Wojciech Moćko
Instytut Transportu Samochodowego

ZASTOSOWANIE CYFROWEJ KORELACJI OBRAZU DO OCENY WPŁYWU WSTĘPNYCH OBCIĄŻEŃ ZMĘCZENIOWYCH NA ROZKŁAD ODKSZTAŁCENIA I ZMIANY WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH STALI DP500

Przedmiotem analizy była stal DP500 poddana wstępnym obciążeniom zmęczeniowym, a następnie rozciągana przy dużej szybkości odkształcania z wykorzystaniem pręta Hopkinsona. Stal typu DP (dual phase) jest często stosowana w konstrukcji samochodów osobowych z uwagi na dobry stosunek masy do wytrzymałości. Dobre parametry mechaniczne tej stali zapewniają odpowiedni stopień bezpieczeństwa pasażerów pojazdu w trakcie zderzenia. Aby prześledzić jak wstępne obciążenie zmęczeniowe zmienia rozkład odkształceń na powierzchni rozciąganej próbki, zastosowano metodę cyfrowej korelacji obrazu. Analizie poddano zarówno filmy zarejestrowane przy małej szybkości odkształcania ($1.0x10^{-2}s^{-1}$) za pomocą systemu ARAMIS, jak też obrazy pochodzące z szybkiej kamery uchwycone w trakcie dynamicznej deformacji z użyciem pręta Hopkinsona ($6.0x10^{2}s^{-1}$). Na podstawie analizy mikrostrukturalnej stwierdzono, że wstępne obciążenie zmęczeniowe powoduje generowanie mikrouszkodzeń w badanym materiale. W związku z tym zmianie ulega także makroskopowo obserwowana charakterystyka naprężenie-odkształcanie oraz rozkład odkształceń zastępczych Hubera-Misesa wyznaczony lokalnie metodą cyfrowej korelacji obrazu. Obserwowany w czasie badań wpływ wstępnego zmęczenia, to: obniżenie stopnia odkształcenia odpowiadającego wytrzymałości na rozciąganie, zmniejszenie wydłużenia do zerwania, wzrost granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie. Obserwowane efekty nasilają się ze zwiększeniem wartości naprężenia oraz liczby cykli wstępnego zmęczenia. Ponadto, wymienione zjawiska są bardziej intensywne w warunkach dynamicznej deformacji.

THE USE OF DIGITAL CORRELATION OF THE IMAGE TO EVALUATE THE IMPACT OF INITIAL FATIGUE LOADS ON THE STRAIN DISTRIBUTION AND CHANGES IN THE STRENGTH PROPERTIES OF DP500 STEEL

The matter of analysis was DP steel exposed to the fatigue loadings and subsequently tested at tensional loadings under high strain rates using Hopkinson bar. The DP (dual phase) type steel, is often used in the construction of passenger cars due to the good weight to strength ratio. Good mechanical properties of this steel ensure an adequate level of safety of the vehicle occupants during a collision. In order to investigate influence of a pre-fatigue on the evolution of strain distribution on the surface of tested specimen a digital image correlation method was applied. The videos recorded at low strain rates ($1.0x10^{-2}s^{-1}$) using ARAMIS system and images acquired by a fast camera during dynamic deformation performed using Hopkinson bar were analysed. On the basis of microstructural investigation it was found that pre-fatigue induces void coalescence in the tested material. As a consequence macroscopically observed stress-strain curve is modified and locally determined using digital image correlation method equivalent Huber-Mises strain pattern also changes. The effects observed as a consequence of pre-fatigue are as follows: reducing strain corresponding to ultimate tensile strength, lowering elongation, increase of yield stress and rise of ultimate tensile strength. Observed phenomenon magnitudes are more significant with the increase of number of initial fatigue cycles and cyclic stress amplitude. Moreover the effects are stronger at dynamic loading conditions. Application of digital image correlation method for analysing of strain distribution during high strain rate tensile tests of specimens made of pre-fatigued DP500 steel.

1. Wstęp

Współczesne stale wysokowytrzymałe (AHSS - Advanced High Strength Steels), z uwagi na ich wysoką wytrzymałość, ciągliwość, umocnienie odkształceniowe oraz formowalność, są często stosowane w przemyśle motoryzacyjnym. Wykorzystanie stali o dużej wytrzymałości pozwala na zredukowanie masy elementów zabezpieczających i energochłonnych przy zachowaniu wymaganego stopnia ochrony pasażerów pojazdu. Jedną z szeroko stosowanych grup stali typu AHSS są stale dwufazowe (DP – Dual Phase). Typowa mikrostruktura stali DP składa się z twardych wysp martenzytu dyspersyjnie rozmieszczonych w miękkiej ferrytycznej matrycy [4]. W czasie rozciągania stali DP powstają pustki, których rozmiar i ilość zależy od temperatury oraz stanu naprężenia [4]. Ze wzrostem temperatury liczba pustek maleje, natomiast znacząco rośnie ich wielkość. W związku z tym, bezpośrednio przed zerwaniem łączna objętość pustek gwałtownie wzrasta, aż do wartości ok. 1%. Pustki o sferycznym lub wydłużonym kształcie mogą powstawać pomiędzy wyspami martenzytu, ziarnami ferrytu lub poprzez oddzielenie martenzytu od ferrytycznej osnowy [8].

Szczegółowa analiza powstawania mikrouszkodzeń w stali DP 600 może być przeprowadzona z wykorzystaniem cyfrowej korelacji na podstawie obrazu zarejestrowanego za pomocą mikroskopu [9]. Analiza pola mikroodkształceń wykazała wyraźne różnice pomiędzy wartością odkształcenia dla twardej fazy martenzytycznej i miękkiej osnowy ferrytycznej. Dla stali DP 600 po hartowaniu różnica pomiędzy odkształceniem martenzytu i ferrytu była równa ok. 2. Formowanie się przewężenia próbki było obserwowane przy odkształceniu lokalnym ok. 0.12, pierwsze uszkodzenia powstawały przy odkształceniu równym ok. 0.6, natomiast zerwanie próbki następuje przy 1.7. Mechanizm uszkodzenia jest również zależny od lokalnej wartości odkształcenia [11]. Wykorzystując mikroskop SEM oraz cyfrową korelację obrazu (DIC – digital image correlation) stwierdzono, że dla stali DP1000 generowanie pustek i ich wzrost rozpoczyna się przy odkształceniu rzędu 1.2, natomiast dalszy wzrost odkształceń lokalnych do wartości 1.3 prowadzi do pękania i oddzielenia wysp martenzytu oraz odspojenia ferrytu i martenzytu [7].

Właściwości mechaniczne stali DP można opisać zależnością konstytutywną na potrzeby symulacji MES. Porównanie obliczonego z użyciem MES i zmierzonego metodą DIC rozkładu odkształcenia dla stali DP 500 i DP 700 wykazało, że nawet stosunkowo prosty model lepko-plastyczny Johnsona-Cooka daje dużą zgodność wyników numerycznych i eksperymentalnych [10]. Wykorzystując film zarejestrowany szybką kamerą przeprowadzono analizę zjawiska lokalizacji odkształcenia w trakcie próby rozciągania z użyciem pręta Hopkinsona.

Mechanizm uszkodzenia stali DP 600 w czasie niskocyklowej próby zmęczeniowej (LCF) silnie zależy od amplitudy odkształcenia [13]. Przeprowadzone badania wykazały, że przy niskiej amplitudzie cyklicznego odkształcenia proces uszkodzenia rozpoczyna się na granicach międzyfazowych ferrytu i martenzytu, a następnie propaguje się przez obszary o małej zawartości martenzytu. Natomiast dla dużej amplitudy odkształcenia cyklicznego uszkodzenie jest inicjowane w obrębie zniszczonych wysp martenzytu i rozwija się przez regiony o dużej zawartości martenzytu. W czasie testów zmęczeniowych, niezależnie od zastosowanej amplitudy, obserwowane jest umocnienie zmęczeniowe materiału. W przypadku blach wycinanych za pomocą obróbki, która powoduje powstawanie powierzchni o dużej chropowatości, np. laserowo, inicjacja uszkodzenia zmęczeniowego może zachodzić także na ciętej powierzchni [1]. Podobny

efekt występuje w profilach wytwarzanych za pomocą tłoczenia, tzn. w miejscach dużych odkształceń na krawędziach może następować inicjacja uszkodzeń zmęczeniowych.

