Tadeusz Szymczak [1)]
Zbigniew L. Kowalewski [1), 2)]
[1)] Instytut Transportu Samochodowego
[2)] Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN

EFEKTY STRUKTURALNE ORAZ MECHANIZMY USZKODZENIA GENEROWANE W MATERIAŁACH PRZEZ RÓŻNE RODZAJE OBCIĄŻENIA

W pracy zaprezentowano wybrane efekty strukturalne i mechanizmy uszkodzenia, występujące w materiałach konstrukcyjnych na skutek różnych rodzajów obciążenia. Omówiono aktywowanie systemów poślizgu oraz powstawanie różnych rodzajów podstruktur dyslokacyjnych podczas deformacji na skutek proporcjonalnych i nieproporcjonalnych ścieżek obciążenia. Przedstawiono mechanizmy rozwoju uszkodzeń powodowane plastycznym płynięciem na zimno i gorąco, powolnym odkształcaniem o charakterze nadplastycznym oraz pełzaniem. Zamieszczono ich rzeczywiste przykłady w postaci obrazów mikroskopowych, sposoby modelowania i opisywania z wykorzystaniem równań o charakterze fenomenologicznym.

STRUCTURAL EFFECTS AND DAMAGE MECHANISMS GENERATED IN MATERIALS BY DIFFERENT TYPES OF LOADING

The paper presents structural effects and damage mechanisms in engineering materials caused by different types of loading. Activation of slip systems, generating different dislocation substructures taking place during deformation along proportional and non-proportional loading paths are discussed. Moreover, mechanism evolution of damage during: cold and hot plastic flow, slow plastic deformation of superplastic type and creep are shown. Typical examples of damage in form of microscopic patterns, methods of their modeling and theoretical approaches based on phenomenology of material effects are described.

1. WPROWADZENIE

Badania przy użyciu zaawansowanej mikroskopii optycznej oraz skaningowej stanowią istotne uzupełnienie testów w skali makro takich, jak na przykład: próba rozciągania (względnie ściskania), badania zmęczeniowe lub testy pełzania. Wykorzystanie badań mikroskopowych jest ważne zarówno w przypadku materiałów w stanie dostawy, jak i po określonym etapie eksploatacji, ponieważ niezależnie od stanu materiału oraz historii obciążenia, umożliwiają rozpoznawanie charakterystycznych cech powierzchni przełomów, niezbędnych do prawidłowego określania przyczyn ewentualnego zniszczenia. W zakresie tego rodzaju testów badane są między innymi zmiany liczebności systemów poślizgu [1] bądź charakter rozwoju typów podstruktury dyslokacyjnej [2, 3], które na podstawie dostępnych wyników literaturowych zostały syntetycznie omówione w kolejnych punktach pracy.

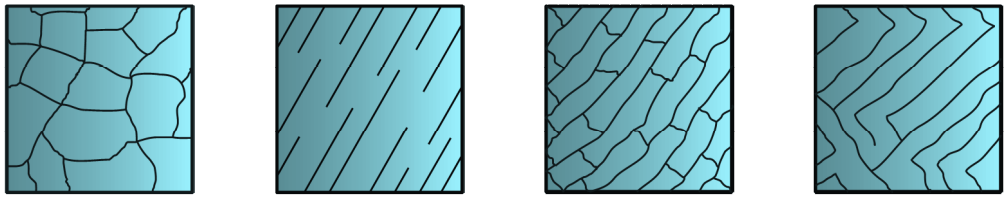
2. EFEKTY STRUKTURALNE

Zmiany właściwości mechanicznych materiałów oraz ich zachowanie powodowane różnymi rodzajami obciążenia są skorelowane z efektami strukturalnymi. Spośród wskaźników przebudowy struktury materiału można wymienić: liczbę linii poślizgów, rodzaj i gęstość dyslokacji lub typ podstruktury dyslokacyjnej. Pierwszy z nich zachodzi w obrębie ziarna i charakteryzuje się przemieszczaniem (tzw. poślizgiem) części kryształu względem siebie w kierunku prostopadłym do krawędzi dyslokacji (reorientacji atomów). Wraz ze zwiększaniem się liczby linii poślizgów oraz gęstości dyslokacji może dochodzić do blokowania tych drugich w określonych obszarach materiału prowadząc w efekcie do utworzenia się takich typów podstruktury dyslokacyjnej, jak: komórkowa, płaska, murkowa czy labiryntowa, rys. 1.

