna się wcześniej. Efektu tego nie stwierdzono na podstawie klasycznych badań wytrzymałościowych, opartych na charakterystykach mechanicznych materiału.

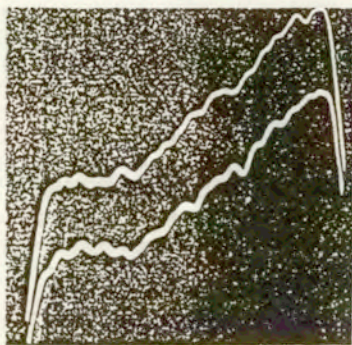
Badania doświadczalne przeprowadzone przez J.Schmidta potwierdzają postulat, że obserwacje zmiany temperatury próbki w quasiadiabaticznym procesie obciążania pozwalają na wnikliwą ocenę rozwoju trwałych odkształceń w materiale i są szczególnie korzystne do badania materiałów o niejednorodnej strukturze.

Z kolei R.H.Blanc i E.Giacometti w pracy [29] przedstawili metodę, pozwalającą na badanie przy pomocy kamery termowizyjnej zachowania się materiału w warunkach wysokoczęstotliwościowych obciążeń cyklicznych, a także śledzenie zmiany struktury materiału w badaniach pękania.

Metoda ta polega również na obserwowaniu zmiany temperatury próbki pod wpływem obciążenia zewnętrznego. W przypadku obciążeń cyklicznych, zarówno deformacja jak i zmiany temperatury są periodyczne. Niemożliwe jest więc monitorowanie tak szybkich zmian, wywołanych wysokocyklicznym obciążeniem za pomocą detektora podczerwieni o czasie relaksacji przekraczającym okres zmian obciążeń wymuszających.

Tego typu badania umożliwia natomiast zaprojektowany układ podwójnego stroboskopu podczerwieni, w którym sygnał video dostarczany przez kamerę przerywany jest przez bramkę analogową, sterowaną przerytnikiem zsynchronizowanym z periodycznym sygnałem wymuszającym.

Dla określonej (wybranej) wartości przyłożonego obciążenia lub odkształcenia próbki, pojawiający się jej obraz termiczny rejestrowano na kliszy fotograficznej. W wyniku zastosowania różnych kombinacji częstotliwości bramki, odległych od częstotliwości ramowej aparatury (16 Hz), otrzymano na kliszy kompletny profil termiczny (Rys.18). Pozwala on na oszacowanie zmiany temperatury próbki między obciążeniem maksymalnym a minimalnym.



Rys. 18. Profile temperatury obciążanej próbki tytanu zarejestrowane przy pomocy stroboskopu podczerwieni. Górna ścieżka odpowiada zerowemu poziomowi naprężenia, dolna -maksymalnemu naprężeniu równemu 50% granicy sprężystości. Pionowa różnica wartości charakterystyk stanowi miarę zmiany temperatury próbki. [29]

Autrzy utrzymują, że proponowana metoda ułatwia lokalizację maksymalnych naprężeń, co umożliwia badanie początku odkształcenia plastycznego, obserwowanie powstawania szczelin w materiale, a przy odpowiednim podejściu, pozwala zwiększyć dokładność aparatury termowizyjnej AGA do $\approx 10^{-3}$ K.

Przedstawione w tym rozdziale prace, pozwalają wnioskować, że, aczkolwiek wyznaczenie granicy plastyczności na podstawie adiabatycznej zależności zmiany temperatury od obciążenia próbki jest najprostsze, gdy mamy do czynienia z materiałem izotropowym, liniowo- sprężystym i poddanym prostemu obciążeniu, podejmowane są także udane próby badania materiałów o bardziej skomplikowanej budowie, poddanych również obciążeniom złożonym.

6. Znaczenie dokładności wyznaczenia początku odkształcenia plastycznego w badaniach energii zmagazynowanej - wstępne wyniki badań własnych

Oporając się na pracach G.I.Taylor'a i H.Quinney'a, dość długo przyjmowano, że energia zmagazynowana w procesie deformacji plastycznej, zwana początkowo energią ukrytą - "latent energy", stanowi niewielką część energii dostarczanej do metalu [25]. Pozostała część wydzielana jest w postaci ciepła. Znaczyłyby to, że zasadniczą część energii mechanicznej doprowadzanej w procesie odkształcania zamieniana jest na ciepło.