Najczęściej zjawiska zmęczeniowe oraz lepko-plastyczne są rozpatrywane w literaturze oddzielnie, pomimo że w praktyce często są ze sobą powiązane, tzn. element narażony w czasie eksploatacji na obciążenia zmęczeniowe jest w czasie zderzenia lub wybuchu poddany obciążeniom udarowym. Z posiadanego rozpoznania literatury wynika, że dotychczas pojawiło się zaledwie kilka prac opisujących łączone analizy obejmujące badania zmęczeniowe, a następnie udarowe. Wpływ wstępnego zmęczenia na charakterystykę rozciągania wyznaczoną przy dużej szybkości odkształcania jest różny w zależności od badanego materiału. Dla aluminium 6061-T6 ze wzrostem liczby cykli wstępnego zmęczenia obserwowano wzrost wydłużenia do zerwania z 12% do 16%, zmniejszanie granicy plastyczności z 390MPa do 340 MPa oraz obniżenie wartości modułu Younga z 80 MPa do 50 MPa [17]. Podobne efekty były obserwowane dla stali AISI 4140T w zakresie granicy plastyczności i modułu Younga tzn. odpowiednio spadek z 1600 MPa do 1200 MPa oraz spadek z 300MPa do 200 MPa. Natomiast wydłużenie wykazywało odwrotną zależność, tj. spadek z 16% do 9%, wraz ze wzrostem liczby cykli wstępnego zmęczenia [17]. Wytrzymałość na rozciąganie stali wolnotnących (free-cutting steels) typu AISI 12L14 oraz AISI 1215 po liczbie cykli wstępnego zmęczenia równej 5% czasu życia obniżała się o ok. 150 MPa, a następnie stabilizowała się uzyskując te same wartości (ok. 600 MPa) dla 20% czasu istnienia [12]. W trakcie badania właściwości energochłonnych stop aluminium 2017A-T3 wykazywał w początkowej fazie (dla małej liczby cykli wstępnego obciążenia) efekty umocnienia, a przy zwiększaniu liczby cykli - osłabienia [2]. Natomiast badany w podobnych warunkach stop 5454-O był niewrażliwy na wstępne cyklowanie. Niezależnie od liczby cykli kształt krzywej naprężenie-odkształcenie pozostawał bardzo zbliżony.

Autor niniejszej pracy rozwija koncepcję badań łączonych zmęczeniowo-udarowych. Niniejsza analiza odnosi się do stali DP500 poddanej wstępnym obciążeniom zmęczeniowym, a następnie rozciągana przy dużej szybkości odkształcania z wykorzystaniem pręta Hopkinsona. Założono, że wstępne obciążenie zmęczeniowe powoduje generowanie mikrouszkodzeń w badanym materiale. W związku z tym, zmianie może ulec także makroskopowo obserwowana charakterystyka naprężenie-odkształcanie w warunkach quasi-statycznych, jak i dynamicznych odkształceń. Uszkodzenia zmęczeniowe powstają w miejscach spiętrzenia naprężeń, w związku z tym mają lokalny charakter. Aby prześledzić jak wstępne obciążenie zmęczeniowe zmienia rozkład odkształcenia na powierzchni rozciąganej próbki, zastosowano metodę cyfrowej korelacji obrazu. Analizie poddano zarówno filmy zarejestrowane przy małej szybkości odkształcania za pomocą systemu ARAMIS, jak też obrazy pochodzące z szybkiej kamery uchwycone w trakcie dynamicznej deformacji z użyciem pręta Hopkinsona.

2. Metodyka badawcza

2.1. Materiał i próbki

Blacha stalowa typu DOCOL 560 DP A o wymiarach 2,00 mm x 2000 mm x 1250 mm została dostarczona przez przedstawiciela firmy SSAB. Skład chemiczny stali przedstawiono w tabeli 1. W procesie produkcji stal była poddana wyżarzaniu oraz galwanizowana. W dalszej części pracy stal typu DOCOL 560 DP A oznaczono jako „DP". Struktura stali DP składa się z dwóch faz: ferrytu odpowiedzialnego za bardzo dobre właściwości w zakresie kształtowania oraz martenzytu, który odpowiada za wytrzymałość. Określoną wytrzymałość stali (odpowiedni typ, np. 500, 600, 800, 100) uzyskuje się

dobierając odpowiednie udziały ilościowe obu faz w mikrostrukturze. Mimo dużej wytrzymałości stale typu DP można bardzo łatwo formować oraz są łatwe w spawaniu. Podstawowe parametry mechaniczne dostarczonej stali, określone przez laboratorium producenta, to: $R_{0.2}$=350 MPa; R_m=542 MPa oraz A_{80}=24%. Kształt i wymiary próbek opracowano na podstawie normy [14] dotyczącej rozciągania materiałów przy dużej prędkości odkształcania. Widok próbki przedstawiono na rys. 1.

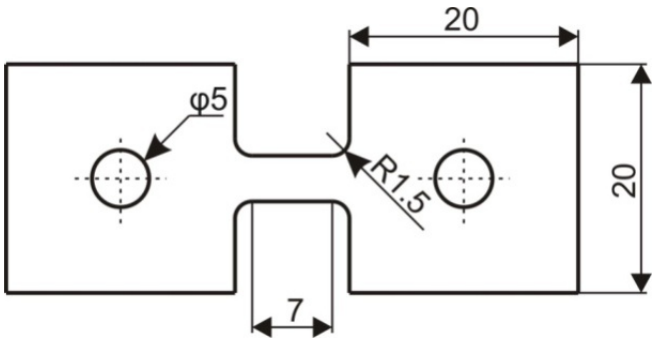
Tabela 1

Skład chemiczny badanej stali (udział wagowy)

Table 1

Chemical composition (wt.) of DP 500 steel

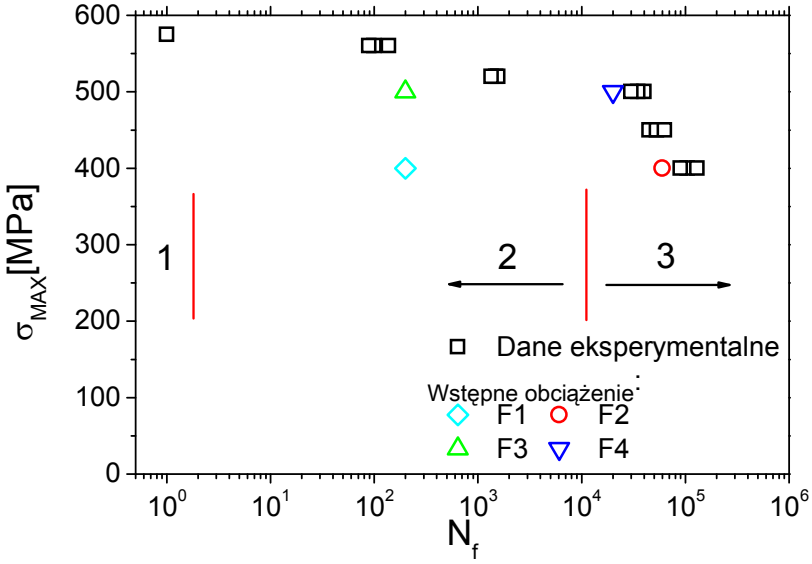
C	Si	Mn	P	S	Al
0.074	0.30	0.67	0.013	0.04	0.039



Rys. 1. Widok próbki
Fig. 1. View of the specimen

2.2. Wstępne obciążenie cykliczne próbek

Badania zmęczenioewe zostały przeprowadzone w trybie kontroli naprężenia. Zastosowano współczynnik asymetrii cyklu $R=\sigma_{min}/\ \sigma_{max}=0$, gdzie σ_{min} oznacza minimalną wartość odkształcenia w cyklu, natomiast σ_{max} maksymalną wartość odkształcenia w cyklu. Analiza zmęczeniowa została przeprowadzona dla dwóch poziomów naprężenia. Otrzymany wykres Wöhlera przedstawionon na rys. 2. Do dalszej analizy wybrano naprężenie o wartości 400 MPa oraz 500 MPa. Wykaz warunków przeprowadzonych badań przedstawiono w tabeli 2. Badania polegały na poddaniu próbek 200 oraz 20000 cyklom wstępnego zmęczenia dla maksymalnej wartości cyklu zmęczeniowego równej 500 MPa, oraz 200 i 60000 dla maksymalnej wartości cyklu zmęczeniowego równej 500 MPa. W obu przypadkach mniejsza liczba cykli odpowiada stabilizacji pętli histerezy mechanicznej, natomiast większa liczba cykli była zbliżona do czasu istnienia dla danego obciażenia zmęczeniowego. Następnie próbki po wstępnym obciążeniu cyklicznym były poddane próbie rozciągania. Obciążenia wstępne, którym poddano próbki przed rozciąganiem naniesiono na wykres przedstawiony na rys. 2.



Rys. 2. Charakterystyka zmęczeniowa stali DP oraz warunki wstępnego obciążenia próbek
Fig. 2. S-N diagram of DP 500 steel and pre-fatigue conditions