Powstawanie tego rodzaju efektów jest zależne nie tylko od rodzaju materiału, typu obciążenia i jego parametrów, lecz również sposobu jego wykonywania, rys. 2 [1]. Na przykład realizacja programu obciążenia zawierającego:

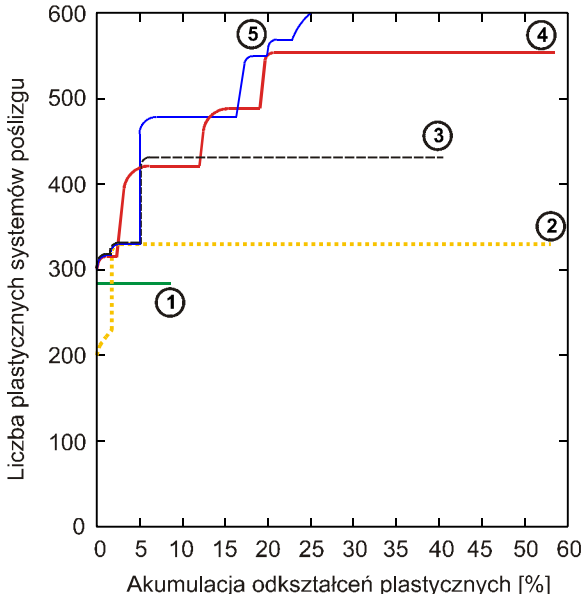
(1) rozciąganie–ściskanie przy amplitudzie odkształcenia $\varepsilon_{11} = \pm 0.3\%$,
(2) rozciąganie–ściskanie przy amplitudzie odkształcenia $\varepsilon_{11} = \pm 1.5\%$,
(3) obciążenie według nieproporcjonalnej ścieżki, przy kącie opóźnienia fazowego wynoszącym 90° i amplitudach odkształceń: $\varepsilon_{11} = \pm 1.5\%$, $\varepsilon_{12} = \pm 1.3\%$,
(4) sekwencja obciążeń nieproporcjonalnych przy kącie opóźnienia fazowego wynoszącym 90° wg kolejności amplitud odkształceń: $\varepsilon_{11} = \pm 1.5\%$, $\varepsilon_{12} = \pm 1.3\%$; $\varepsilon_{11} = \pm 1.5\%$, $\varepsilon_{13} = \pm 1.3\%$; $\varepsilon_{11} = \pm 1.5\%$, $\varepsilon_{23} = \pm 1.3\%$, i ponownie $\varepsilon_{11} = \pm 1.5\%$, $\varepsilon_{12} = \pm 1.3\%$,
(5) sekwencja obciążeń proporcjonalnych w kolejności amplitud odkształceń: $\varepsilon_{11} = \pm 1.5\%$; $\varepsilon_{22} = \pm 1.5\%$; $\varepsilon_{33} = \pm 1.5\%$; $\varepsilon_{12} = \pm 1.3\%$; $\varepsilon_{23} = \pm 1.3\%$; $\varepsilon_{31} = \pm 1.3\%$; $\varepsilon_{11} = \pm 1.5\%$,

spowodowała aktywowanie różnej liczby systemów poślizgu, przy czym ich najmniejsza liczba była generowana podczas jednoosiowego obciążenia cyklicznego (krzywa nr 1) i powiększała się ze wzrostem amplitudy (krzywa nr 2).



Rys. 1. Rodzaje podstruktury dyslokacyjnej: (a) – komórkowa, (b) – płaska, (c) – murkowa, (d) - labiryntowa [3]

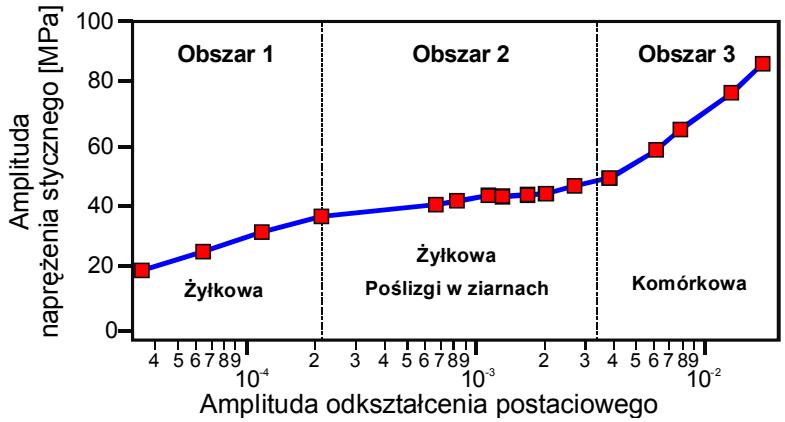
Fig. 1. Types of dislocation substructure: (a) – cell, (b) – planar, (c) – wall, (d) – labyrinth [3]



Rys. 2. Wpływ typu oraz kolejności ścieżki obciążenia na liczbę uruchamianych systemów poślizgu w stali 316 [1]

Fig. 2. An influence of type and sequence of loading paths on the number of slip systems activated in the 316 steel [1]

Porównanie wyników procesów deformacji wywołanej cyklami rozciąganie-ściskanie (krzywa 1, 2) oraz cyklami kołowymi (krzywa nr 3) pokazało, że liczba aktywowanych systemów poślizgu była zdecydowanie mniejsza niż w przypadku deformacji prowadzonej sekwencyjnie (krzywa nr 4 – sekwencja czterech ścieżek obciążenia w kształcie okręgu i krzywa 5 – sekwencja sześciu proporcjonalnych ścieżek obciążenia). Wynikało to z faktu uruchamiania nowych systemów poślizgu na skutek stosowania kolejnych bloków obciążenia [1]. Ponadto, na podstawie tego rodzaju wyników oraz rezultatów z testów ukierunkowanych na badanie gęstości dyslokacji, możliwe jest lepsze wyjaśnienie efektu wzmocnienia materiału na skutek powiększania amplitudy obciążenia proporcjonalnego [4]. Również i w przypadku deformacji wykonywanej wzdłuż nieproporcjonalnej ścieżki obciążenia wyjaśnienie wzmocnienia materiału jest przypisywane powiększającej się liczbie systemów poślizgu, tworzeniu się mikrobliźniaków [5], bądź zmianie rodzaju podstruktury dyslokacyjnej [3].