Duża ilość energii zmagazynowanej znaczącyby natomiast, że znacząca część pracy odkształcenia plastycznego jest kumulowana, np. w formie zamrożonej, potencjalnej energii wewnętrznej, co może wpłynąć na intensyfikację naprężeń lokalnych, przy czym ruchliwość dyslokacji pozostaje niewielka [21,35,48].

Obecnie, na podstawie licznych prac doświadczalnych, [18,19,20,22,24,48,49,52,55,56] można stwierdzić, że energia magazynowana w metalu zależy od:

- rodzaju i właściwości badanego materiału ,
- zakresu i historii deformacji.

Wyznaczona w sposób doświadczalny ilość energii zmagazynowanej zależy od przyjętej metody pomiarowej.

Efekt gromadzenia się w ośrodku energii mechanicznej, stanowiącej część pracy wykonywanej przy jego odkształcaniu plastycznym, tłumaczy się zarówno powstawaniem sił sprężystych między ziarnami lub blokami ziaren o podobnej orientacji [21,48] jak też najczęściej, absorbowaniem jej przez ewoluujące defekty sieci krystalicznej [18,19,20,22,24,25].

Na ogół przyjmuje się, że w większym lub mniejszym stopniu obydwa mechanizmy zachodzą jednocześnie, aczkolwiek istnieją również podstawy, aby przypuszczać, że początkowo (do $\approx 2\%$ odkształcenia) dominuje umacnianie oparte na powstawaniu między ziarnami sił natury sprężystej (umacnianie kinematyczne), a w dalszym etapie odkształcania - umacnianie izotropowe związane z "przebudową" mikrostruktury [48].

Stosowane obecnie metody doświadczalnego wyznaczania energii zmagazynowanej (E_S) można podzielić na dwie grupy [24,25]:

I - Metody jednostopniowe, w których pracę wykonaną nad próbką i wydzielone ciepło oblicza się w jednym eksperymencie.

Oparte są one na bezpośrednim zastosowaniu I zasady termodynamiki:

$$E_S = \Delta E = Q + E_w,$$

- gdzie: ΔE - zmiana energii wewnętrznej,
 Q - ciepło; wydzielane lub pochłaniane przez próbkę,
 E_w - energia mechaniczna [18,19,20,22,23,24].

II - Metody dwustopniowe, w których najpierw odkształca się próbkę a następnie wyznacza zmagazynowaną w niej energię jako różnicę wartości entalpii (ΔH) próbki zdeformowanej i odniesienia [52,56]:

$$\Delta H = \Delta E + p \Delta V,$$

- gdzie: p - ciśnienie hydrostatyczne,
 ΔV - zmiana objętości.

Zakładając, z dość dobrym przybliżeniem, że $p\Delta V$ jest pomijalnie małe; wtedy :

$$\Delta E \approx \Delta H.$$

Opracowana w IPPT PAN metoda dynamicznego pomiaru energii zmagazynowanej [18] jest zmodyfikowaną metodą jednostopniową i opiera się na I zasadzie termodynamiki:

$$E_S = E_w - Q.$$

E_w oblicza się całkując pole pod krzywą obciążenie-odkształcenie (po odjęciu odkształcenia sprężystego). Ciepło Q natomiast wyznacza się przeprowadzając tzw. symulację

procesu nagrzewania się próbek. W tym celu przez próbkę przepuszcza się prąd elektryczny o parametrach dobieranych w taki sposób, aby narastanie temperatury próbki podczas symulacji odpowiadało zmianie jej temperatury wywołanej odkształcaniem.

Stosowaną metodą symulacji (nagrzewania prądem elektrycznym) byłoby trudno zmodelować spadek temperatury próbki w zakresie odkształcenia sprężystego. W związku z tym, ciepło odprowadzane przez próbkę do powrotu jej temperatury do temperatury odniesienia (otoczenia) oblicza się ze wzoru:

$$Q = m c \Delta T,$$

gdzie: m - masa części roboczej próbki,

c - ciepło właściwe materiału,

ΔT - zmiana temperatury próbki.