Tabela 2

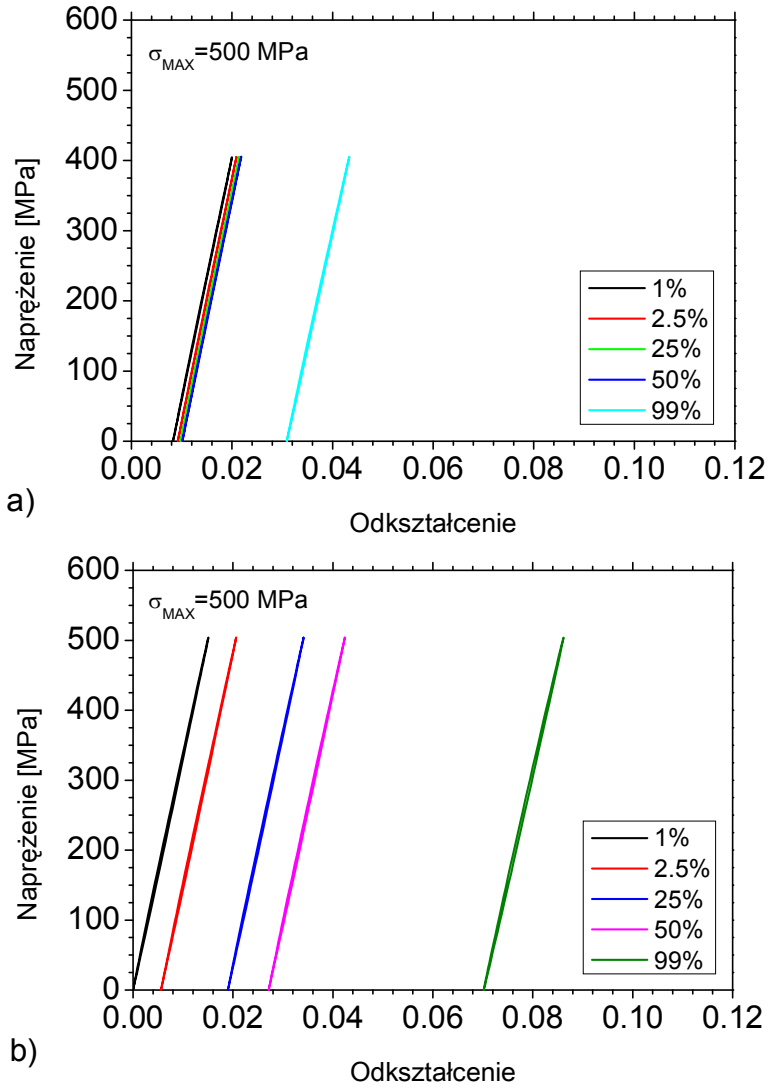
Wykaz wstępnych obciążeń zmęczeniowych

Table 2

List of applied pre-fatigue loadings

Obciążenie wstępne	Liczba cykli	Naprężenie maksymalne [MPa]	Szybkość odkształcania
F0 – stan dostawy	-	-	quasi-statyczna
F1	200	400	quasi-statyczna
F2	20000	400	quasi-statyczna
F3	200	500	quasi-statyczna
F4	60000	500	quasi-statyczna
F0 – stan dostawy	-	-	dynamiczna
F1	200	400	dynamiczna
F2	20000	400	dynamiczna
F3	200	500	dynamiczna
F4	60000	500	dynamiczna

Pętle histerezy zarejestrowane dla wybranych cykli w czasie testów zmęczeniowych przedstawiono na rys. 3. Dla obu wartości maksymalnego naprężenia cyklicznego szerokość pętli histerezy pozostaje niewielka nawet dla dużej liczby cykli. Można natomiast zaobserwować zjawisko ratchetingu. Dla obciążenia cyklicznego 400 MPa ma ono ograniczony charakter, wyraźny wzrost odkształcenia następuje dopiero w końcowej fazie rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego. Natomiast dla obciążenia o wartości 500 MPa można stwierdzić stopniowe przesuwanie się pętli histerezy w prawo, w trakcie całego procesu cyklicznego obciążania. Zgodnie z wcześniejszymi pracami zjawisko ratchetingu świadczy o rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego [5, 6].



Rys. 3. Pętle histerezy mechanicznej; a)—400MPa; b)—500MPa
Fig. 3. Mechnical hystheresis loops; a)—400MPa; b)—500MPa

2.3. Próba rozciągania w zakresie quasi-statycznych i dynamicznych obciążeń

Badania rozciągania w zakresie obciążeń quasi-statycznych przeprowadzono z wykorzystaniem serwo-hydraulicznej maszyny wytrzymałościowej Instron 8802.

Do badań w zakresie dużych wartości szybkości odkształcania zastosowano metodę zmodyfikowanego pręta Hopkinsona [4.2, 4.3], której schemat przedstawiono na rys. 4. Metoda [2.3] wykorzystuje wstępne naprężenie części pręta inicjującego. Badana płaska próbka o kształcie zdefiniowanym w normie [4.1] była umieszczana pomiędzy dwoma prętami wykonanymi ze stopu aluminium 7075-T6. Pierwszy z prętów miał długość 3600 mm. Na jednym z końców pręt posiadał zaczep, do którego przymocowano siłownik hydrauliczny służący do wstępnego naprężenia pręta. W odległości 1600 mm od końca pręt posiada zgrubienie o długości 20 mm i średnicy 30 mm, na którym zaciskał się drugi siłownik służący do zablokowania pręta w trakcie wstępnego naprężania. Ustalając żądaną

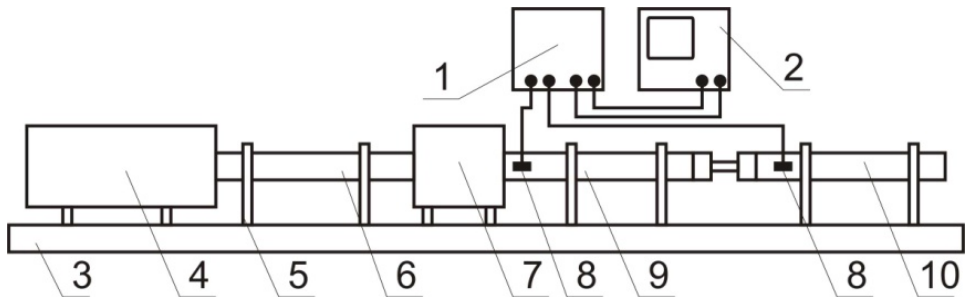
wartość wstępnego naprężenia można uzyskać przebieg fali inicjującej o określonej amplitudzie, a co za tym idzie żądaną szybkość odkształcania oraz amplitudę przemieszczenia na końcu pręta. Po zwolnieniu sprzęgła rozpoczyna się proces propagacji fali elastycznej w prętach, który prowadzi do deformacji próbki. Przebieg fali inicjującej jest rejestrowany za pomocą tensometrów naklejonych radialnie w odległości 200 mm od zgrubienia na pręcie. Dzięki zastosowaniu dwóch symetrycznie naklejonych tensometrów możliwe jest zminimalizowanie efektów wyboczenia prętów. Na drugim końcu pręta inicjującego wykonany jest gwintowany otwór, w który wkręca się uchwyt o wymaganym kształcie, wynikającym z geometrii badanej próbki. Drugi pręt (transmisyjny) ma długość 1800 mm. Na jednym końcu jest wyposażony w identyczny uchwyt do mocowania próbek jak pręt inicjujący. Tensometr do pomiaru fali przechodzącej jest naklejony w odległości 200 mm od uchwytu. Sygnały z tensometrów są wzmacniane za pomocą mostka Vishay 2310, a następnie próbkowane i zapisywane przez oscyloskop cyfrowy. Do analizy otrzymanych wyników przygotowano specjalne oprogramowanie pracujące w środowisku LabView.

Na podstawie zarejestrowanych przebiegów fali przechodzącej $\varepsilon_T(t)$ i odbitej $\varepsilon_R(t)$, powierzchni przekroju porzecznego prętów A i próbki A_S, prędkości rozchodzenia się fali sprężystej w materiale prętów C_0 oraz długości próbki L, można było wyznaczyć przebiegi czasowe naprężenia $\sigma(t)$, odkształcenia $\varepsilon(t)$ i prędkości odkształcenia $\dot{\varepsilon}(t)$ w próbce korzystając z zależności:

$$\delta(t) = E\left(\frac{A}{A_S}\right)\varepsilon_T(t), \qquad (1)$$

$$\varepsilon(t) = -\frac{2C_0}{L}\int \varepsilon_R(t)dt \qquad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{d\varepsilon(t)}{dt} = \frac{-2C}{L}\varepsilon_R(t), \qquad (3)$$



Rys. 4. Schemat pręta Hopkinsona przeznaczonego do rozciągania próbek: 1 – mostek tensometryczny, 2 – oscyloskop cyfrowy, 3 – podstawa, 4 – siłownik hydrauliczny naciągu wstępnego, 5 – podpory, 6 – pręt inicjujący, 7 – sprzęgło hydrauliczne, 8 – tensometry, 9 – pręt inicjujący, 10 – pręt transmisyjny

Fig. 4. Scheme of split tensile Hopkinson bar: 1—wideband amplifier, 2—digital oscilloscope, 3—base, 4—pressure tank, 5—support, 6—pre-tension section of incident bar, 7—hydraulic clamp, 8—strain gauges, 9—free section of incident bar, 10—transmitter bar

