

Nr 100/2017, 109–119

ISSN 1644-1818
e-ISSN 2451-2486

WPŁYW TEMPERATURY I SZYBKOŚCI ODKSZTAŁCANIA NA CHARAKTERYSTYKI WYTRZYMAŁOŚCIOWE MATERIAŁÓW METALICZNYCH

THE INFLUENCE OF TEMPERATURE AND STRAIN RATE ON THE STRENGTH CHARACTERISTICS OF METALLIC MATERIALS

Lesław Kyzioł

Akademia Morska w Gdyni, Morska 81-87, 81-225 Gdynia, Wydział Mechaniczny,
Katedra Podstaw Techniki, e-mail: l.kyziol@wm.am.gdynia.pl

Streszczenie: Przedstawiono różnicę pomiędzy odkształcaniem quasi-statycznym a dynamicznym materiałów metalicznych. Dla dużych szybkości odkształceń naprężenie (odkształcenie) w ciałach przemieszcza się z określonymi prędkościami jako fala. Odkształcanie dynamiczne związane jest z rozchodzeniem się fali, natomiast statyczne można rozpatrywać jako okresowe stany równowagi. Przy niedużych szybkościach odkształceń ciało pozostaje w warunkach izotermicznych, a dla dynamicznych procesów odkształcenia jest to proces adiabatyczny. Wprowadzono pojęcie naprężenia progowego $\hat{\sigma}$ (ang. *mechanical threshold stress*), które jest maksymalną wartością naprężenia dla danego rodzaju materiału metalicznego w temperaturze 0 K lub, ekwiwalentnie, przy nieskończenie dużej szybkości odkształcenia. Z obniżeniem temperatury następuje zmniejszenie się ruchliwości dyslokacji. Zjawisko to jest związane ze spadkiem zdolności poruszania się atomów w sieci w obniżonych wartościach temperatury, których ruchy drgające całkowicie ustają w temperaturze 0 K. Pojęcie naprężenia progowego zostało zobrazowane za pomocą przykładu obliczeniowego.

Słowa kluczowe: odkształcenia materiałów, szybkość odkształcania, naprężenie progowe, umacnianie materiałów.

Abstract: The article presents the difference between the quasi-static and dynamic strain of metallic materials. At the high strain rate, stress (strain) in metallic materials moves with specified velocities as a wave. The dynamic deformation is related to the propagation of the wave while the static deformation can be seen as temporary states of equilibrium. At small speed deformations, the body remains in isothermal conditions, while the dynamic strain processes are the adiabatic processes. The concept of the mechanical threshold stress $\hat{\sigma}$ has been introduced, which is the maximum stress value for the particular type of metallic material for 0 K or, equivalently, infinitely high speed deformation. With the decrease of the temperature, there is a reduction of the dislocation mobility. This phenomenon is associated with a decrease in mobility of atoms in the network at reduced temperatures, which vibrating movement completely stops at 0 K. The concept of the mechanical threshold stress has been illustrated using the calculation example.

Keywords: strain of materials, strain rate, mechanical threshold stress, strengthening materials.

1. WSTĘP

Zasadnicza różnica pomiędzy odkształcaniem quasi-statycznym a dynamicznym polega na tym, że podczas odkształcania quasi-statycznego w każdej chwili występuje stan równowagi statycznej, tzn., że suma sił działających na każdy element ciała jest bliska zeru. Natomiast przy obciążeniu dynamicznym (zadany z dużą szybkością), gdy na jedną część ciała działa siła, inna część nie „odczuwa” jeszcze tego oddziaływania. To oznacza, że naprężenie musi „przemieszczać się” przez ciało. Dla dużych szybkości odkształcania naprężenie (odkształcenie) w ciałach przemieszcza się z określonymi prędkościami jako fala.