ΔT otrzymywano z zależności Kelvina (7) dla naprężenia, któremu odpowiadał maksymalny spadek temperatury próbki.

Jak wynika z przeprowadzonego przeglądu, punkt, w którym występuje maksimum spadku temperatury próbki, nie jest dokładnym wskaźnikiem początku odkształcenia plastycznego, ponieważ związane z nim procesy dysypacyjne zaczynają się wcześniej. Świadczy o tym odchylenie się makroskopowej krzywej pomiaru temperatury od początkowego, prostoliniowego przebiegu.

W związku z tym proponuje się, aby ten punkt - punkt rozbieżności między zależnością zmiany temperatury próbki w funkcji naprężenia, uzyskaną z pomiarów a zależnością liniową, charakteryzującą odkształcenie sprężyste, oznaczający początek odkształcenia plastycznego, przyjąć również za podstawę do obliczeń ciepła ze wzoru Kelvina.

W celu przesłedzenia przebiegu zmiany temperatury próbki podczas obciążania, szczególnie na początku odkształcenia plastycznego, oraz sprawdzenia możliwości praktycznego zastosowania omawianego kryterium (zależności 7,8), przeprowadzono wstępne badania doświadczalne.

Na maszynie wytrzymałościowej "Instron", przy stałej prędkości szczęk równej 10 mm/min, rozciągano próbki płaskie ze stali austenitycznej, oznaczonej symbolem 00H19N17Pr.

Skład chemiczny badanej stali podano w tabeli 1 a stałe fizyczne, wpływające na wartość mierzonego efektu - w tabeli 2.

Tabela 1

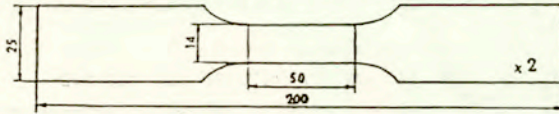
| Pierwiastek | C | Mn | St | P | S | Cr |
|--------------|------|-------|------|-------|-------|-------|
| Zawartość[%] | 0.05 | 1.35 | 1.0 | 0.016 | 0.008 | 18.58 |
| | Ni | W | Mo | Cu | V | Ti |
| | 17.3 | 0.025 | 0.02 | 0.04 | 0.03 | 0.013 |

Tabela 2

| Gęstość | Ciepło właściwe | Współ. roz. lin $\alpha \times 10^6$ | Temperatura topn. | Opór właściwy $\times 10^6$ | Współ. przew. ciepł |
|-------------------|-----------------------|--------------------------------------|-------------------|-----------------------------|---------------------|
| kG/m ³ | kJ/kG ^o K) | 1/K | °C | Ω m | J/(ms K) |
| 7900 | 0.50 | 16 | 1400 | 0.74 | 14.65 |

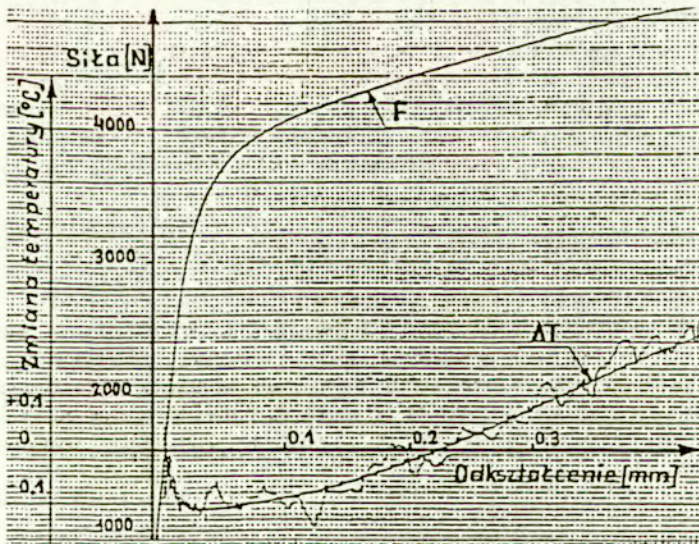
Materiałem wyjściowym do wykonania próbek były kilkunastometrowe odcinki bąchy o przekroju $25 \times 4 \pm 0.1$, walcowanej na zimno i przesyconej w temperaturze 1050°C. Wielkość ziarna według atestu hutniczego wynosiła 56 μ m. W celu otrzymania materiału o jednorodnej strukturze i właściwych gabarytach, próbki walcowano do grubości 2 mm (wprowadzając 50% zgniot materiału), cięto na odcinki długości 200 mm, frezowano do odpowiedniego kształtu i