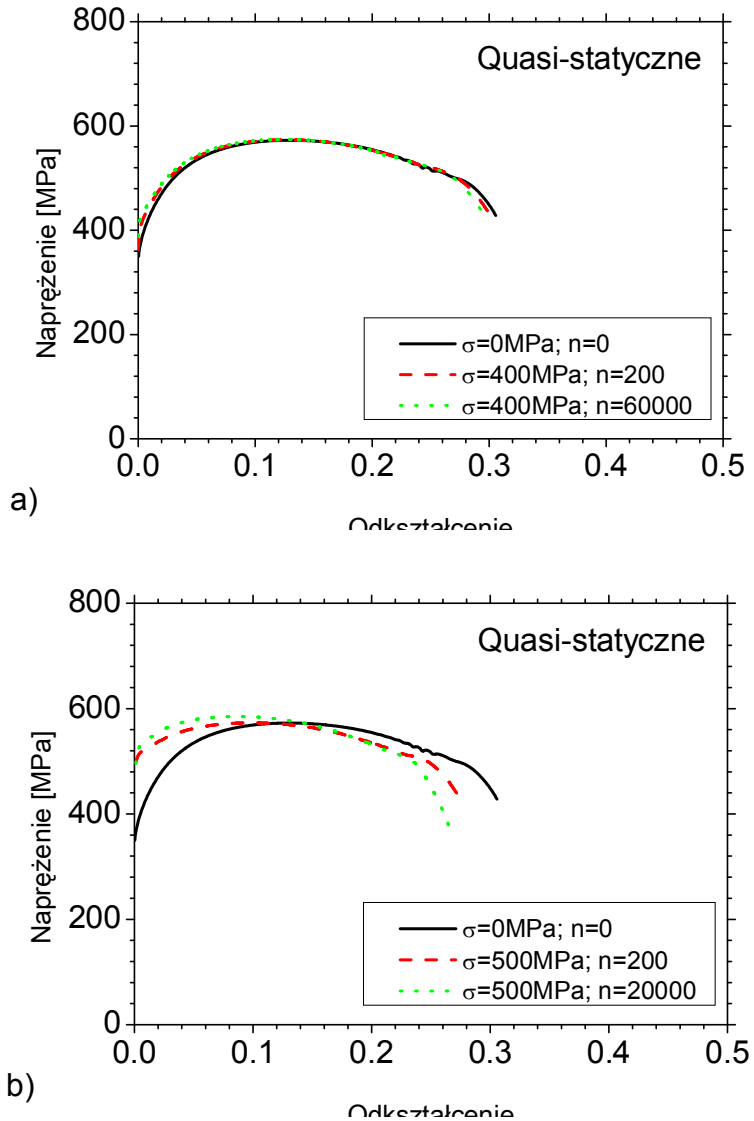
3. Wyniki badań eksperymentalnych

Próbki w stanie dostawy, jak i te po wstępnym obciążeniu zmęczeniowym, zostały poddane próbie rozciągania dla dwóch różnych szybkości odkształcania równych $\dot{\varepsilon} = 1x10^{-2}\,s^{-1}$ oraz $\dot{\varepsilon} = 6x10^{3}\,s^{-1}$, z wykorzystaniem odpowiednio maszyny serwo-hydraulicznej oraz pręta Hopkinsona. Obraz w czasie prób był rejestrowany, a następnie poddany analizie metodą DIC.

3.1. Krzywe rozciągania dla małych i dużych szybkości odkształcania

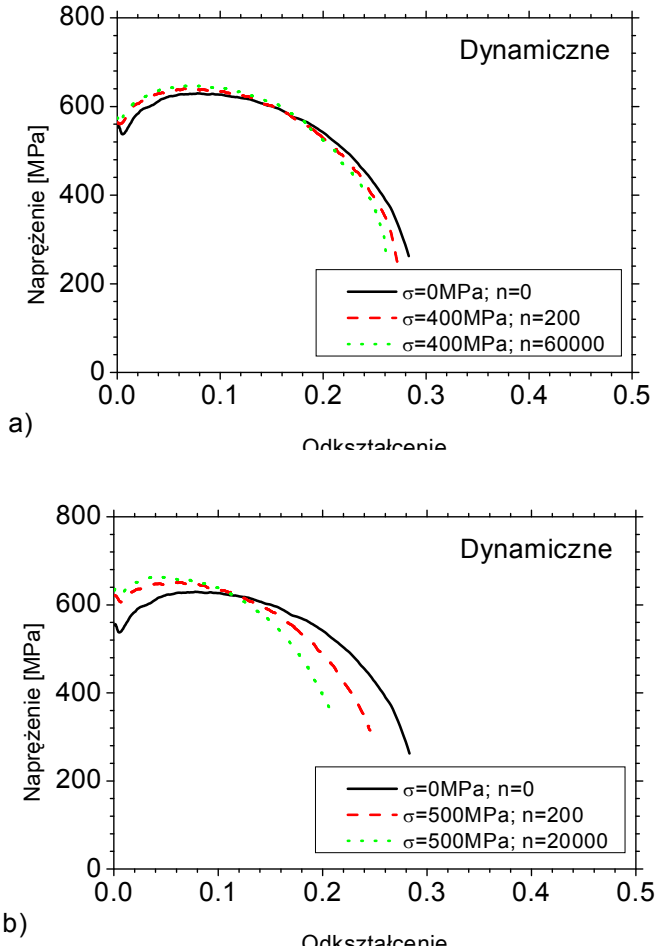
Krzywe naprężenie-odkształcenie wyznaczone dla quasi-statycznych i dynamicznych warunków deformacji dla maksymalnych wartości obciążeń cyklicznych równych 400 MPa i 500 MPa przedstawiono odpowiednio na rys. 5 i rys. 6. Dla wstępnego obciążenia o wartości 400 MPa krzywe rozciągania wyznaczone dla małej szybkości odkształcania mają zbliżony kształt (Rys. 5a). Mimo to można stwierdzić wzrost granicy plastyczności z 349 MPa dla materiału w stanie dostawy, do 363 MPa dla materiału po 200 cyklach zmęczeniowych i do 390 MPa dla materiału po 60000 cykli zmęczeniowych. Dla dużej szybkości odkształcania wzrost granicy plastyczności ma podobną wartość. Początkowa dynamiczna granica plastyczności wyznaczona dla materiału w stanie dostawy wynosi 535 MPa. Po 200 cyklach wstępnego obciążenia wzrasta do 559 MPa, a po 60000 wynosi 570 MPa. Wytrzymałość na rozciąganie w warunkach quasi-statycznych jest niezależna od wstępnego cyklowania i wynosi 572 MPa, natomiast w warunkach obciążeń udarowych bardzo nieznacznie rośnie ze wzrostem liczby cykli z 630 MPa do 636 MPa. Liczba wstępnych cykli zmęczeniowych nie ma wpływu na wydłużenie do zerwania zmierzone w warunkach quasi-statycznych, natomiast w warunkach dynamicznych można zaobserwować spadek wydłużenia z 0.28 (n=0) do 0.26 (n=60000).

Zastosowanie wstępnego obciążenia zmęczeniowego o amplitudzie równej 500 MPa ma znacznie większy wpływ na charakterystyki rozciągania wyznaczone zarówno z użyciem maszyny serwo-hydraulicznej, jak i pręta Hopkinsona (Rys. 5b i Rys. 6b). Wyznaczona dla materiału w stanie dostawy statyczna granica plastyczności równa 349 MPa po 200 cyklach wzrasta do 477 MPa, a po 20000 wzrasta do 497 MPa. Podobnie w warunkach dynamicznych zmiana wartości granicy plastyczności jest wyraźnie widoczna, tj. dla materiału w stanie dostawy wynosi 535MPa, po 200 cyklach 606 MPa, natomiast po 20000 cykli 621 MPa. Podobne tendencje wykazuje wytrzymałość na rozciąganie. Wartość wydłużenia wykazuje silną wrażliwość na wstępne obciążenie cykliczne o amplitudzie równej 500 MPa. Dla małej szybkości odkształcania wydłużenie równe 0.300 dla materiału w stanie dostawy zmniejsza się do 0.274 po 200 cyklach i do 0.264 po 20000 cykli. Natomiast dla dużej szybkości odkształcania zmniejsza się z 0.280 dla materiału w stanie dostawy do 0.245 po 200 cyklach i 0.209 po 20000 cykli.



Rys. 5. Quasi-statyczne (a) i dynamiczne (b) krzywe rozciągania stali DP po wstępnym obciążeniu cyklicznym o wartości maksymalnej równej 400 MPa

Fig. 5. Quasi-static and dynamic tensile curves of DP500 steel after pre-fatigue at 400 MPa at quasi-static (a) and dynamic (b) loading conditions

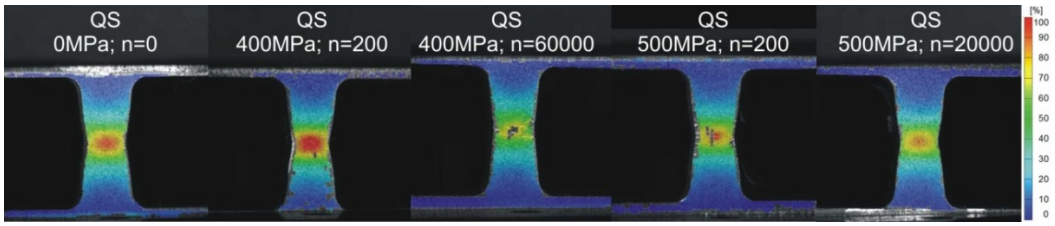


Rys. 6. Quasi-statyczne (a) i dynamiczne (b) krzywe rozciągania stali DP po wstępnym obciążeniu cyklicznym o wartości maksymalnej równej 500 MPa

Fig. 6. Quasi-static and dynamic tensile curves of DP500 steel after pre-fatigue at 500 MPa at quasi-static (a) and dynamic (b) loading conditions

3.2. Analiza polowa rozkładu odkształcenia z wykorzystaniem DIC

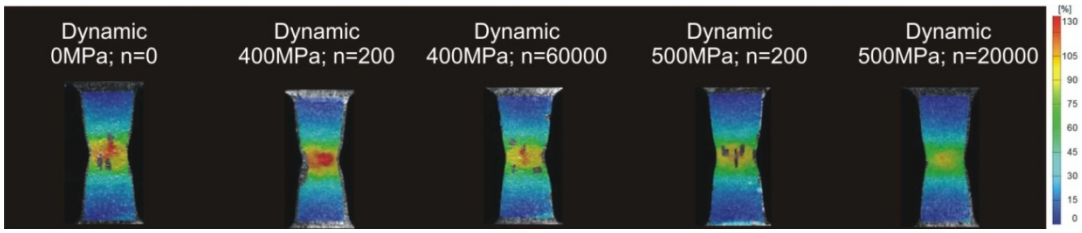
Mapy rozkładu odkształceń Hubera-Misesa na powierzchni próbek dla różnych szybkości rozciągania i różnych wstępnych kombinacji obciążeń cyklicznych zaprezentowano na rys. 7 i rys. 8. Przedstawiają one wyniki analizy obrazów zarejestrowanych bezpośrednio przed zerwaniem próbki. Dla warunków quasi-statycznych (rys. 7) można zaobserwować, że niewielka liczba cykli (n=200) o wartości maksymalnej równej 400 MPa powoduje wyraźnie widoczny wzrost odkształcenia obserwowanego lokalnie w miejscu przewężenia. Dalsze zwiększanie liczby cykli do 60000 powoduje obniżenie lokalnego odkształcenia do wartości mniejszej niż dla materiału w stanie dostawy. Zastosowanie większej wartości obciążenia cyklicznego (500 MPa), dla małej liczby cykli równej 200 powoduje zawężenie obszaru lokalnego odkształcenia, przy zachowaniu zbliżonej jak dla materiału w stanie dostawy wartości odkształcenia. Wzrost liczby cykli wstępnego zmęczenia do 20000 powoduje obniżenie odkształcenia obserwowanego w obszarze przewężenia próbki.