Odształcanie dynamiczne związane jest z rozchodzeniem się fali, natomiast quasi-statyczne można rozpatrywać jako sekwencję stanów równowagi. Stany te są opisywane za pomocą znanych równań mechaniki materiałów. Przy dużych szybkościach odkształcania należy uwzględnić siły bezwładności, z powodu rozprzestrzeniania się fal. Dla niedużych szybkości odkształceń siły bezwładności są pomijane [Meyers 1994; Muszka i in. 2004]. W procesie odkształcania plastycznego generowane jest ciepło. Przy niedużych szybkościach odkształcania wydzielające się w trakcie procesu ciepło jest przewodzone przez elementy urządzenia i otoczenie, ulegając rozproszeniu tak, że ciało pozostaje praktycznie w warunkach izotermicznych [Liang i Khan, 1999]. W przypadku dynamicznych procesów odkształcania proces jest praktycznie adiabatyczny, ponieważ nie ma wystarczającej ilości czasu na odprowadzenie wytworzonego ciepła. Dla średnich szybkości odkształcania należy rozpatrywać zarówno fakt generowania ciepła, jak i jego dyssypację. W przypadku odkształcania z dużymi szybkościami obserwuje się stopniowy wzrost naprężenia uplastyczniającego, który znany jest pod pojęciem wrażliwości na szybkość odkształcania. Przy małych szybkościach odkształcania istnieje liniowa zależność naprężenia uplastyczniającego od szybkości odkształcania, natomiast przy dużych szybkościach odkształcania następuje gwałtowny, nieliniowy wzrost naprężenia wraz ze wzrostem szybkości odkształcania [Dieter 1986; Kurzydłowski 1993; Yan i Xu, 2002].

2. MECHANIZM UMACNIANIA MATERIAŁÓW METALICZNYCH

Z obniżeniem temperatury następuje zmniejszanie się ruchliwości dyslokacji. Zjawisko to wiąże się ze spadkiem, przy obniżonych wartościach temperatury, zdolności poruszania się atomów w sieci, których ruchy drgające całkowicie ustają w temperaturze 0 K. W niskiej temperaturze przełom kruchego pęknięcia jest przeważnie transkrystaliczny, co świadczy o większej wytrzymałości granic ziaren w tych warunkach. Gdy temperatura jest podwyższona, przełom jest najczęściej międzykrystaliczny, ponieważ ze wzrostem wartości temperatury wytrzymałość

na rozciąganie granic ziaren zmniejsza się szybciej niż wytrzymałość dla metalu litego, rozpatrywana jako wartość uśredniona. Powyżej zakresu temperatury przejścia od właściwości ciągliwych do właściwości kruchych metalu następuje wzrost ciągliwości [Jackiewicz 2012].

Ze wzrostem wartości temperatury następuje spadek wartości naprężenia Peierlsa-Nabarro, wywołującego poślizg w obrębie płaszczyzny atomów jednostkowej komórki (kryształu), na które działają wiązania chemiczne. Poślizg ten jest ograniczony przez przecinające się płaszczyzny atomów jednostkowej komórki z liniami dyslokacji generowanymi ze źródeł Franka-Reada. Dyslokacje poruszające się w przecinających się płaszczyznach oddziałują ze sobą, wzajemnie sobie przeszkadzają i gromadzą się w materiale w coraz większych ilościach, prowadząc do jego umocnienia. Zjawisko to jest związane z naturalną skłonnością pętli dyslokacji do ich rozszerzania i kurczenia [Komarovskiy i Astakhov 2002; Jackiewicz 2012].

W wysokiej temperaturze wpływ granic ziaren na ciągliwość materiału staje się znaczący. Granice ziaren mogą ograniczać kruchość materiału i stanowić miejsce gromadzenia się dyslokacji. Obszary intensywnej deformacji zawarte w obrębie ziaren, które są charakterystyczne dla niższych temperatur, w wyższych temperaturach przemieszczają się do stref w pobliżu granic ziaren. W wyniku tego zjawiska następuje tworzenie się pustek, a następnie pęknięć wzdłuż granic ziaren. Naprężenia styczne działające wzdłuż tych granic powodują powstanie względnych poślizgów ziaren, a wówczas występowanie pustek ograniczone jest tylko do miejsc koncentracji naprężeń. Dalszy wzrost temperatury wiąże się z procesami zdrowienia (w metalach uprzednio odkształconych na zimno następuje dyfuzja, a także zmniejszenie zawartości defektów punktowych i gęstości dyslokacji różnoimiennych oraz zmiany w ich przestrzennym rozmieszczeniu) i rekrytalizacji (powyżej temperatury rekrytalizacji zachodzi zarodkowanie i wzrost ziaren) [Cudny i Powierża 1978; Ciszewski i Przetakiewicz 1993].