wymiarów, a następnie wygrzewano w piecu próżniowym o temperaturze 1100°C przez 2,5 godziny. W wyniku tych zabiegów uzyskano próbki o małej ilości węglików i średniej wielkości ziarna $\approx 80 \mu\text{m}$. [61]. Kształt i wymiary próbek przedstawiono na rys. 19.



Rys. 19. Kształt i wymiary próbek ze stali austenitycznej.

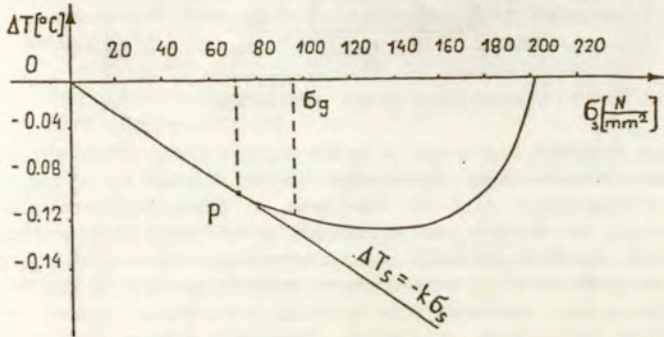
Podczas obciążania rejestrowano w sposób ciągły: czas rozciągania, siłę, odkształcenie oraz zmianę temperatury próbki. Temperaturę mierzono w sposób bezstykowy przy pomocy zestawu termowizyjnego AGA-680. Umożliwia on pomiar natężenia promieniowania podczerwonego, co pozwala na wyznaczenie zmian temperatury próbki. Specjalnie skonstruowaną przystawką, pozwalającą na ciągłą rejestrację temperatury na rejestratorze X-Y, w wybranym punkcie pomiarowym, zapisywano zmianę temperatury w środkowym punkcie próbki. Jednocześnie, obserwując obraz termiczny na monitorze zestawu, kontrolowano równomierność odkształcania się materiału. Dokładność pomiaru wartości bezwzględnej temperatury szacowano na $\approx 0,05^\circ\text{C}$, w pomiarze względnym dokładność ta wzrasta do $\approx 0,02^\circ\text{C}$. Przybliżone do adiabatycznych warunki pomiaru zapewniane były przez pomiar temperatury w środkowym punkcie powierzchni próbki, ustabilizowane warunki zewnętrzne oraz odpowiednio dobraną prędkość deformacji. Przykładowy wykres otrzymanych zależności przedstawiono na rys. 20.



Rys. 20. Zależność obciążenia i zmiany temperatury w funkcji odkształcenia podczas jednoosiowego rozciągania próbki ze stali austenitycznej 00H19N17Pr

1. Oscylacje podczas pomiaru temperatury wynikają z techniki pomiarowej
2. Między pisakami rejestratora występuje przesunięcie $\approx 2 \text{ mm}$

Podczas rozciągania stali w zakresie sprężystym zarejestrowano spadek temperatury (Rys.20). W okolicy granicy plastyczności ulega on zahamowaniu, a następnie następuje spontaniczny wzrost temperatury, związany z plastycznym odkształcaniem się materiału. Zarejestrowane zmiany temperatury można przedstawić w funkcji naprężenia (Rys.21).