Rys. 7. Rozkład odkształceń zastępczych podczas quasi-statycznego rozciągania stali DP500 poddanej uprzednio zmęczeniu o różnych parametrach

Fig. 7. Strain distribution during quasi-static tensile tests of DP500 steel after pre-fatigue at various parameters

Wpływ wstępnych obciążeń cyklicznych na rozkład odkształcenia na powierzchni próbki rozciąganej za pomocą pręta Hopkinsona jest podobny jak dla obciążeń quasi-statycznych, jednak wartość lokalnie obserwowanego odkształcenia jest ok. 30% wyższa dla warunków dynamicznych. Jest to spowodowane wzrostem temperatury w wyniku plastycznego odkształcenia materiału, które zachodzi w warunkach adiabatycznych. Ze wzrostem temperatury rośnie także wartość obserwowanego lokalnie rzeczywistego wydłużenia potrzebnego do zerwania próbki [4]. Po 200 cyklach obciążeń wstępnych o amplitudzie 400 MPa można zaobserwować wzrost odkształcenia, a po zwiększeniu liczby cykli do 20000 obniżenie odkształcenia w stosunku do materiału w stanie dostawy. Przy amplitudzie cyklowania równej 500 MPa obniżenie lokalnych odkształceń w stosunku do materiału w stanie dostawy jest obserwowane już po 200 cyklach. Dalszy wzrost liczby cykli powoduje jeszcze silniejsze obniżenie wartości odkształcenia.



Rys. 8. Rozkład odkształceń zastępczych podczas dynamicznego rozciągania stali DP500 poddanej uprzednio zmęczeniu o różnych parametrach

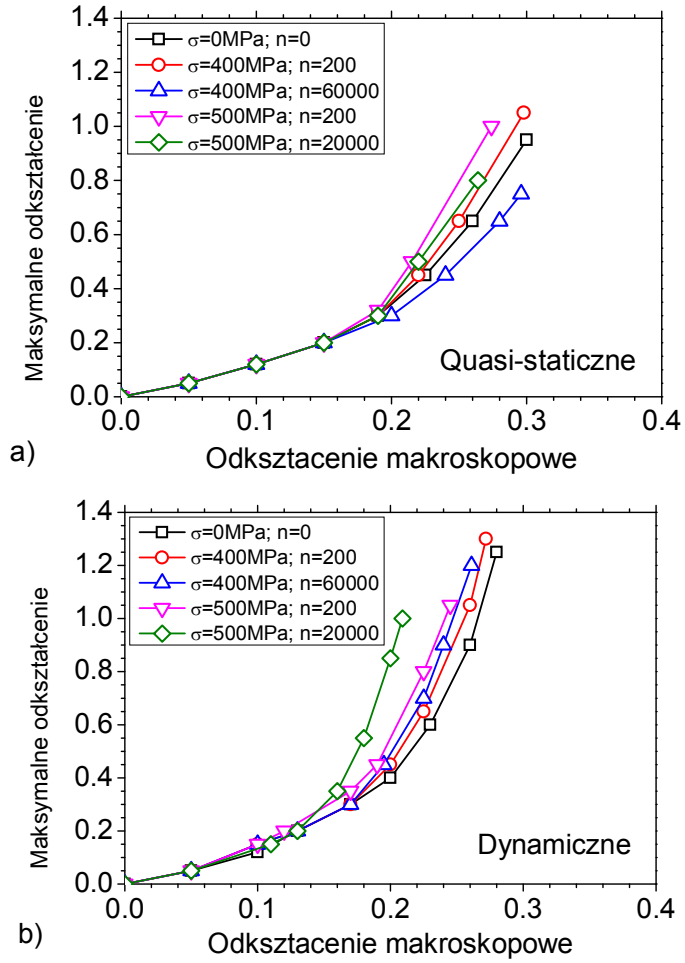
Fig. 8. Strain distribution during dynamic tensile tests of DP500 steel after pre-fatigue at various parameters

3.3. Zależność pomiędzy makroskopowym a lokalnym odkształceniem

Wzajemną zależność pomiędzy makroskopowym a lokalnym odkształceniem przedstawiono na rys.9 a) i rys.9 b) dla deformacji zachodzącej w warunkach odpowiednio quasi-statycznych i dynamicznych. Lokalne odkształcenie było wyznaczone jako maksymalna wartość z osiowego przekroju wzdłużnego obliczonego za pomocą DIC. Natomiast odkształcenie makroskopowe było wyznaczone za pomocą ekstensometru oraz metodyki Hopkinsona odpowiednio w quasi-statycznym i dynamicznym zakresie obciążeń. Ostatnie punkty na krzywych przedstawiają dane zmierzone bezpośrednio przed zerwaniem, odpowiadające maksymalnym wartościom z rys.7 i rys.8. Maksymalna wartość odkształcenia odpowiada rzeczywistemu wydłużeniu do zerwania. Dla materiału w stanie dostawy można zaobserwować, że makroskopowe wydłużenie potrzebne do

zerwania próbki ma większą wartość przy rozciąganiu w zakresie małych wartości szybkości odkształcania. Natomiast odkształcenie obserwowane lokalnie ma większą wartość dla rozciągania przy dużej szybkości odkształcania. Podobne rezultaty uzyskano dla stali DP we wcześniejszych badaniach [3]. Zjawisko to jest spowodowane nagrzewaniem się materiału w wyniku deformacji plastycznej zachodzącej w warunkach adiabatycznych dla dużych szybkości odkształcania. Powoduje to osłabienie materiału, co zawęża strefę deformacji plastycznej, co widać na rys. 6 i rys. 7. Rzeczywiste wydłużenie do zerwania rośnie ze wzrostem temperatury [4], stąd większa wartość lokalnego odkształcenia w warunkach dynamicznych, jednocześnie obszar deformacji jest mniejszy, co redukuje odkształcenie mierzone makroskopowo.

W zakresie odkształceń makroskopowych od 0 od 0.2 wstępne obciążenie zmęczeniowe nie wpływa znacząco na przebieg lokalnie wyznaczonego odkształcenia maksymalnego (Rys. 9). Dla odkształceń makroskopowych większych od 0.2 przebieg wartości maksymalnej odkształcenia zależy od historii obciążenia zmęczeniowego próbki. W warunkach quasi-statycznych dla obciążenia wstępnego 400 MPa można początkowo (dla n=200) zaobserwować wzrost odkształcenia maksymalnego z 0.95 do 1.05, a przy wzroście liczby cykli do 60000 obniżenie do 0.75. Podobnie w warunkach dynamicznych w początkowej fazie następuje wzrost rzeczywistego wydłużenia z 1.25 do 1.30, a następnie spadek do 1.20. Należy zwrócić uwagę na fakt, że w warunkach quasi-statycznych makroskopowe wydłużenie do zerwania nie zależy od liczby cykli o amplitudzie 400 MPa, natomiast w warunkach dynamicznych wzrost liczby cykli nieznacznie obniża wartość wydłużenia makroskopowego. Wstępne obciążenie cykliczne zmienia mikrostrukturę stali DP. W związku z tym zmienia się także rozkład wewnętrznych mikroodkształceń w obrębie poszczególnych faz. Determinuje to właściwości mechaniczne obserwowane makroskopowo [18], lokalnie [10] oraz mikroskopowo [7]. Początkowo cykliczne umocnienie, obserwowane dla n=200, zachodzi w wyniku wytworzenia dużej gęstości dyslokacji oraz ograniczonej mobilności dyslokacji. Powoduje to także wzrost rzeczywistego wydłużenia potrzebnego do zerwania materiału. Cykliczne osłabienie materiału obserwowane przy zwiększaniu się liczby cykli, jest spowodowane głównie przez generowanie dodatkowych ruchomych dyslokacji, rekonfigurację istniejących struktur dyslokacyjnych oraz tworzenie struktur komórkowych dyslokacji (discloation cel strucutres) o obniżonym naprężeniu wewnętrznym [15, 16]. Osłabienie cykliczne zmniejsza wartość rzeczywistego wydłużenia do zerwania wyznaczoną dla dużej liczby cykli (Rys.9). Dodatkowym zjawiskiem, które może powodować osłabienie materiału przy dużej liczbie cykli zmęczeniowych, jest powstawanie mikrouszkodzeń wywołanych obciążeniami zmęczeniowymi [6]. W warunkach dynamicznych rzeczywiste odkształcenie do zerwania jest większe niż w statycznych, niezależnie od historii obciążenia zmęczeniowego próbki. Zwiększenie wartości wstępnego obciążenia zmęczeniowego do 500 MPa w warunkach quasi-statyczny powoduje, podobnie jak dla 400 MPa, początkowe zwiększenie maksymalnego wydłużenia, a ze wzrostem liczby cykli do 20000 jego obniżenie w stosunku do materiału w stanie dostawy. Jednak dla obciążenia 500 MPa następuje także wyraźny spadek wydłużenia obserwowanego makroskopowo. W czasie próby dynamicznego rozciągania próbek po wstępnym zmęczeniu o wartości 500 MPa, stwierdzono obniżenie rzeczywistego wydłużenia już po 200 cyklach i dalsze obniżenia po 20000 cykli.