Rys. 3. Podstruktury dyslokacyjne w miedzi
w zależności od amplitudy odkształcenia postaciowego [6]
Fig. 3. Dislocation substructures in copper as a function of shear strain amplitude [6]

Tabela 1
Rodzaje podstruktury dyslokacyjnej w aluminium 1100, miedzi, stali 310, aktywowane różnymi rodzajami obciążenia: S - rewersyjne skręcanie, O - ścieżka w kształcie okręgu [3]
Table 1
Types of dislocation substructure for the 1100 aluminium alloy, copper, 310 steel due to different loading types: S - torsion-reverse-torsion cycles, O - circle path [3]

Nazwa materiału	**Typ ścieżki obciążenia**	**Rodzaj podstruktury dyslokacyjnej**							
		Matrycowa i żyłkowa *(Matrix and Vein)*	**Poślizgowa płaska** *(Planar Dislocation)*	**Drabinkowa** *(Ladder)*	**Nieregularna** *(Dislocation Tangle)*	**Rozrzucone komórki** *(Uncondensed Cell)*	**Murkowa** *(Wall)*	**Komórkowa** *(Cell)*	**Labiryntowa** *(Labyrinth)*
Aluminium 1100	S	-	-	-	-	-	-	X	-
	O	-	-	-	-	-	-	X	-
	O	-	-	-	-	-	-	X	-
Miedź	S	X	-	X	-	-	X	X	-
	O	-	-	-	-	X	X	-	-
	O	-	-	-	-	-	X	X	X
Stal 310	S	-	X	-	-	-	X	-	-
	O	-	-	-	X	-	X	-	-
	O	-	-	-	-	-	X	X	X

Warto także podkreślić, że zwiększenie amplitudy proporcjonalnej ścieżki obciążenia skutkowało zmianą rodzaju podstruktury z żyłkowej na komórkową, rys. 1a i 3 [6], która wraz z murkową (rys. 1c) i labiryntową (rys. 1d, tab. 1) są charakterystyczne dla deformacji wzdłuż nieproporcjonalnej ścieżki obciążenia [3]. W ich powstawaniu duże znaczenie odgrywa obrót płaszczyzny maksymalnych naprężeń stycznych, który powoduje

aktywowanie wtórnych poślizgów. Badanie zmian strukturalnych wskazało również, że materiały, w których na skutek obciążenia proporcjonalnego generowane były proste struktury dyslokacyjne, wykazywały efekt dodatkowego wzmocnienia podczas deformacji nieproporcjonalnej [3].

Określanie efektów strukturalnych wywoływanych różnymi rodzajami obciążenia jest istotne ze względu na możliwość tworzenia map mechanizmów zmian struktury, rys. 4 (opracowanie własne autorów na podstawie danych w tab. 2) i jest pomocne w celu lepszego zrozumienia charakteru zmian podstruktury dyslokacyjnej w zależności od typu obciążenia i wartości jego amplitudy. Na tej podstawie można stwierdzić, że istnieje pewien rodzaj obciążenia, który powoduje wytworzenie wielu różnych podstruktur dyslokacyjnych, oraz że proporcjonalne ścieżki obciążenia są odpowiedzialne za uruchamianie podstruktury poślizgowej płaskiej, natomiast efektem ścieżek nieproporcjonalnych są odmiany komórkowa, bliźniacza lub murkowa.

Opisane możliwości tworzenia się różnych rodzajów podstruktury dyslokacyjnej mogą pomóc w wyjaśnieniu efektu dodatkowego wzmocnienia materiału przejawiającego się wzrostem naprężenia na skutek zastosowania obciążenia w kierunku poprzecznym do wcześniej prowadzonej deformacji, dla której osiągnięto stan nasycenia, rys. 5 [7].

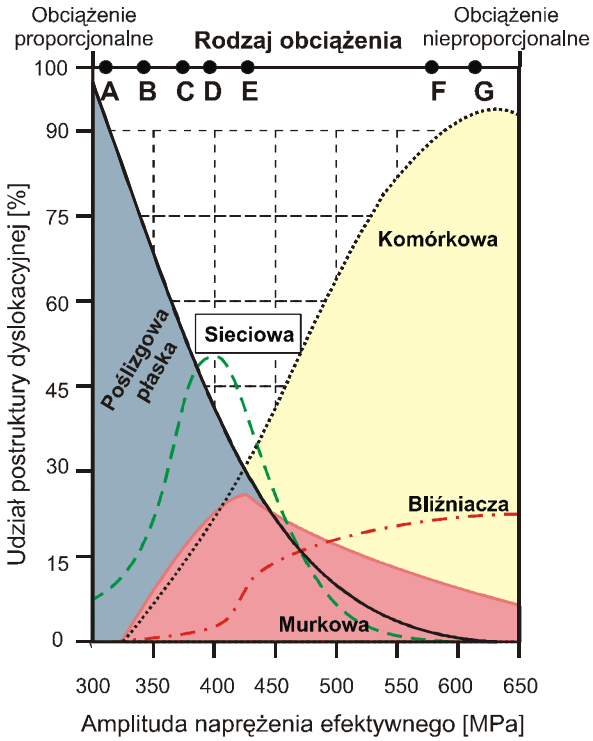
Tabela 2

Procentowy udział ziaren w stali 316 o różnych rodzajach podstruktur dyslokacyjnych w zależności od rodzaju ścieżki obciążenia [1]