Rys. 21. Zależność zmiany temperatury próbki od naprężenia w początkowym etapie odkształcania próbki ze stali 00H19N7Pr

W początkowym etapie rozciągania obserwowana zmiana temperatury próbki jest liniową funkcją naprężenia (Rys.21). Uruchomienie mechanizmów odkształcania plastycznego powoduje odchylenie uzyskanej z pomiaru zależności $\Delta T(\sigma)$ od prostej, a w następnym etapie - wyraźny wzrost temperatury próbki. Stąd wniosek, że wartość naprężenia odpowiadającego punktowi P, w którym stwierdza się rozbieżność między prostą $\Delta T_s = -k \sigma_s$ charakteryzującą, według Kelvina(7,8), odkształcenie sprężyste w materiale, a wykresem obrazującym zmierzoną zmianę temperatury próbki podczas obciążania, jest rzeczywistą granicą sprężystości tego materiału. Analizując uzyskane wyniki zauważono, że punkt ten odpowiada niższemu naprężeniu niż naprężenie σ_g , określające początek odkształcania plastycznego, wyznaczony na podstawie krzywej $\sigma(\epsilon)$ w oparciu o prawo Hooke'a [53].

Dokładne wyznaczenie początku odkształcania plastycznego na podstawie charakterystyk mechanicznych wymagałoby przeprowadzenia specjalnego eksperymentu, przy odpowiednio dobranej (niewielkiej) bazie pomiarowej ekstensometru, a więc na dodatkowej próbce.

Wykorzystanie pomiaru zmiany temperatury umożliwia wyznaczenie początku odkształcania plastycznego bezpośrednio dla danej próbki, deformowanej w celu badania procesu magazynowania energii podczas odkształcania plastycznego. Konsekwentne przyjęcie za początek odkształcania plastycznego odpowiadającego mu miejsca na charakterystyce $\sigma(\epsilon)$ pomoże dokładniej obliczyć energię doprowadzaną do próbki w celu jej odkształcania, co powinno przyczynić się do bardziej jednoznacznego opracowanie wyników energii zmagazynowanej.

Należy ponadto pamiętać, że względny błąd pomiarowy wyznaczanych wartości energii zmagazynowanej jest szczególnie duży na początku odkształcania, co czasami może doprowadzić do wręcz błędnych wartości (na przykład ujemne wartości energii zmagazynowanej, otrzymywane dla początkowych odkształceń w pracy [48]).

Powtarzalność, jednoznaczność a ostatnio, w związku z rozwojem techniki pomiarowej, również łatwość pomiaru efektu termosprężystego, pozwoliły autorom prac [20,55] wykorzystać go do wzorcowania układu zaprojektowanego do pomiaru energii

zmagazynowanej, w którym na próbkę odkształcaną na maszynie wytrzymałościowej nakładano specjalnie w tym celu skonstruowany mikrokalorymetr.

Istnieją więc fizyczne podstawy, aby przypuszczać, że przyjęcie za początek odkształcenia plastycznego, również w badaniach energii zmagazynowanej, punktu rozbieżności zależności $\Delta T(\sigma)$ od początkowej liniowej charakterystyki, powinno wpłynąć na zwiększenie dokładności pomiarów energii zmagazynowanej, zwłaszcza w początkowym etapie odkształcenia plastycznego.

7. Podsumowanie

1. Potrzeba wyznaczania początku odkształcenia plastycznego wynika zarówno z aspektów poznawczych jak i zastosowań praktycznych.

2. O tym, czy materiał odkształca się w sposób odwracalny (sprężyste), czy nieodwracalny (plastyczny) decydują zjawiska fizyczne zachodzące w nim pod wpływem obciążenia zewnętrznego.

3. W celu zbadania początku odkształcenia plastycznego metodami tradycyjnymi najczęściej przeprowadza się próbę obciążania badanego materiału i na otrzymanej charakterystyce naprężenia od odkształcenia zakres odkształcenia liniowego (lub zbliżony) przyjmuje się za odkształcenie sprężyste, a granicę sprężystości materiału wyznacza się w zależności od przyjętej definicji.

4. Metody badawcze, wykorzystujące zjawiska towarzyszące odkształceniu plastycznemu metali takie jak zmiana temperatury, emisja akustyczna, egoemisja elektronów, pozwalają na dokładniejsze wyznaczenie poszukiwanego punktu przejścia od zjawisk odwracalnych do nieodwracalnych, który określa początek odkształcenia plastycznego.

5. Ciągły pomiar temperatury próbki w procesie adiabatycznego obciążania pozwala na wyznaczenie początku odkształcenia plastycznego materiału.