Obciążenia o podwyższonych i dużych szybkościach odkształcania występują podczas eksploatacji współczesnych okrętów szybkich [Cudny i Powierża 1978]. Oddziaływanie tych obciążeń na materiały konstrukcyjne zwykle powoduje [Cudny i Powierża 1978; Zukas 1991; Fila 1993]:

- miejscowe odkształcenie materiału;
- odkształcenie propagowane w postaci fal zaburzeń.

Przy dużych szybkościach odkształcania następuje zmiana mechanizmu odkształcania plastycznego: z poślizgu kontrolowanego przez procesy aktywowane cieplnie na płynięcie lepkoplastyczne [Zukas 1991; Ciszewski i Przetakiewicz 1993].

3. NAPRĘŻENIE PROGOWE W PROCESIE ROZCIĄGANIA MATERIAŁÓW METALICZNYCH

W przypadku obciążeń dynamicznych szybkość odkształcenia dyslokacji jest opisana równaniem [Follansbee 2014]:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta G(\sigma)}{kT}\right), \quad (1)$$

gdzie:

$\dot{\varepsilon}$ – szybkość odkształcenia, $\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}$, $\varepsilon_e = \frac{\Delta L}{L}$, dzieląc ε_e przez czas t , otrzymano:

$$\frac{\varepsilon_e}{t} = \frac{\Delta L}{tL} = \frac{1}{L} \frac{\Delta L}{t} = \frac{1}{L} V_{CH} \quad (2)$$

V_{CH} – prędkość trawersu zrywarki [m/s],

$\dot{\varepsilon}_0$ – stała początkowa szybkość odkształcenia [1/s],

k – stała Boltzmanna, $1,38 \cdot 10^{-23} \text{ J/K}$,

T – temperatura [K],

ΔG – energia aktywacji charakteryzująca wzajemne oddziaływanie (ΔG – funkcja naprężenia σ) [J].

Różniczkując względem czasu t zależność określającą odkształcenie związane z ruchem dyslokacji:

$$\varepsilon = \rho_D b l \quad (3)$$

gdzie:

l – odległość przemieszczenia dyslokacji [m],

ρ_D – gęstość dyslokacji (określana jako długość dyslokacji (m) przypadająca na jednostkę objętości (m³),

uzyskuje się postać równania Orowana [Follansbee 2014]:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \dot{\varepsilon} = \rho_D b \frac{dl}{dt} = \rho_D b v, \quad (4)$$

gdzie v – średnia prędkość dyslokacji.

Jeżeli dt zostanie zastąpione przez Δt , traktowany jako czas związany z energią cieplną, to wykorzystując prawo Boltzmanna, otrzymuje się:

$$\Delta t = \frac{1}{v_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G(\sigma)}{kT}\right)} \quad (5)$$

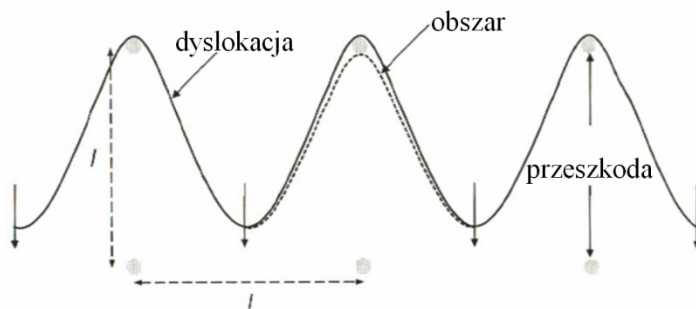
gdzie v_0 – częstość drgań atomu (liczba wahań termicznych na sekundę), wynosząca 10^{11} s^{-1} .

Stąd szybkość odkształcania dyslokacji jest określana zależnością:

$$\dot{\epsilon} = \rho_D \cdot b \cdot l \cdot v_0 \cdot \exp\left(\frac{\Delta G}{kT}\right) = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp\left(\frac{\Delta G(\sigma)}{kT}\right), \quad (6)$$

gdzie wartość $\dot{\epsilon}_0$ została oszacowana jako:

$$\dot{\epsilon}_0 = \rho_D b l v_0 \approx (10^{14} \text{ m}^{-2})(2.5 \cdot 10^{-10} \text{ m})(5 \cdot 10^{-8} \text{ m})(10^{11} \text{ s}^{-1}) = 1,2 \cdot 10^8 \text{ s}^{-1} \quad (7)$$