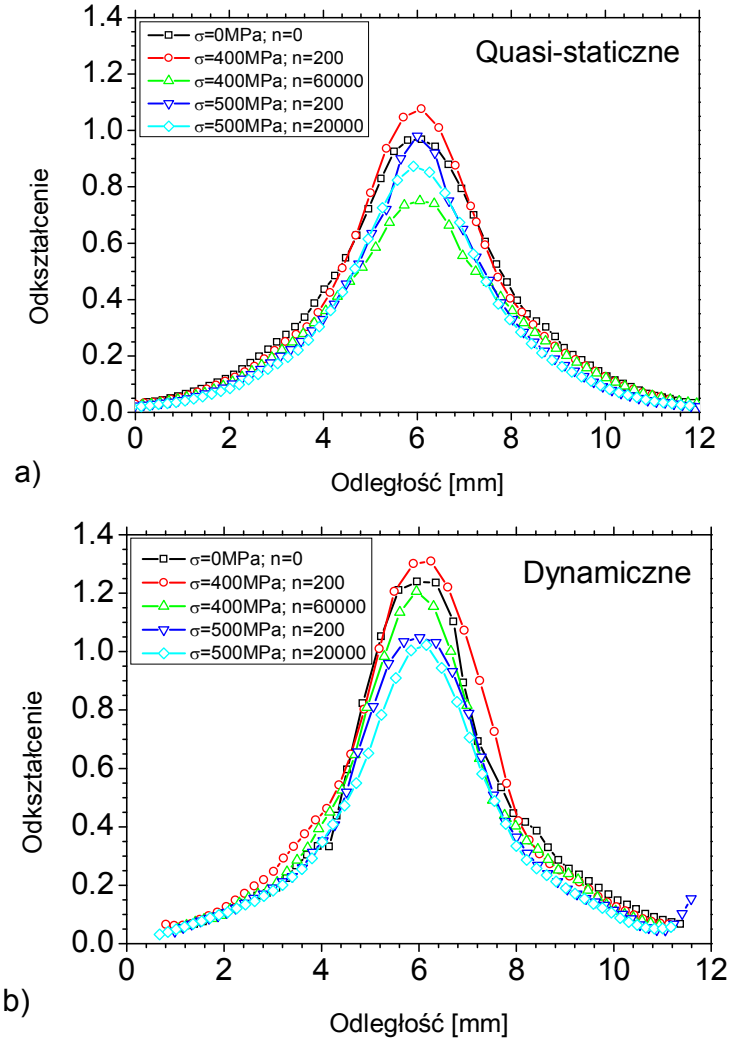
Rys. 9. Maksymalne odkształcenie zastępcze wyznaczone metodą DIC w obszarze przewężenia w funkcji odkształcenia całkowitego wyznaczonego w warunkach obciążeń quasi-statycznych (a) i dynamicznych (b)

Fig. 9. Maximum strain determined by DIC in necking region vs macroscopically determined strain at quasi-static (a) and dynamic (b) loading conditions

3.4. Wyznaczenie rozkładu odkształcenia wzdłuż osi symetrii próbki

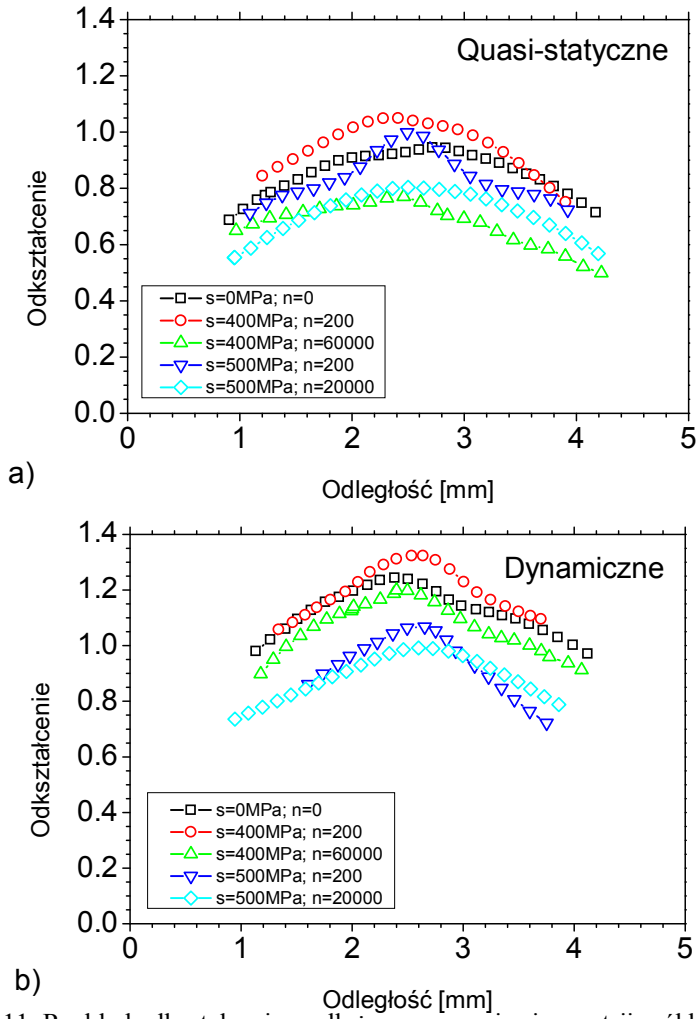
Wartość odkształcenia zastępczego Hubera-Misesa wyznaczona wzdłuż osi symetrii podłużnej próbek została przedstawiona na rys.10. Wykresy zawierają quasi-statyczne (Rys. 10a) i dynamiczne (Rys. 10b) krzywe rozciągania uzyskane dla próbek o różnej historii obciążeń zmęczeniowych. Wartości maksymalne poszczególnych krzywych odpowiadają końcowym wartościom krzywych przedstawionych na rys. 9. Przedstawione przekroje zostały zarejestrowane bezpośrednio przed wystąpieniem makroskopowego zerwania próbki. Można zatem przyjąć, że przedstawiają rozkład odkształcenia w momencie inicjacji dominującego pęknięcia zmęczeniowego. Niezależnie od szybkości odkształcania wstępne obciążenie o wartości 400 MPa i liczbie cykli równej 200 powoduje umocnienie materiału, przez co krzywa ma większą szerokość niż dla materiału w stanie dostawy. Dalsze zwiększenie liczby cykli do 60000 powoduje, że szerokość krzywej określająca strefę silnych odkształceń zawęża się, mimo że wartość maksymalna pozostaje

zbliżona do materiału w stanie dostawy. Jest to spowodowane omówionymi wcześniej efektami cyklicznego osłabienia stali DP. Zastosowanie amplitudy wstępnego zmęczenia równej 500MPa również powoduje zwężenie obszaru silnych odkształceń w stosunku do materiału w stanie dostawy.



Rys. 10. Rozkład odkształcenia wzdłuż podłużnej osi symetrii próbki wyznaczony w warunkach quasi-statycznych (a) i dynamicznych (b) dla próbek o różnej historii obciążeń zmęczeniowych
Fig. 10. Strain distribution along longitudinal symmetry axis of specimen determined at (a) quasi-static and (b) dynamic loading conditions for specimens after various pre-fatigue history

Rozkład poprzeczny odkształcenia zastępczego Hubera-Misesa jest niejednorodny, co pokazano na rys. 11. Większe wartości odkształcenia występują w pobliżu środka próbki. Jest to związane z geometrią próbki, tj. małym stosunkiem długości do szerokości, przez co stan naprężenia zmienia się w zależności od odległości od brzegu próbki. Różnica pomiędzy krawędzią a środkiem wynosi we wszystkich przypadkach ok. 0.2.