6. Trwałe, początkowe, makroskopowe odkształcenia plastyczne zaczyna się wtedy, gdy zależność zmiany temperatury próbki od naprężenia, podczas adiabatycznego rozciągania, przestaje być liniowa.

7. Z przeprowadzonego przeglądu literatury wynika, że za początek makroskopowego trwałego odkształcenia plastycznego najczęściej przyjmuje się punkt, w którym zmiana temperatury spowodowana obciążeniem materiału zmienia znak na przeciwny, jest to miejsce maksymalnego spadku lub minimum temperatury.

8. Dość często przyjmowane w literaturze za początek odkształcenia plastycznego punktu, w którym występuje minimum temperatury wynika ze względów praktycznych; łatwiej jest zarejestrować miejsce, w którym zmiana temperatury zmienia znak na przeciwny i od którego stwierdza się wzrost temperatury, zawsze towarzyszący odkształceniom plastycznym. (Zwłaszcza w przypadkach, gdy nie ma możliwości przeprowadzenia ciągłego pomiaru temperatury).

9. Metoda określania początku odkształcenia plastycznego na podstawie pomiaru temperatury jest szczególnie przydatna do badania materiałów bez wyraźnej granicy plastyczności. Wyznaczona w ten sposób granica plastyczności występuje najczęściej wcześniej niż odpowiednio zdefiniowana tzw. umowna granica plastyczności, otrzymywana z charakterystyki naprężenie-odkształcenie.

10. Dokładne wyznaczenie początku odkształcenia plastycznego jest bardzo ważne z punktu widzenia badań energii zmagazynowanej.

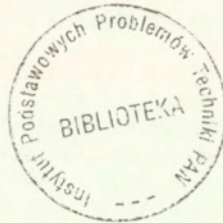
11. Wydaje się, że przyjęcie za początek odkształcenia plastycznego punktu rozbieżności charakterystyki $\Delta T(\sigma)$ od początkowej, liniowej zależności wpłynie na zwiększenie dokładności pomiarów energii zmagazynowanej, zwłaszcza w początkowym etapie odkształcania.

LITERATURA

1. Metody doświadczalne mechaniki ciała stałego pod redakcją W.Szczepińskiego, PWN, Warszawa, 1984.
2. Metal's Handbook, Vol. 8, Mechanical Testing, American Society for Metals, USA, 1985.
3. B.Wack, A.Tourabi, Some remarks on macroscopic observations and related microscopic phenomena of the mechanical behaviour of metallic materials, Arch. Mech., 44, 1992, pp.621-662.
4. H.F.Ashby, The Deformation of Non-Homogeneous Materials, Harvard University, 1969.
5. P.G.Hirsch, The Physics of Metals, Cambridge University Press, 1975.
6. M.W.Grabski, J.Kurzydłowski, Teoria Dyslokacji, Wyd. Pol. Warsz. Warszawa, 1984.
7. D.N.Robinson, On Thermomechanical Testing in Support of Constitutive Equation Development for High -Temperature Alloys, "NASA", CR 174879, May 1985.
8. W.Nowacki, Teoria Sprężystości, PWN, Warszawa, 1970.
9. J.Klepaczko, Sprzężenia termomechaniczne w metalach, Prace IPPT, 1978.
10. M.A.Biot, Thermoelasticity and Irreversible Thermodynamics, Journal Appl. Phys., 27, 3, 1956, pp.240 -268.
11. L.Landau, E.Lifszyc, Teoria sprężystości, PWN, Warszawa, 1968.
12. A.A.Wakulenko, Issledowanie po uprugosti i płasticznosti, sbornik 1,2, Izdatelstwo Leningradskowo Universiteta, 1961.
13. W.S.Farren, G.I.Taylor, "The heat developed during plastic extension of metals, Proc. Roy. Soc., A107, 1925, pp.422-451.
14. G.I.Taylor, H.Quinney, "The latent energy remaining in a metal after cold working", Proc. Roy. Soc., A143, 1934, pp.307-326.
15. A.Nadai, M.A.Manjoine, J.Appl. Mech. A77, 8, 1941.
16. J.A.Charles, J.E.Francis, Thermographic determination of fatigue damage, Trans. ASME, 100, 1978.
17. R. Weichert, K.Shönert, Heat generation at the tip of moving crack, J.Mech. Phys. Solids, 26, 1978, pp.151-161.
18. S.P.Gadaj, E.Galkowska-Pieczyska, J.Karczmarek, W.Oliferuk, Modified Method for Determination of Energy Stored in Metal during its Deformation, Bull. Acad. Polon. Sci. Serie Sci Techn, 30, 1982.
19. W.Oliferuk, S.P.Gadaj, M.Grabski, Mater. Sci. Eng. 70, 1985, pp.131-141.
20. A.Chrysochoos, G.Martin, Tensile Test Microcalorimetry for Thermomechanical Behaviour Law Analysis, Mater. Sci. Eng., A108, 1989, pp.25-32.
21. Novozilov V.V., O plasticeskom razrychlenii, Prikladnaja matematika i mechanika, t.29, 1965.
22. W.Oliferuk, W.A.Świątnicki, M.W.Grabski, Prace IPPT, 22, 1992.
23. W.Oliferuk, W.A.Świątnicki, M.W.Grabski, Mater. Sci. Eng. A161, 1993, pp.55-63.
24. S.P.Gadaj, Badania zmian energii zmagazynowanej w metalach w wyniku poddawania ich powierzchniowym zabiegom technologicznym, Praca doktorska, IPPT, Warszawa, 1981
- 24a. S.P.Gadaj, Prace IPPT, 25, 1991, (Praca doktorska)
25. M.B.Bever, D.L.Holt, A.L.Titchener, Progress in Materials Science, 17, 1973.
26. M.Małatyński, W.K.Nowacki, W.Oliferuk, Prace IPPT, 5.51, 1981.
27. L.Kruszka, Określenie pola temperatury i deformacji w procesie dynamicznego ściskania długich próbek aluminiowych w zakresie skończonych odkształceń lepkoplastycznych, Praca doktorska, IPPT, Warszawa, 1991.