Rys. 1. Obszar pokonywany wzdłuż płaszczyzny poślizgu, gdy dyslokacja przechodzi przez jedną z przeszkód (przedstawiony linią przerywaną) [Follansbee 2014]

Fig. 1. The area along the slip plane traversed as the dislocation sweeps by one of the obstacles (represented by the dashed line) [Follansbee 2014]

Oszacowaniem przemieszczania się dyslokacji jest ich ruch pod wpływem naprężenia σ poprzez określony obszar i pokonanie przeszkody, tak jak to przedstawiono na rysunku 1. Charakter przeszkody nie jest określony, ale to może być, np. inna dyslokacja prostopadła do kartki papieru (płaszczyzny poślizgu). Odległość przebyta przez dyslokację na pokonanie przeszkody może być traktowana jako wektor Burgersa b , a długość segmentu dyslokacji, która została przemieszczona, może być odstępem między przeszkodami l . Siła działająca na dyslokację wynosi więc $\sigma \cdot b \cdot l$. Ponieważ dyslokacja przemieściła się na odległość b , praca wykonywana w tym przypadku jest równa $\sigma \cdot b^2 \cdot l$. Jeśli całkowita energia aktywacji charakteryzująca wzajemne oddziaływanie przeszkoda-dyslokacja jest G , to wówczas mamy [Follansbee 2014]:

$$\Delta G = G - \sigma \cdot b^2 \cdot l \quad (8)$$

i

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G(\sigma)}{k \cdot T}\right) = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp\left(-\frac{G - \sigma \cdot b^2 \cdot l}{k \cdot T}\right). \quad (9)$$

Praca wykonana przez naprężenie zmniejszyła wymaganą energię aktywacji termicznej. Po przekształceniu naprężenie σ wynosi:

$$\sigma = \frac{G}{b^2 \cdot l} - \frac{k \cdot T}{b^2 \cdot l} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (10)$$

Kiedy $T = 0$ K, naprężenie σ jest równe $\hat{\sigma}$. Wówczas równanie (10) ma postać:

$$\sigma = \hat{\sigma} - \frac{k \cdot T}{b^2 \cdot l} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (11)$$

gdzie $\hat{\sigma}$ – naprężenie progowe, będące naprężeniem (dla temperatury 0 K), wymaganym do pokonania bariery (przeszkody) przeciwstawiającej się ruchowi dyslokacji.

Na podstawie zależności (10) i (11) otrzymuje się:

$$\hat{\sigma} = \frac{G}{b^2 \cdot l} \quad (12)$$

a wykorzystując zależności (8) – (12), po przekształceniach powstaje wzór:

$$\Delta G = k \cdot T \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (13)$$

Zachodzi tu określona zależność pomiędzy T i $\dot{\epsilon}$:

$$T = f\left(\ln \frac{1}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (14)$$

a zazwyczaj następuje:

$$T = f\left(\ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (15)$$

gdzie $\dot{\epsilon}_0$ – jest równe 10^8 s^{-1} .

Ma to szczególne znaczenie w kinetyce odkształcania.

W praktyce laboratoryjnej zależność pomiędzy T i $\dot{\epsilon}$ jest tak dobierana, że $T \ln \dot{\epsilon}_0 / \dot{\epsilon}$ jest wartością stałą, w związku z tym wymagane naprężenie do pokonania przeszkody jest takie samo.

Sieć dyslokacyjna i granice ziaren stanowią bariery dla poślizgu. Bariery mogą być „pokonywane” lokalnie. Zależy to od temperatury, charakteru i szybkości odkształcania. W metalach tego rodzaju przypadki są spowodowane odkształceniami plastycznymi w postaci linii Lundersa oraz pasm adiabatycznych, występujących w procesach balistycznych [Griffkins 1976; Kyzioł i Garbacz 2014].

Uogólniając, zasadnicza zależność dla naprężenia od kompleksowego wskaźnika $T \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}_2}$ przyjmuje postać [Follansbee 2014]:

$$\sigma = \hat{\sigma} \left[1 - \frac{kT}{G} \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right] \quad (16)$$

Wykresem tego równania jest linia prosta. Nachylenie linii jest proporcjonalne do $\hat{\sigma}/G$. Zależność (16) dotyczy wzajemnego oddziaływania dyslokacji z przeszkodą. Przyjmując, że w strukturze materiału występowała wada, zdefiniowana poprzez zanieczyszczone atomy, granice ziaren i zakumulowane dyslokacje, granica plastyczności zmienia się wraz z szybkością odkształcania i temperaturą (zależność 16).