Table 2

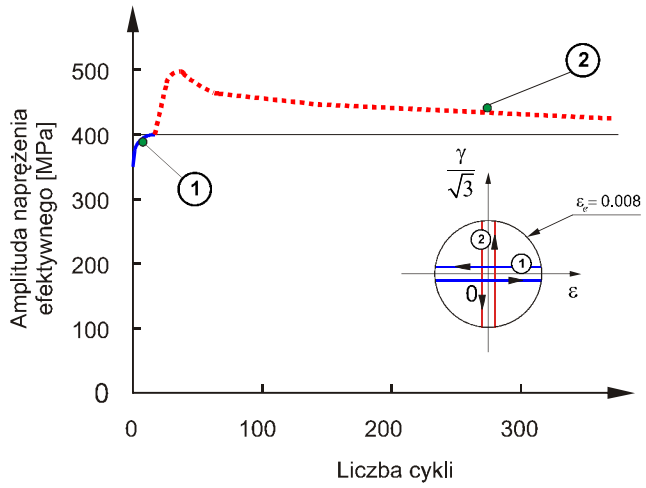
Percentage distribution of grains of the 316 steel, for different type of dislocation substructures, subjected to complex loading [1]

Rodzaj ścieżki obciążenia	**Oznaczenie ścieżki obciążenia z rys. 4**	**Amplituda naprężenia efektywnego [MPa]**	**RODZAJ PODSTRUKTURY DYSLOKACYJNEJ**				
			Poślizgowa płaska [%]	**Sieciowa [%]**	**Murkowa [%]**	**Komórkowa [%]**	**Bliźniacza [%]**
Rozciąganie	A	305	94	6	0	0	0
Ciśnienie zewnętrzne i wewnętrzne	B	348	80	20	0	0	0
Proporcjonalna	C	370	40	25	15	20	0
Rozciąganie + ciśnienie zewnętrzne i wewnętrzne przesunięte w fazie o 90°	D	390	12	49	18	21	3
Rozciąganie i skręcanie przesunięte w fazie o 41.4° + ciśnienie zewnętrzne i wewnętrzne przesunięte w fazie o 82.8°	E	425	13	38	25	25	5
Rozciąganie i skręcanie przesunięte w fazie o 90°	F	570	0	0	10	90	20
Rozciąganie i skręcanie (obciążenie typu „motylek")	G	610	0	0	8	92	20



Rys. 4. Rodzaje podstruktury dyslokacyjnej w stali 316 będące skutkiem różnych rodzajów obciążenia (proporcjonalne i nieproporcjonalne) w zależności od amplitudy naprężenia efektywnego

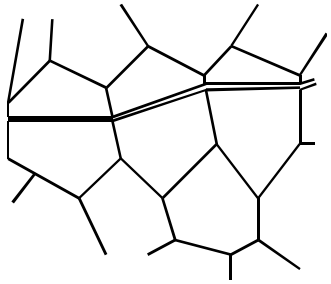
Fig. 4. Types of dislocation substructure of the 316 steel activated different type of loading (proportional and non-proportional) depending on the effective stress amplitude



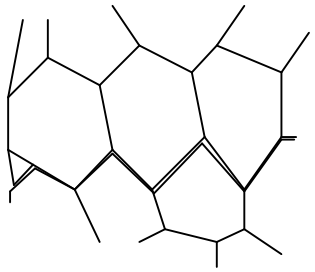
Rys. 5. Efekt dodatkowego wzmocnienia stali 316: 1 – rozciąganie–ściskanie, $\varepsilon_e = 0.8\%$, 2 - rewersyjne skręcanie, $\varepsilon_e = 0.8\%$ [7]

Fig. 5. Additional hardening effect of the 316 steel: 1 – tension-compression cycles, $\varepsilon_e = 0.8\%$, 2 – torsion-reverse-torsion cycles, $\varepsilon_e = 0.8\%$ [7]

Prowadzone są również badania dotyczące analizy rozwoju mikropęknięć, w tym miejsc ich inicjacji i kierunku propagacji. W przypadku stali 1045 dla znacznej amplitudy obciążenia mikropęknięcia powstawały w płaszczyznach maksymalnego ścinania. Następnie łączyły się z dużą prędkością w dominujące pęknięcie o kierunku prostopadłym do wektora maksymalnego naprężenia głównego. Przy niskiej wartości amplitudy obciążenia, mikropęknięcia również powstawały w płaszczyznach maksymalnego ścinania, natomiast łączyły się zdecydowanie wolniej, tworząc dominujące pęknięcie, którego kierunek propagacji był także prostopadły do wektora maksymalnego naprężenia głównego. Podobny charakter rozwoju mikropęknięć został zaobserwowany podczas cyklicznego skręcania o charakterze wysoko i niskocyklowym [8]. Ponadto, wzrost bądź zmniejszenie amplitudy powoduje zmianę charakteru pękania z wewnątrzkrystalicznego (rys. 6) na międzykrystaliczne (rys. 7) [9].