28. L.Kruszka, W.K.Nowacki, W.Oliferuk, Application of infrared thermography for determination the temperature distribution in Taylor's impact test, Quantitative Infrared Thermography QIRT 92, France, 1992.
29. R.H.Blanc, E.Giacometti, Infrared Stroboscopy - a method for the study of thermomechanical behaviour of materials and structures at high rates of strain, Symposium of I.U.T.A.M., Poltiers, September 10-14, 1979, ed. by A.Lagarde, Sijthoff and Noordhoff, 1981.
30. J.Schmidt, Termograficzne efekty rozwoju pola naprężeń z zastosowaniem do analizy przebiegu i skutków obciążeń cyklicznych w tworzywach odlewniczych, Praca doktorska, Kraków, 1988.
31. J.Schmidt, Efekt sprzężenia termomechanicznego jako kryterium granicy plastyczności staliwa, Prace Instytutu Odlewnictwa, z.4, 1988.
32. B.Gabryszewska, Zależność kryterium nośności tworzyw sztucznych od historii i warunków obciążenia, Praca doktorska, Wrocław, 1964.
33. Ch.Kittel, Wstęp do fizyki ciała stałego, PWN, Warszawa, 1950.
34. J.Frenkel, Wstęp do teorii metali, PWN, Warszawa, 1955.
35. M.G.Beghi, C.E.Bottani, G.Caglioti, Irreversible Thermodynamics of Metals under Stress, Res Mechanica, 19, 1986, pp.365-379.
36. C.E.Bottani, G.Caglioti, Thermoelastic Instabilities in Metals, Physica Scripta, vol.T1, 1982, pp.65-70.
37. C.E.Bottani, G.Caglioti, Thermal Emission: a Probe to Identify the Critical Point of the Elastoplastic Transition, Mat. Letters, 1, nu.3,4, 1982, pp119-121.
38. S.P.Gadaj, W.Oliferuk, E.Pieczyska, Emisja akustyczna podczas deformacji plastycznej stali węglowej, Prace IPPT, 5, 1988.
39. K.N.Tandon, K.Tangri, Acoustic Emission during Deformation of Polycrystalline Silicon-Iron, Mater. Sci. Eng., 20, 1975, pp.47-54.
40. D.Jaffrey, Sources of Acoustic Emission in Metals -a Review, Non-Destructive Testing - Australia, v.16, nu.4,5,6, 1979, pp.9-28.
41. S.P.Gadaj, E.Pieczyska, W.Oliferuk i in., Emisja akustyczna towarzysząca przemianom fazowym w deformowanej stali 1H18N9T, 31, Prace IPPT, 1982.
42. M.Duś-Sitek, Z.Olszowski, B.Sujak, Optically Stimulated Exoelectron Emission (OSEE) as Correlated with the Plastic Properties of Stainless Steel and the Degree of Structural Defectiveness, Jap. Jour. Appl. Phys., vol.24, 1985.
43. S.P.Gadaj, Wyniki niepublikowane.
44. J.Zawadzki, Ciśnienie zredukowane jako jeden z elementów wyteżenia, Praca doktorska, Wrocław. 1954, Rozpr. Inż. PAN, LXXIII, 1957.
45. R.Szczebiot, Analiza umocnienia stopu aluminium odkształcanego plastycznie w warunkach złożonego stanu naprężenia, Prace IPPT, 21, 1991.
46. W.Szczepliński, On the Effect of Plastic Deformation on Yield Condition, Arch. Mech. Stos., 2, 15, 1963, pp.275-296.
47. Z.Gabryszewski, B.Pindur, Ocena powierzchni plastyczności materiałów anizotropowych nieliniowych metodą sprzężenia termo-mechanicznego, Mech. Teoret. i Stos., 23, 2, Warszawa, 1985.
48. W.Śródka, Sprzężenie termomechaniczne w materiałach sprężysto-plastycznych i półkruchych, Praca doktorska, Wrocław, 1979.
49. Z.Gabryszewski, W.Śródka, Zastosowanie temperatury sprzężonej z odkształceniami do oceny energii dysypacji i wyznaczania granicy plastyczności, Mech. Teoret. i Stos., 19, 1, 1981.
50. S.Ochelski, J.Polański, Fizyczna granica plastyczności lepkosprężystych tworzyw anizotropowych, Biuletyn WAT, Warszawa, XXXIII.
51. J.F.Nicolas, Acta Metall., 7, 1959, pp.544-556.