4. WYZNACZANIE NAPRĘŻENIA PROGOWEGO

Podczas badań laboratoryjnych określono granicę plastyczności w temperaturze 298 K i szybkości odkształcania $0,001s^{-1}$. Wykorzystując zależność (13) i (14), określono szybkość odkształcania dla a) 200 K, b) 500 K.

Przyjmując $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 s^{-1}$,

$$T \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} = 298 \ln \frac{10^8}{10^{-3}} = 7472 = \text{const}$$

a) $T_2 \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}_2} = 7472 \rightarrow \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}_2} = 37,36 \rightarrow \ln \dot{\epsilon}_2 = \ln 10^8 - 37,36 = -18,93$

$$\rightarrow \dot{\epsilon}_2 = 6 \cdot 10^{-9} s^{-1}$$

b) $T_3 \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}_3} = 7472 \rightarrow \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}_3} = 14,94 \rightarrow \ln \dot{\epsilon}_3 = \ln 10^8 - 14,94 = 3,48$

$$\rightarrow \dot{\epsilon}_3 = 32,45 s^{-1}$$

Próbki ze stali o zawartości 0,02% C zostały poddane rozciąganiu z różnymi szybkościami odkształcania i w różnych temperaturach. Dla danej szybkości odkształcania i temperatury określono wartości naprężeń. Wyniki badań przedstawiono w tabeli 1 [Tanaka i Nojima 1979].

W wyniku aproksymacji wyników przedstawionych w ww. pracy przyjęto szybkości odkształceń równe $\dot{\epsilon}_1 = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon}_2 = 1,0 \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon}_3 = 10^3 \text{ s}^{-1}$, odpowiednio dla temperatur $T_1 = 78 \text{ K}$, $T_2 = 158 \text{ K}$, $T_3 = 200 \text{ K}$, $T_4 = 290 \text{ K}$. Wykorzystując równanie kinetyczne (16), określono naprężenie progowe $\hat{\sigma}$ i energię aktywacji, przyjmując do obliczeń $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$.

Tabela 1. Zależność granicy plastyczności od temperatury i szybkości odkształcenia [Tanaka i Nojima 1979]

Table 1. The dependence of yield stress on temperature and strain rate [Tanaka and Nojima 1979]

Temperatura [K]	Szybkość odkształcenia [s ⁻¹]	Granica plastyczności [MPa]
78	0,001	800
158	0,001	425
200	0,001	330
290	0,001	270
78	1,0	900
158	1,0	575
200	1,0	450
290	1,0	370
78	1000	1000
158	1000	900
200	1000	725
290	1000	615

Wykorzystując zależność (16) oraz dane zawarte w tabeli 1, przedstawiono przebieg obliczeń naprężenia progowego i energii aktywacji.

$$\sigma = \hat{\sigma} \left[1 - \frac{kT}{G} \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right]$$

Przyjmując: $k = 1,38 \cdot 10^{-23} \text{ J/K}$, $\dot{\epsilon}_0 = 10^8 \text{ s}^{-1}$ [Follansbee 2014] oraz dane z tabeli 1 dla następujących warunków:

1. Temperatura T = 78–290 K, dla stałej wartości $\dot{\epsilon}_1 = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

a) $\sigma_1 = 800 \text{ MPa}$, $\dot{\epsilon}_1 = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T_1 = 78 \text{ K}$,

b) $\sigma_2 = 270 \text{ MPa}$, $\dot{\epsilon}_2 = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T_2 = 290 \text{ K}$,

obliczono:

$$G = 1,34 \cdot 10^{-19} \text{ J}, \hat{\sigma} = 1100 \text{ MPa}.$$

2. Temperatura $T = 78\text{--}290\text{ K}$, dla stałej wartości $\dot{\varepsilon}_2 = 1,0\text{ s}^{-1}$

a) $\sigma_1 = 900\text{ MPa}$, $\dot{\varepsilon}_1 = 1,0\text{ s}^{-1}$, $T_1 = 78\text{ K}$,

b) $\sigma_2 = 370\text{ MPa}$, $\dot{\varepsilon}_2 = 1,0\text{ s}^{-1}$, $T_2 = 290\text{ K}$,

obliczono:

$$G = 1,11 \cdot 10^{-19}\text{ J}, \hat{\sigma} = 1101\text{ MPa}.$$

3. Temperatura $T = 78\text{--}290\text{ K}$, dla stałej wartości $\dot{\varepsilon}_3 = 10^3\text{ s}^{-1}$

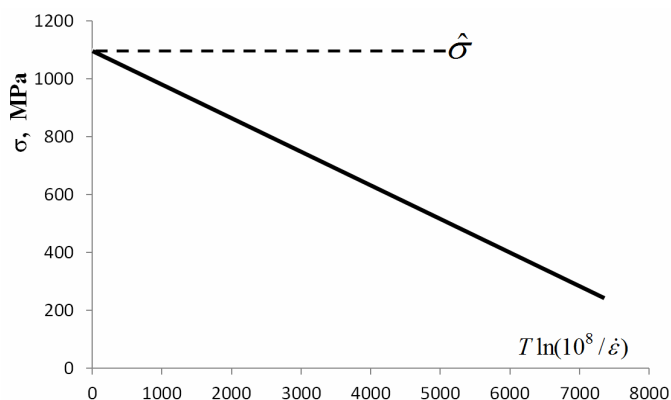
a) $\sigma_1 = 1000\text{ MPa}$, $\dot{\varepsilon}_1 = 10^3\text{ s}^{-1}$, $T_1 = 78\text{ K}$,

b) $\sigma_2 = 615\text{ MPa}$, $\dot{\varepsilon}_2 = 10^3\text{ s}^{-1}$, $T_2 = 290\text{ K}$,

obliczono:

$$G = 1,0 \cdot 10^{-19}\text{ J}, \hat{\sigma} = 1138\text{ MPa}.$$

Na rysunku 2 przedstawiono wykres zależności naprężenia od temperatury i szybkości odkształcania. Wykresy w takiej formie są szczególnie przydatne, ponieważ dają one graficzne przedstawienie zmiany granicy plastyczności ze zmianą temperatury i szybkości odkształcania. Można zauważyć, że wykres naprężenia od kompleksowego wskaźnika $T \ln \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}_2}$, ujmującego wpływ temperatury i szybkości odkształcania, jest zależnością liniową. Przecięcie osi układu dla wartości temperatury 0 K (lub równoważnie dla nieskończonej szybkości odkształcania) jest **naprężeniem progowym**.



Rys. 2. Wykres granicy plastyczności w funkcji temperatury i szybkości odkształcania na podstawie zależności (16) dla danych zawartych w tabeli 1, stali o zawartości $C = 0,02\%$ i $\varepsilon = 5\%$ [Tanaka i Nojima 1979]

Fig. 2. Plot of yield stress versus the function of temperature and strain rate specified by Equation (16) for the data in Table 1, the steel with the $C = 0.02\%$ and $\varepsilon = 5\%$ [Tanaka and Nojima 1979]

Opierając się na danych zawartych w tabeli 1, określono wartości energii aktywacji i naprężenia progowego dla stali o zawartości 0,02% C, które odpowiednio wynoszą $G = 1,2 \cdot 10^{-19}$ J, $\hat{\sigma} = 1100$ MPa.

5. PODSUMOWANIE

Oddziaływanie dyslokacji z przeszkodami, zdefiniowane jako granica plastyczności zmieniająca się wraz z szybkością odkształcania i temperaturą, zostało opisane matematycznie za pomocą zależności (16).

Przeprowadzone badania stali, poddanej obciążeniom dynamicznym i zmiennej temperaturze, wykazały, że wzrost szybkości odkształcania i obniżenie temperatury powodują podwyższanie właściwości mechanicznych do wartości odpowiadającej naprężeniu progowemu (ang. *mechanical threshold stress*). Wzrost właściwości wytrzymałościowych stali spowodowany jest zmianą mechanizmu odkształcania plastycznego. W trakcie tego procesu z poślizgu kontrolowanego przez procesy aktywowane cieplnie zachodzi przejście na płynięcie lepkoplastyczne. Wiąże się to ze zmianą gęstości dyslokacji. W metalach ziarna traktuje się jako elementy sztywne, natomiast granice ziaren nie umacniają się w trakcie szybkiego odkształcania plastycznego. Bardzo istotne w procesach umacniania stali są dodatki, które mogą skutecznie blokować dyslokacje, doprowadzając w konsekwencji do wzrostu właściwości wytrzymałościowych stali.