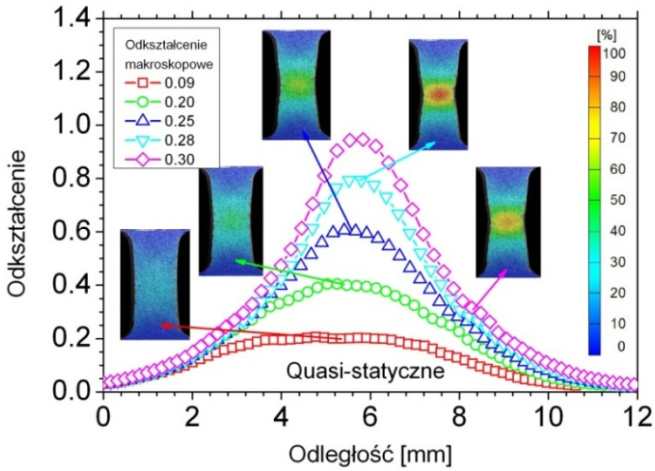


Rys. 11. Rozkład odkształcenia wzdłuż poprzecznej osi symetrii próbki wyznaczony w warunkach quasi-statycznych (a) i dynamicznych (b) dla próbek o różnej historii obciążeń zmęczeniowych

Fig. 11. Strain distribution along transversal symmetry axis of specimen determined at (a) quasi-static and (b) dynamic loading conditions for specimens after various pre-fatigue history

3.5. Rozwój deformacji plastycznej

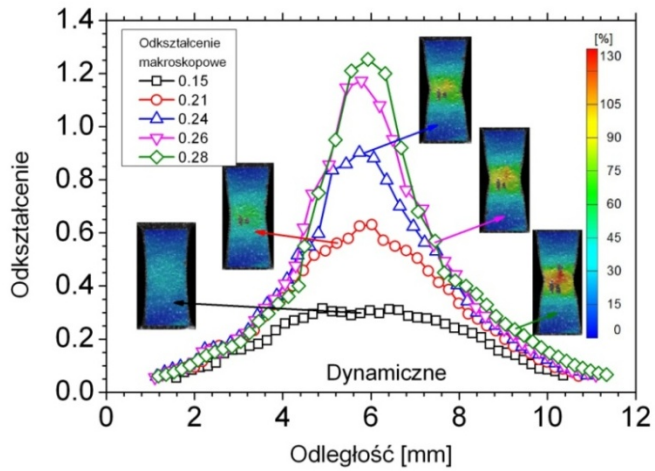
Kolejne etapy rozwoju deformacji plastycznej, zachodzącej w czasie rozciągania próbek wykonanych ze stali DP, przedstawiono na rys. 12 dla warunków quasi-statycznych i na rys. 13 dla warunków dynamicznych. Proces odkształcania prześledzono na przykładzie próbek wykonanych z materiału w stanie dostawy. Dla warunków quasi-statycznych, dla odkształcenia makroskopowego 0.09, można zaobserwować równomierny rozkład odkształcenia w środkowej części próbki. Następnie pojawia się maksimum położone w połowie długości próbki. Jego wartość rośnie ze wzrostem całkowitego odkształcenia próbki. Szerokość krzywej reprezentującej wzdłużny przekrój odkształcenia zastępczego Hubera-Misesa zwiększa się w kolejnych etapach odkształcenia. Obserwując zmiany kształtu próbki można zauważyć wyraźnie powstawanie przewężenia oraz odpowiadający mu obszar silnych odkształceń plastycznych położony w środku próbki.



Rys. 12. Zmiana rozkładu odkształcenia wzdłuż podłużnej osi symetrii próbki wykonanej z materiału w stanie dostawy, wyznaczona w warunkach quasi-statycznych

Fig. 12. Evolution of strain distribution along longitudinal symmetry axis of specimen made of material in the as-received state determined at quasi-static loading condition

Rozwój deformacji plastycznej przy dużych wartościach szybkości odkształcania ma podobny przebieg, jednak wartość lokalnie obserwowanego w miejscu przewężenia odkształcenia dochodzi do 1.3 przy zerwaniu. Ponadto w końcowej fazie deformacji, dla odkształcenia makroskopowego powyżej 0.21, następuje silna lokalizacja odkształcenia, tj. zachodzi ono głównie w środkowej części próbki. Jest to spowodowane osłabieniem termicznym materiału. Wzrost temperatury jest wywołany adiabatycznym procesem deformacji plastycznej, który ma miejsce w trakcie rozciągania próbek z wykorzystaniem pręta Hopkinsona. Z drugiej strony wzrost temperatury próbki powoduje zwiększenie wartości rzeczywistego wydłużenia potrzebnego do zerwania [4].



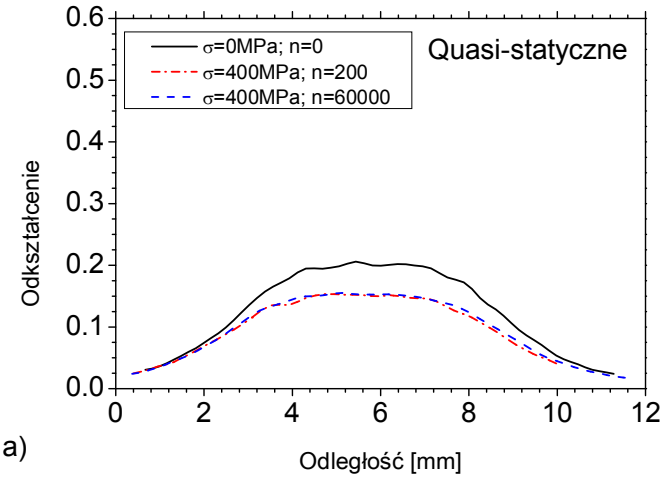
Rys. 13. Zmiana rozkładu odkształcenia wzdłuż podłużnej osi symetrii próbki wykonanej z materiału w stanie dostawy, wyznaczona w warunkach dynamicznych

Fig. 13. Evolution of strain distribution along longitudinal symmetry axis of specimen made of material in the as-received state determined at dynamic loading conditions

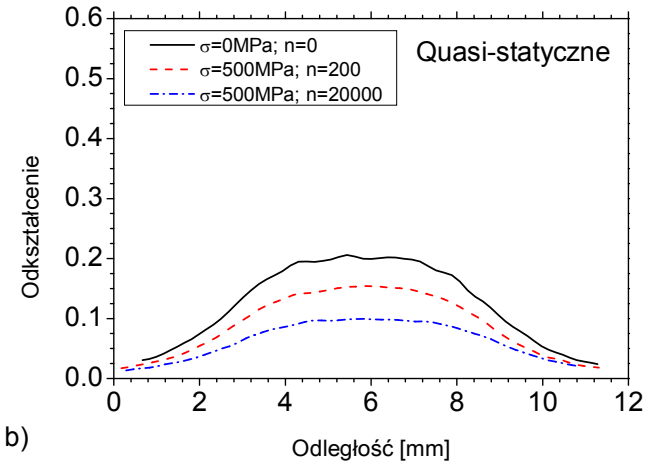
3.6. Rozkład odkształcenia odpowiadający wytrzymałości na rozciąganie

W trakcie rozciągania próbki po przekroczeniu odkształcenia odpowiadającego wytrzymałości na rozciągania rozpoczyna się formowanie przewężenia. Moment jego powstania zależy od właściwości materiału, warunków testu oraz geometrii próbki. Dla materiałów o dużym umocnieniu odkształceniowym oraz próbek o dużym stosunku długości do przekroju porzecznego zjawisko występuje dla większych wartości odkształcenia niż dla próbek o słabym umocnieniu i krótkich. Stal DP 500 charakteryzuje się bardzo dobrym umocnieniem plastycznym, jednak próbki zastosowane w badaniach były stosunkowo krótkie (10 mm) w stosunku do przekroju (2 mm x 5 mm), co wynika z potrzeb techniki badawczej metodą pręta Hopkinsona. Z jednej strony długie próbki zapewniają stan naprężenia odpowiadający czystemu rozciąganiu, z drugiej uniemożliwiają szybkie uzyskanie równowagi sił na brzegach oraz wymagają dużych przemieszczeń końca pręta inicjującego, co wymaga długiego stanowiska badawczego. Ponieważ zastosowano krótkie próbki, obszar równomiernej deformacji przed pojawieniem się szyjki obejmuje środkową część próbki między 4 mm a 8 mm.

Szyjka zaczyna się tworzyć w momencie, kiedy procesy umocnienia próbki na skutek odkształcenia przestają równoważyć procesy rozwoju uszkodzenia takie, jak powstawanie mikropustek. Innym procesem, który przyspiesza powstawanie szyjki jest osłabienie temperaturowe, pojawiające się w czasie udarowych obciążeń. Dodatkowo w przedstawionych eksperymentach uszkodzenia powodowane były nie tylko przez duże deformacje plastyczne, ale także obciążenia zmęczeniowe, którym poddane były próbki przed rozciąganiem. Przebieg odkształcenia lokalnego zmierzony metodą DIC wzdłuż osi podłużnej próbki w momencie inicjacji formowania szyjki przedstawiono na rys. 14 i rys. 15, odpowiednio dla warunków quasi-statycznych i dynamicznych. Jako moment inicjacji rozwoju przewężenia przyjęto maksimum charakterystyki naprężenie-odkształcenie. Dla małej szybkości odkształcania odkształcenie lokalne w momencie formowania szyjki w przypadku materiału w stanie dostawy jest na poziomie 0.2 (rys. 14 a). Wstępne obciążenie zmęczeniowe niezależnie od liczby zastosowanych cykli, przyspiesza powstawanie przewężenia, co powoduje zmniejszenie odkształcenia obserwowanego w przekroju próbki do 0.15. Zastosowanie większej amplitudy wstępnych obciążeń cyklicznych (500MPa) powoduje, że po 200 cyklach odkształcenie lokalne obniża się do poziomu 0.15, a po 20000 cykli maleje jeszcze bardziej - do poziomu 0.10.