52. J.Backer, L.Liu, D.Mandal, The Effect of Grain Size on the Stored Energy of Cold Work as a Function of Strain for Polycrystalline Nickel, *Scripta Metall. et Mater.*, vol.32, No.2, 1995, pp.167-171.
53. S.P.Gadaj, E.Pieczyska, Zastosowanie bezstykowego pomiaru temperatury do wyznaczania początku odkształcenia plastycznego metali, II Ogólnopolska konferencja termografii i termometrii w podczerwieni, 24-26 listop. 1984, Porąbka-Kozubnik.
54. W.Szczepiński, Wstęp do analizy procesów obróbki plastycznej, PWN, Warszawa, 1967.
55. A.Chrysochoos, E.Maisonneuve, G.Martin, H.Caumon and J.C.Chezeaux, Plastic and Dissipated Work and Stored Energy, *Nuclear Engineering and Design*, 114 (1989) pp.323-333.
56. F.Cheval et L.Priester, Evolution de la microstructure du cuivre polycristallin sous l'action d'une deformation par compression, *J. Phys., Coll. C3, Suppl. au n'9, Tome 49, sept. 1988*.
57. J.Ostrowska-Maciejewska, Podstawy mechaniki ośrodków ciągłych, PWN, Warszawa, 1982.
58. W.J.Basz, Issliedowanie naprążeń i dieformacji tiermo-elektriczeskim mietodom, Naukowa Dumka, Kijew, 1984.
59. E.J.Hearn, *Mechanics of Materials*, Pergamon Press, 1977.
60. Han-Chin Wu, Chin Cheng Ho, Strain Hardening of Annealed 304 Stainless Steel by Creep, *Jour. Eng. Mat. Tech.*, Oct. 1993, vol. 115, pp.345.
61. Sprawozdanie CPBR Nr 6.1, IPPT PAN, Warszawa 1989.



56579