Liniowy wykres zależności naprężenia od temperatury i szybkości odkształcania pozwolił na graficzne przedstawienie granicy plastyczności w zależności od temperatury i szybkości odkształcania. Przecięcie linii z osią układu σ (dla wartości temperatury 0 K) umożliwiło określenie naprężenia progowego.

Naprężenie krytyczne $\hat{\sigma}$, przedstawione na rysunku 2, zostało zdefiniowane jako najwyższa wartość granicy plastyczności w warunkach temperatury 0 K lub ekwiwalentnie nieskończonej szybkości odkształcania. Odpowiada to takiej sytuacji struktury materiału, kiedy dyslokacje są całkowicie zablokowane.

LITERATURA

- Ciszewski, B., Przetakiewicz, W., 1993, *Nowoczesne materiały w technice*, Wydawnictwo Bellona, Warszawa.
- Cudny, K., Powierża, Z., 1978, *Wybrane zagadnienia odporności udarowej*, WSMW w Gdyni, Gdynia.
- Dieter, G.E., 1986, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill.
- Fila, J., 1993, *Badania wpływu stanu obciążeń i szybkości odkształceń na wytrzymałość i ciągliwość materiałów okrętowych*, Konferencja „Odporność udarowa konstrukcji”, AMW w Gdyni, Gdynia, s. 246–257.

- Follansbee, P.S., 2014, *Fundamentals of Strength*, Wiley, New Jersey.
- Griffkins, R.C., 1976, *Metall. Trans.*, 7A. 12.25.
- Jackiewicz, J., 2012, *Modelowanie rozwoju uszkodzeń i pęknięcia zachodzącego w stalowych elementach zbiorników kriogenicznych*, Uniwersytet Technologiczno-Przyrodniczy im. J. Śniadeckich w Bydgoszczy, Rozprawy nr 154, Bydgoszcz.
- Komarovsky, A.A., Astakhov, V.P., 2002, *Physics of Strength and Fracture Control: Fundamentals of the Adaptation of Engineering Materials and Structures*, CRC Press Boca Raton.
- Kurzydłowski, K.J., 1993, *Mechanika materiałów*, Wydawnictwo Politechniki Warszawskiej, Warszawa.
- Kyziół, L., Garbacz, G., 2014, *Zależność wytrzymałości stali austenitycznej 0H18N9S od szybkości odkształcania*, Logistyka, nr 6, s. 6520–6528.
- Liang, R., Khan, A.S., 1999, *A Critical Review of Experimental Results and Constitutive Models for BCC and FCC Metals Over a Wide Range of Strain Rates and Temperatures*, International Journal of Plasticity, vol. 15.
- Meyers, M.A., 1994, *Dynamic Behavior of Materials*, John Wiley & Sons, Inc. New York.
- Muszka, K., Majta, J., Śleboda, T., Stefańska-Kądziela, M., 2004, *Comparison of the Mechanical Response of HSLA Steel Deformed under Static and Dynamic Loading Conditions*, Proceedings of the 10th International Conference on Metal Forming, Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie, Steel-Grips 2, Suppl. Metal Forming 747.
- Tanaka, K., Nojima, T., 1979, *Dynamic and Static Strength of Steels*, Proceedings of the Second Conference on the Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain, Oxford.
- Yan, B., Xu, K., 2002, *High Strain Rate Behavior of Advanced High Strength Steels for Automotive Industry*, Proceedings of 44th MWSP Conference, Orlando, vol. XL 493.
- Zukas, J.A., 1991, *High Velocity Impact Dynamics*, New York – Toronto – Singapore.
- Źródła internetowe
- https://www.google.pl/?gfe_rd=cr&ei=iWghVb2FCsqG8Qejy4DgBQ&gws_rd=ssl#q=WP%C5%81yw+dynamicznych+warunk%C3%93w+odkszt%C5%81cania+na+p%C5%81yni%C4%98cie+plastyczne+metali
- https://www.google.pl/?gfe_rd=cr&ei=oSAhVdKH8uG8QeGoIHQCA&gws_rd=ssl#q=Modelowanie+rozwoju+uszkodze%C5%84+i+p%C4%99kania+zachodz%C4%85cego+w+stalowych+elementach+zbiornik%C3%B3w+kriogenicznych
- <http://www.tmpm.agh.edu.pl/ppp/udar-teoria.pdf>