Rys. 6. Schemat zniszczenia wewnątrzkrystalicznego
Fig. 6. A scheme of transgranular fracture



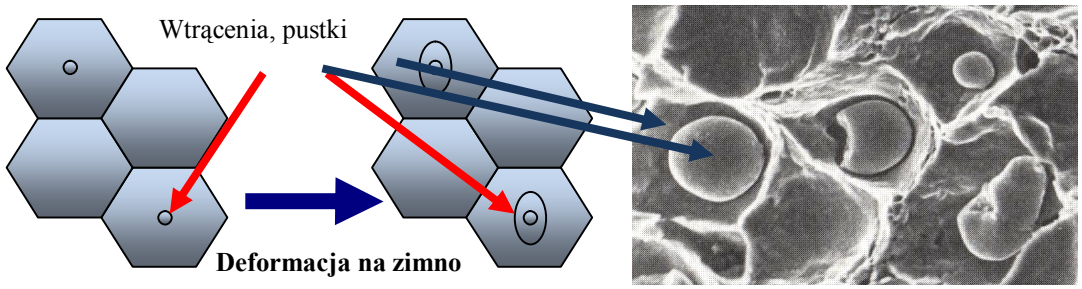
Rys. 7. Schemat zniszczenia międzykrystalicznego
Fig. 7. A scheme of intergranular fracture

3. WYBRANE MECHANIZMY USZKODZENIA ORAZ SPOSOBY ICH MODELOWANIA

Z analizy dotychczasowej literatury wynika, że mechanizmy uszkodzenia materiałów są zależne od bardzo wielu czynników, spośród których należy wymienić: rodzaj materiału, charakter i prędkość odkształcania oraz warunki, w których zachodzi deformacja (np. temperatura, ciśnienie, korozyjność środowiska i inne). Na rysunkach 8-11 przedstawiono przykłady wybranych mechanizmów uszkodzenia występujących w procesach deformacyjnych stosunkowo najczęściej spotykanych w praktyce, jak:

- deformacja na zimno (rys. 8),
- deformacja na gorąco (rys. 9),
- powolna deformacja o charakterze nadplastycznym (rys. 10),
- pełzanie (rys. 11).

Rysunki te zawierają z lewej strony schemat wyrażający sposób modelowania procesu uszkodzenia, a z prawej rzeczywisty przykład zachodzącej degradacji materiału. Oprócz graficznej ilustracji degradacji struktury materiału zamieszczono także równania opisujące rozwój uszkodzeń w warunkach różnych rodzajów obciążenia.



Rys. 8. Przykład mechanizmu uszkodzenia występującego podczas plastycznego płynięcia na zimno [10]
Fig. 8. A scheme of damage mechanism during a cold plastic flow [10]

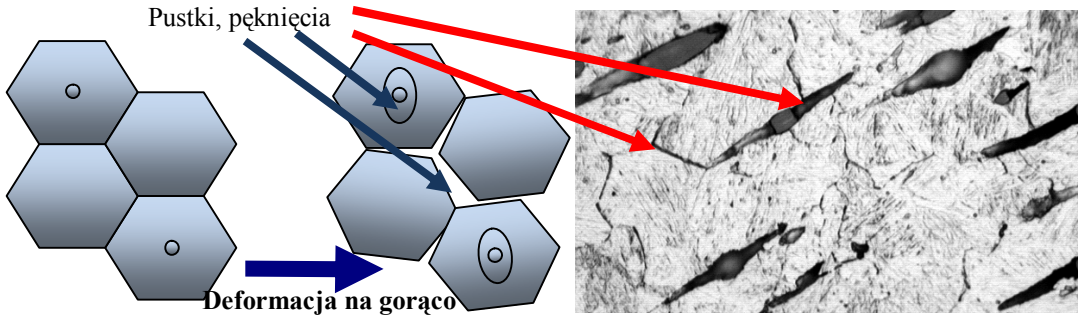
Analiza uszkodzenia struktury materiału podczas plastycznego płynięcia na zimno (rys. 8) pokazała, że dominujący mechanizm zniszczenia może być związany z powstawaniem pustek w obszarze ziarna. Zmianę wymiaru pustek w czasie opisano przy założeniu liniowego przyrostu ich promienia w funkcji prędkości ekwiwalentnego odkształcenia plastycznego $\dot{\varepsilon}^{p}_{eq}$, tj. [11]

$$\dot{R} = R \cdot N^{\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right)}\dot{\varepsilon}^{p}_{eq}, \tag{1}$$

