



## Badania właściwości mechanicznych staliwa LH556 i stali VP159 pod kątem zastosowania w osłonach balistycznych

WOJCIECH MOĆKO<sup>1,2</sup>, ZBIGNIEW L. KOWALEWSKI<sup>1,2</sup>,  
ANDRZEJ WOJCIECHOWSKI<sup>2</sup>, DARIUSZ RUDNIK<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Zakład Wytrzymałości Materiałów,  
02-106 Warszawa, ul. Pawińskiego 5B, zkowalew@ippt.gov.pl

<sup>2</sup>Instytut Transportu Samochodowego, Centrum Badań Materiałowych i Mechatroniki,  
03-301 Warszawa, ul. Jagiellońska 80, wojciech.mocko@its.waw.pl

**Streszczenie.** Praca przedstawia charakterystyki naprężenie–odkształcenie stali austenitycznej VP159 oraz staliwa austenitycznego LH556, o dużej zawartości azotu, przy różnych prędkościach odkształcania. Do badań w zakresie obciążeń statycznych zastosowano serwohydrauliczną maszynę wytrzymałościową, natomiast w zakresie obciążeń dynamicznych metodę pręta Hopkinsona. Otrzymane rezultaty przedstawiono w formie wykresów naprężenia rzeczywistego w funkcji odkształcenia rzeczywistego. Na podstawie statycznej próby rozciągania wyznaczono również podstawowe parametry badanych materiałów, takie jak:  $E$ ,  $R_{0,05}$ ,  $R_{0,2}$ ,  $R_m$ . Na podstawie badań stwierdzono, że stal VP159 ma znacznie lepszą ciągliwość niż staliwo LH556, natomiast pozostałe parametry i charakterystyki były zbliżone. Otrzymane wyniki można wykorzystać do wyznaczenia parametrów równań konstytutywnych opisujących termomechaniczne właściwości materiałów na potrzeby symulacji komputerowych.

**Słowa kluczowe:** mechanika, pręt Hopkinsona, duże prędkości odkształcania, stal wysokoazotowa, charakterystyka naprężenie–odkształcenie

### 1. Wprowadzenie

Stale austenityczne o wysokiej zawartości azotu (HNS — *High Nitrogen Steels*) charakteryzują się znakomitymi właściwościami fizycznymi i chemicznymi: wysoką wytrzymałością, dobrą kowalnością, znakomitą odpornością na korozję i ścieranie. W związku z tym znalazły zastosowanie jako materiał do produkcji elementów dla

przemysłu chemicznego, atomowego, zbrojeniowego. Azot jako dodatek stopowy jest bardzo pożądanym, zwłaszcza w stalach wysokochromowych, ponieważ poprawia stabilizację austenitu, zwiększa wytrzymałość stali, opóźnia tworzenie się szkodziwych wydzieleni, polepsza odporność na działanie korozji, wpływa korzystnie na rozdział składników stopowych. Ze względu na bardzo silny efekt umocnienia odkształceniowego i dynamicznego stale wysokoazotowe mogą być dobrym materiałem na pancerze [1], o właściwościach ochronnych porównywalnych ze stalami pancernymi. Z uwagi na trudny technologicznie proces wprowadzania azotu do stali w praktyce spotyka się stopy o zawartości tego pierwiastka mniejszej od 1%, co ma odzwierciedlenie także w literaturze zawierającej dane eksperymentalne dla stali HNS. W niniejszej pracy przedstawiono wyniki badań właściwości mechanicznych dla stali azotowej oraz staliwa o zawartości azotu odpowiednio 0,61 oraz 1,13%. Zdolność stali austenitycznej chromowo-manganowej zawierającej azot do pochłaniania energii pocisku silnie zmienia się w zależności od przebiegu procesu wytwórczego [2, 3], składu chemicznego [4] oraz warunków przeprowadzenia próby [5-7].

W przypadku stali austenitycznych posiadających strukturę regularną ściennie centrowaną (FCC — *Face Center Cubic*) o niskiej wartości energii błędu ułożenia (*Stacking Fault Energy* — SFE) dominującą rolę w procesie odkształcania plastycznego mają efekty bliźniakowania wywołanego odkształceniem plastycznym [8, 9] (TWIP — *Twinning Induced Plasticity Effect*) oraz przemiany fazowej wywołanej odkształceniem plastycznym [10, 11] (TRIP — *Transformation Induced Plasticity*). Pierwszy z nich polega na blokowaniu pasm poślizgu dyslokacji przez wywołane odkształceniem plastycznym bliźniaki, przy czym ze wzrostem deformacji plastycznej efekt jest coraz silniejszy, co w rezultacie powoduje wyraźnie widoczne zjawisko umocnienia odkształceniowego. Drugi efekt (TRIP) powoduje powstanie w wyniku odkształcenia plastycznego przemiany martenzytycznej, która skutkuje po pierwsze: zwiększeniem zawartości mającego większą wytrzymałość niż austenit martenzytu w stopie, po drugie w wyniku wzrostu liczby wydzieleni martenzytu zmniejsza się droga swobodna poślizgów dyslokacji, które gromadzą się wokół ziaren martenzytu, co również powoduje umocnienie materiału. Wartość SFE, która w dużym stopniu determinuje preferowany system deformacji materiału, dla stali azotowych nie wykazuje jednoznacznej korelacji z zawartością azotu. Zależy ona od wielu czynników: składu chemicznego, temperatury, prędkości odkształcania [12, 13].