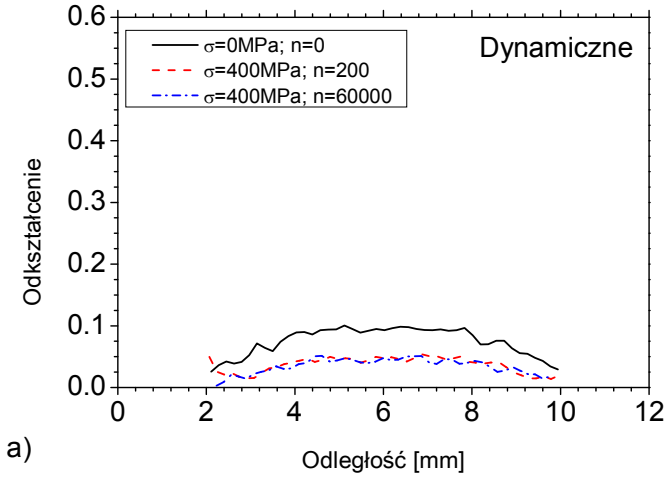
a)

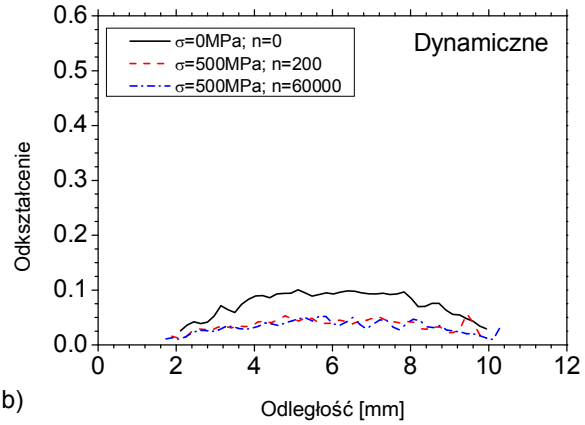


Rys. 14. Rozkład odkształcenia wzdłuż poprzecznej osi symetrii próbki dla odkształcenia makroskopowego odpowiadającego wytrzymałości na rozciąganie wyznaczony w warunkach quasi-statycznych dla próbek poddanych wstępnemu cyklowaniu o wartości maksymalnej 400 MPa (a) i 500 MPa (b)

Fig. 14. Strain distribution along transversal symmetry axis of specimen determined at quasi-static loading conditions at macroscopic strain corresponding to ultimate tensile strength for specimens after pre-strain at (a) 400MPa and (b) 500 MPa

Zwiększenie szybkości odkształcania powoduje szybsze powstawanie szyjki. Jest to spowodowane efektem termicznego osłabienia materiału w miejscu deformacji plastycznej. Wartość odkształcenia lokalnego wyznaczona dla materiału w stanie dostawy w warunkach dynamicznych jest mniejsza niż w warunkach quasi-statycznych i wynosi 0.1 Wprowadzenie do materiału uszkodzeń zmęczeniowych na skutek wstępnych obciążeń cyklicznych powoduje dalsze przyspieszenie inicjacji przewężenia. Niezależnie od liczby cykli obciążenia wstępnego i jego wartości następuje spadek lokalnego odkształcenia do 0.1.





Rys. 15. Rozkład odkształcenia wzdłuż poprzecznej osi symetrii próbki dla odkształcenia makroskopowego odpowiadającego wytrzymałości na rozciąganie wyznaczony w warunkach dynamicznych dla próbek o różnej historii obciążeń zmęczeniowych

Fig. 15. Strain distribution along transversal symmetry axis of specimen determined at dynamic loading conditions at macroscopic strain corresponding to ultimate tensile strength for specimens after pre-strain at (a) 400MPa and (b) 500 MPa

4. Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań dotyczących rozkładu odkształceń zastępczych Hubera-Misesa wyznaczonych z wykorzystaniem metody cyfrowej korelacji obrazu na powierzchni próbek o znanej historii obciążeń cyklicznych, rozciąganych w warunkach quasi-statycznych i dynamicznych, można wyciągnąć następujące wnioski:

- Wstępne cyklowanie wpływa na resztkowe charakterystyki rozciągania stali DP 500. Obserwowane efekty to: obniżenie odkształcenia odpowiadającego wytrzymałości na rozciąganie, zmniejszenie wydłużenia do zerwania, wzrost granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie. Obserwowane efekty nasilają się ze zwiększeniem wartości naprężenia oraz liczby cykli wstępnego zmęczenia. Ponadto wymieniona zjawiska są bardziej intensywne w warunkach dynamicznej deformacji.
- Wstępne obciążenia zmęczeniowe wpływają na wartość rzeczywistego wydłużenia do zerwania, obserwowanego jako maksimum lokalnego odkształcenia. Początkowe cykle powodują zwiększenie wydłużenia spowodowane cyklicznym umocnieniem, natomiast dalsze skutkują zmniejszeniem wartości wydłużenia. Ponadto wzajemne relacje pomiędzy odkształceniem makroskopowym, a lokalnym również zależą od historii obciążeń cyklicznych.
- Obserwowane ewolucje charakterystyki mechanicznej są skutkiem zmiany mikrostruktury stali DP 500 zachodzącej w czasie cyklicznego obciążania. Cykliczne umocnienie zachodzi w wyniku dużej gęstości dyslokacji oraz ograniczonej mobilności dyslokacji. Natomiast występujące dla dużej liczby cykli osłabienie materiału jest spowodowane głównie przez generowanie dodatkowych ruchomych dyslokacji, rekonfigurację istniejących struktur dyslokacyjnych oraz tworzenie struktur komórkowych dyslokacji (discloation cell strucutres) o obniżonym naprężeniu wewnętrznym.
- Moment rozpoczęcia formowania szyjki może być przyspieszony przez osłabienie termiczne występujące w czasie obciążeń udarowych oraz przez uszkodzenia zmęczeniowe pojawiające się w materiale w wyniku wstępnych obciążeń cyklicznych.

- Rzeczywista wartość wydłużenia do zerwania obserwowana lokalnie jest większa dla dynamicznych warunków rozciągania, natomiast wydłużenie globalne, obserwowane makroskopowo, jest większe dla rozciągania quasi-statycznego. Wstępne obciążenia zmęczeniowe nie zmieniają tej zależności w istotny sposób.

LITERATURA:

[1] A. Lara, I. Picas, D. Casellas, *Effect of the cutting process on the fatigue behaviour of press hardened and high strength dual phase steels*, Journal of Materials Processing Technology 213, 2013, 1908– 1919.

[2] C. Froustey, J.L. Lataillade, *Influence of the microstructure of aluminium alloys on their residual impact properties after a fatigue loading program*, Mat. Sci. Eng. A-Struct. 500, 2009, 155–163.

[3] D. Anderson, S. Winkler, A. Bardelcik, M.J. Worswick, *Influence of stress triaxiality and strain rate on the failure behavior of a dual-phase DP780 steel*, Materials and Design 60, 2014, 198–207.

[4] E. Hug, M. Martinez, J. Chottin, *Temperature and stress state influence on void evolution in a high-strength dual-phase steel*, Materials Science & Engineering A 626, 2015, 286–295.

[5] G. Socha, *Experimental investigations of fatigue cracks nucleation, growth and coalescence in structural steel*, Int. J. Fatigue 25, 2003, 139–147.

[6] G. Socha, *Prediction of the fatigue life on the basis of damage progress rate curves,* Int. J. Fatigue 26, 2004, 339–47.

[7] H. Ghadbeigi, C. Pinnaa, S. Celotto, J.R. Yates, *Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel,* Materials Science and Engineering A 527, 2010, 5026–5032.

[8] H. Hosseini-Toudeshky, B. Anbarlooie, J. Kadkhodapour, *Micromechanics stress–strain behavior prediction of dual phase steel considering plasticity and grain boundaries debonding*, Materials and Design 68, 2015, 167–176.

[9] J. Kang, Y. Ososkov, J. D. Embury, D. S. Wilkinson, *Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels*, Scripta Materialia 56, 2007, 999–1002.

[10] J. Qin, R. Chen, X. Wen, Y. Lin, M. Liang, F. Lu, *Mechanical behaviour of dual-phase high-strength steel under high strain rate tensile loading*, Materials Science & Engineering A 586, 2013, 62–70.

[11] J.R. Rice, D.M.Tracey, *On the ductile enlargement of voids in tiraxial stress fields*, J.Mech.Phys.Sol. 17, 1969, 201–217.

[12] M. Itabashi, H. Koseki, *Mechanical Characterization of Pre-Fatigued Free-Cutting Steels under Dynamic Tension*, Engineering Transactions 61, 2013, 87-98.

[13] M. J. Hadianfard, *Low cycle fatigue behavior and failure mechanism of a dual-phase steel*, Materials Science and Engineering A 499, 2009, 493–499.

[14] PN-EN ISO 26203-1 „Metale – Próba rozciągania przy dużych prędkościach odkształcania – Część 1: Układ prętów sprężystych"

[15] R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, H. O. Fuchs, *Metal fatigue in engineering*, 2nd ed. New York (NY): John Wiley & Sons; 2001.

[16] T. B. Hilditch, I. B. Timokhina, L. T. Robertson, E. V. Pereloma, P. D. Hodgson, *Cyclic deformation of advanced high-strength steels: mechanical behavior and microstructural analysis*. Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci 40A(2, 2009, 342–53.

[17] U. Sánchez-Santana, C. Rubio-González, G. Mesmacque, A. Amrouche, X. Decoopman, *Effect of fatigue damage induced by cyclic plasticity on the dynamic tensile behavior of materials*, Int. J. Fatigue 30, 2008, 1708–1719.

[18] W. Moćko, *The influence of stress-controlled tensile fatigue loading on stress-strain characteristics of AISI 1045 steel*, Mater. Design 58, 2014, 145–153.