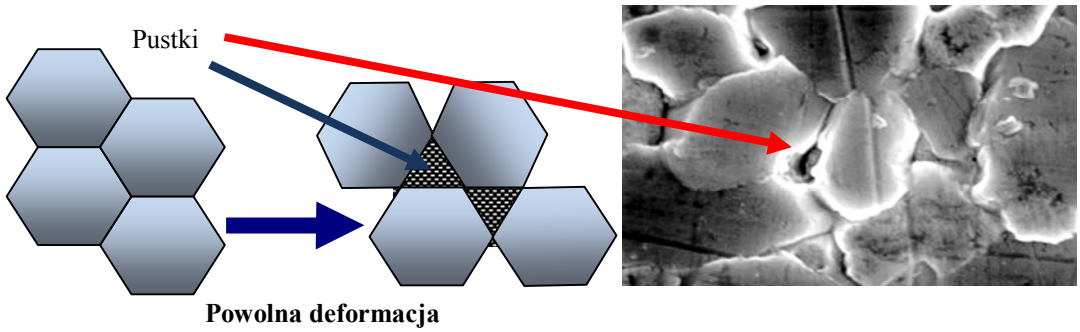
gdzie: R jest początkowym promieniem pustki w kształcie sfery, σ_m - naprężenie średnie, σ_y - granica plastyczności, N - stała. Ze względu na fakt, że pustki nie są zazwyczaj regularnymi sferami, lecz przyjmują kształt elipsoidy, oraz uwzględniając różne prędkości zmian ich wymiarów w trójwymiarowej przestrzeni prędkości głównych składowych odkształcenia plastycznego – zmianę promienia w czasie dla kierunku osi głównych opisano równaniem (2), które - jak podają autorzy pracy [12] - wykorzystywane jest również do modelowania zmian powierzchni plastycznego płynięcia

$$\dot{R}_k = \left[\left[(1+E)\dot{\varepsilon}_k + D\left(\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}_l\dot{\varepsilon}_l\right)\right]^{1/2}\right]R, \tag{2}$$

gdzie: (k, l) =1, 2, 3; E - moduł Younga, (1+E) i D - stałe zależne od odkształceniowego wzmocnienia materiału.



Rys. 9. Przykład mechanizmu uszkodzenia występującego podczas plastycznego płynięcia na gorąco [10]
Fig. 9. A scheme of damage mechanism during a hot plastic flow [10]



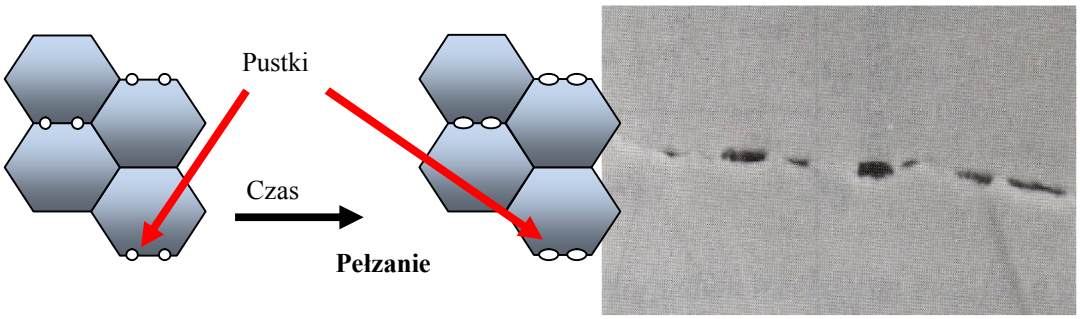
Rys. 10. Przykład mechanizmu uszkodzenia występującego podczas powolnej deformacji o charakterze nadplastycznym [10]
Fig. 10. A scheme of damage mechanism during a slow plastic deformation of the superplastic type [10]

W przypadku materiałów poddawanych plastycznej deformacji w warunkach wysokiej temperatury (rys. 9) obserwowano występowanie mikropęknięć, jak i pustek, których udział zależał od prędkości odkształcenia, temperatury i rozmiaru ziarna. Połączenie defektów skutkowało powstaniem makropęknięć, dla których brak jest obecnie równań konstytutywnych opisujących ich rozwój [10].

Powolne odkształcanie o charakterze nadplastycznym powodowało z kolei tworzenie się na granicy ziaren pustek w kształcie zbliżonym w przestrzeni trójwymiarowej do graniastosłupa trójkątnego (widoczna jest podstawa bryły), rys. 10. Dla tego rodzaju mechanizmu uszkodzenia zaproponowano równanie wykorzystujące nieliniową funkcję odkształcenia plastycznego (ε_p) i jego prędkość ($\dot{\varepsilon}_p$) w następującej postaci [13]:

$$\dot{\omega}_4 = D_1 \omega_4^{n_1} \left(\dot{\varepsilon}_p\right)^{n_2} + D_2 \left(\dot{\varepsilon}_p\right)^{-n_3} \cosh\left(D_3 \varepsilon_p\right), \tag{3}$$

gdzie: $\omega_4 = r_d^2/l^2$ reprezentuje uszkodzenie efektywne, natomiast r_d, l, to odpowiednio: promień i głębokość rozprzestrzeniania się strefy uszkodzeń, D_1, D_2, D_3, n_1, n_2 i n_3 – stałe materiałowe.



Rys. 11. Schemat wzrostu pustek na granicach ziaren występującego podczas pełzania [10]
Fig. 11. Growing of voids on the grain boundaries due to creep [10]

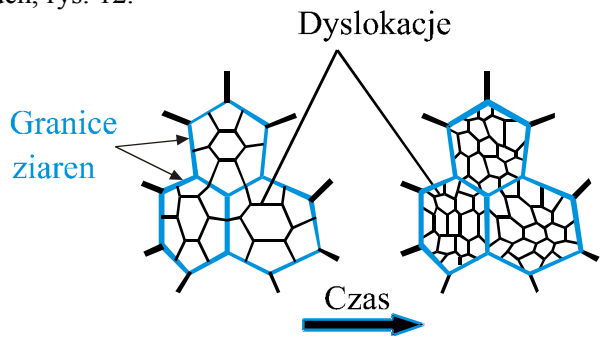
Innego rodzaju mechanizm uszkodzenia zidentyfikowano w trakcie pełzania powodującego wzrost wymiarów pustek (rys. 11). Przyjęto, że prędkość ich rozwoju $\dot{\omega}_3$ jest proporcjonalna do minimalnej prędkości pełzania $\dot{\varepsilon}_m$ i zależy od miary uszkodzenia

$\omega_3 = r_h^2/l^2$, gdzie: r_h reprezentuje promień pustki, natomiast l określa głębokość ich rozprzestrzeniania się

$$\dot{\omega}_3 = [1/(1-\omega_3)^n - (1-\omega_3)]\dot{\varepsilon}_m. \quad (4)$$

Przedstawione przykłady pokazują różnorodność zachodzących zjawisk w zależności od warunków deformacji materiałów. Należy wyraźnie w tym miejscu zaznaczyć, że w danej kategorii procesów uszkodzenia, za degradację materiałów może być odpowiedzialnych znacznie więcej mechanizmów uszkodzenia, co omówiono na przykładzie wyników z badań pełzania.

Othman, Hayhurst i Dyson [9] zaproponowali model konstytutywny z dwiema zmiennymi uszkodzenia dla superstopów niklu w warunkach pełzania. Zgodnie z ich koncepcją zasadniczym mechanizmem sterującym procesem osłabienia jest multiplikacja dyslokacji oraz ich ruch, rys. 12.

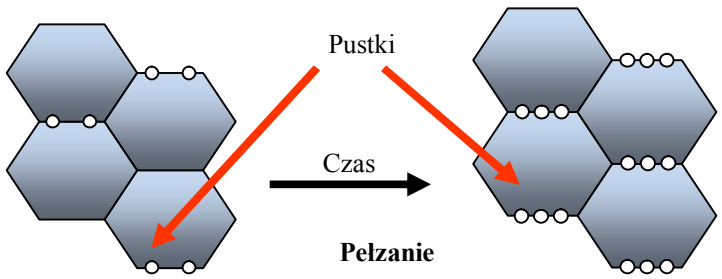


Rys. 12. Schemat mechanizmu multiplikacji dyslokacji podczas pełzania [10]
Fig. 12. A scheme of the mechanism of dislocations multiplication during creep [10]

Model uszkodzenia wykorzystywany do opisu tego rodzaju mechanizmu degradacji struktury stanowi liniową zależnością miedzy prędkością pustek $\dot{\omega}_1$ i prędkością pełzania $\dot{\varepsilon}_c$:

$$\dot{\omega}_1 = C(\dot{1} - \omega_1)^2\dot{\varepsilon}_c, \quad (5)$$

gdzie: $\omega_1 = (1-\rho_i/\rho)$ - miara uszkodzenia, ρ_i – gęstość dyslokacji w stanie początkowym, ρ – bieżąca gęstość dyslokacji.



Rys. 13. Schemat zwiększenia liczebności pustek podczas pełzania [10]
Fig. 13. A scheme of intergranular nucleation of voids during creep [10]

Jako drugi mechanizm autorzy pracy [9] wymienili międzykrystaliczne zarodkowanie pustek (creep constrained grain boundary cavitation) i zwiększenie ich liczebności, co schematycznie pokazano na rys. 13. Dla tego rodzaju degradacji struktury zaproponowali również liniową zależność między prędkością rozwoju uszkodzeń $\dot{\omega}_2$ a prędkością pełzania:

$$\dot{\omega}_2 = D\dot{\varepsilon}_c, \tag{6}$$

gdzie: $D = \varepsilon_f/3$, natomiast ε_f - stała materiałowa, która reprezentuje odkształcenie całkowite w chwili zniszczenia w warunkach jednoosiowego rozciągania.

W wyniku rozwoju uszkodzeń - polegającym w końcowej fazie na łączeniu się pustek w jedną lub kilka szczelin dominujących - następuje zniszczenie elementu konstrukcyjnego, przy czym charakter takiego zniszczenia może być wewnątrzkrystaliczny lub międzykrystaliczny. Pęknięcie wewnątrzkrystaliczne w czasie pełzania występuje najczęściej w materiałach o dużej ciągliwości poddanych wysokiemu poziomowi naprężenia. Z kolei pęknięcie międzykrystaliczne pojawia się w materiałach kruchych testowanych przy stosunkowo niskim poziomie naprężenia. Należy jednak wyraźnie zaznaczyć, że zaistnienie konkretnego typu zniszczenia uzależnione jest od warunków próby pełzania, tj. temperatury i poziomu naprężenia. A zatem, zależnie od rodzaju materiału (kruchy lub ciągliwy), można dla niego znaleźć warunki, w których nastąpi zniszczenie wewnątrzkrystaliczne lub międzykrystaliczne.

4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

W artykule na podstawie dostępnej literatury zaprezentowano najczęściej spotykane rodzaje podstruktur dyslokacyjnych oraz ich rozwój na skutek różnych typów obciążenia i w zależności od parametrów oraz złożoności ścieżki deformacji. Syntetycznie również omówiono podstawowe mechanizmy uszkodzenia materiałów, zachodzące pod wpływem wybranych warunków obciążenia.

Z przeprowadzonych rozważań wynika kilka wniosków natury ogólnej, które można ująć w następujący sposób:

(a) Wzrost liczby systemów poślizgu zachodzi na skutek powiększania się amplitudy oraz zmiany rodzaju obciążenia z proporcjonalnego na nieproporcjonalne. Zastosowanie nieproporcjonalnej ścieżki obciążenia wymusza tworzenie się podstruktury dyslokacyjnej określanej jako komórkowa lub murkowa,

(b) Efekty strukturalne mogą być pomocne w diagnozowaniu przyczyn uszkodzeń elementów. W takich przypadkach należałoby w badaniach identyfikować typy podstruktur dyslokacyjnych oraz procentowy ich udział, aby następnie można było dokonać porównania wyniku uzyskanego dla określonego rodzaju podstruktury z dostępnymi w literaturze wynikami o podobnym charakterze i wskazać dominujący w procesie niszczenia typ obciążenia.

(c) Prawidłowa identyfikacja mechanizmów uszkodzenia jest jednym z kluczowych elementów dających podstawy do przewidywania żywotności badanych materiałów i eliminowania przypadków przedwczesnego zniszczenia całej konstrukcji lub jej wybranych elementów.

LITERATURA

[1] G. Cailletaud, A micromechanical approach inelastic behaviour of metals, Int. J. Plast., 8, 55-73, 1992.

[2] L. Bocher, P. Delobelle, P. Robinet, X. Feaugas, Mechanical and microstructural investigations of an austenitic stainless steel under non–proportional loadings in tension–torsion–internal and external pressure, *Int. J. Plast.*, 17, 1491-1530, 2001.

[3] S.H. Doong, D.F. Socie, I.M. Robertson, Dislocation substructures and nonproportional hardening, *Trans. ASME J. Eng. Mat. Tech.*, 12, 456-464, 1990.

[4] S.H. Doong, D.F. Socie, Deformation mechanisms of metals under complex nonproportional cyclic loading, *Fatigue Under Biaxial and Multiaxial Loadings*, Mechanical Engineering Publications, London, 305-320, 1991.

[5] G. Cailletaud, V. Doquet, A. Pineau, Cyclic multiaxial behaviour of an austenitic stainless steel: microstructural observations and micromechanical modelling, *Fatigue Under Biaxial and Multiaxial Loadings*, Mechanical Engineering Publications, London, 131-149, 1991.

[6] J. Zhang, Y. Jiang, An experimental study of the formation of typical dislocation patterns in polycrystalline copper under cyclic shear, *Acta Materialia*, 55, 5, 1831-1842, 2007.

[7] A. Benallal, D. Marquis, An experimental investigation of cyclic hardening of 316 stainless steel under complex multiaxial loadings, *Trans. 9th SMIRT*, 385-393, 1987.

[8] A. Fatemi, D.F. Socie, A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out–of–phase loading, *Fat. Fract. Eng. Mater. Struct.*, 11, 3, 149-165, 1988.

[9] A.M. Othman, D.R. Hayhurst, B.F. Dyson, Skeletal point stresses in circumferentially notched tension bars undergoing tertiary creep modelled with physically based constitutive equations, *Proc. R. Soc. Lond.*, A, 441, 343-358, 1993.

[10] J. Lin, Damage mechanisms, models and calibration techniques, *Mat. Konf. z Seminarium Szkoleniowego pt. „Badania mechanicznych właściwości materiałów i konstrukcji”*, Zakopane, 10-13 grudnia 2003, 123-143.

[11] Z.H. Li, B.A. Bilby, I.C. Howard, A study of the internal parameters of ductile damage theory, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 17(9), 1075-1087, 1994.

[12] J.C. Boyer, E. Vidalsalle, C. Staub, A shear stress dependent ductile damage model, *J. Mater. Process. Tech.*, 121, 87-93, 2002.

[13] J. Lin, B.H. Cheong, X. Yao, Universal multi-objective function for optimizing superplastic damage constitutive equation, *J. Mater. Proc. Tech.*, 125-126, 199-205, 2002.