## 2. Badane materiały

Przedmiotem przeprowadzonej analizy były: stal chromowo-manganowa o wysokiej zawartości azotu typu HEAT VP159 wykonana w postaci blachy o grubości 3 mm oraz staliwo austenityczne (stop) LH556 wykonane w formie płyty o grubości

35 mm, wyprodukowane przez Bułgarską Akademię Nauk. Skład chemiczny obu materiałów podano w tabeli 1.

TABELA 1

Skład chemiczny badanych materiałów

	C [%]	Si [%]	Cr [%]	Mn [%]	N <sub>2</sub> [%]
VP159	0,04	0,30	16,50	12,00	0,61
LH556	0,16	0,44	21,40	15,21	1,13

Testy w warunkach obciążeń rozciągających zostały przeprowadzone na próbkach płaskich, których część pomiarowa miała 6,20 mm szerokości, 3,10 mm grubości i 25 mm długości. Badania metodą pręta Hopkinsona przeprowadzono, stosując próbki cylindryczne o średnicy 6 mm. W przypadku staliwa LH556 próbki miały różne długości, co umożliwiło osiągnięcie różnych prędkości deformacji, natomiast w przypadku stali VP159 wszystkie próbki miały wysokość 3 mm, co było związane z grubością materiału wyjściowego w postaci 3 mm blachy. Prędkość deformacji dla stali VP159 wymuszono, stosując różne kombinacje długości i prędkości początkowej pocisków. Zestawienie wykorzystanych w trakcie badań próbek zamieszczono w tabeli 2.

TABELA 2

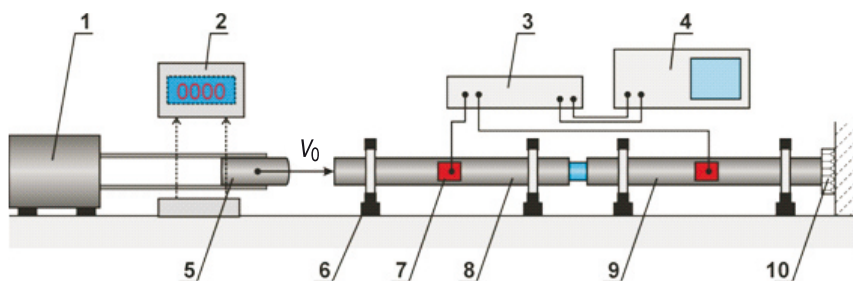
Próbki zastosowane w trakcie badań

Materiał	Rodzaj badań	Wymiary próbki	Oznaczenie	Liczba próbek
LH556	Statyczne rozciąganie	Płaskie $l_0 = 25$ mm, $W_0 = 6,25$ mm, $D_0 = 3,10$ mm	LH 556 S.X/T	4
LH556	Dynamiczne ściskanie	Cylindryczne $l_0 = 4$ mm, $l_0 = 6$ mm, $l_0 = 8$ mm, $D_0 = 6$ mm	LH 556 D.X/C	3
VP 159	Statyczne rozciąganie	Płaskie $l_0 = 25$ mm, $W_0 = 6,25$ mm, $D_0 = 3,10$ mm	VP 159 S.X/T	4
VP 159	Dynamiczne ściskanie	Cylindryczne $l_0 = 3$ mm, $D_0 = 6$ mm	VP 159 D.X/C	3

### 3. Metodyka badawcza

Badania statyczne przeprowadzono z wykorzystaniem serwohydraulicznej maszyny wytrzymałościowej Instron typu 8802. Do pomiaru odkształcenia zastosowano ekstensometr elektromechaniczny o długości bazowej 25 mm. Maszyna pracowała w trybie kontroli odkształcenia mierzonego na ekstensometrze, przy prędkości 1 mm/min, co daje dla próby rozciągania prędkość odkształcenia  $6,6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

Do badań w zakresie dużych prędkości deformacji zastosowano metodę zmodyfikowanego pręta Hopkinsona [14], której schemat przedstawiono na rysunku 1. Badana próbka o cylindrycznym kształcie była umieszczana pomiędzy dwoma prętami o długości 1 m i średnicy 20 mm wykonanymi ze stali o dużym naprężeniu uplastyczniającym (stal „maraging”). Pręt–pocisk (5) był rozpędzany w pneumatycznej wyrzutni (1) i uderzał z prędkością  $V_0$  w pręt inicjujący (8), generując falę sprężystą, która propagowała się wzdłuż pręta. Kiedy fala docierała do czoła pręta, powodowała jego przemieszczenie odkształcające plastycznie próbkę. Część fali była odbijana i propagowała się w przeciwnym kierunku w pręcie inicjującym, a pozostała część przechodziła przez próbkę do pręta transmisyjnego (9) wzdłuż którego przemieszczała się, aż dotarła do zamocowanego na jego końcu tłumika, gdzie została pochłonięta. Prędkość początkowa pocisku była mierzona za pomocą mili-sekundomierza, który rejestrował czas pokonania przez pocisk drogi na odcinku 80 mm. Pomiar czasu był wyzwany za pomocą optoelektronicznego układu, składającego się z dwóch par dioda–fotodioda. Przebieg fali mechanicznej rejestrowano za pomocą układu mostka tensometrycznego. W celu uśrednienia przebiegu fali mechanicznej i wyeliminowania efektów związanych z wyboczeniem pręta, pomiar odkształcenia jest dokonywany za pomocą czterech tensometrów naklejonych symetrycznie na obwodzie pręta. Na podstawie zarejestrowanych za pomocą cyfrowego oscyloskopu przebiegów fali przechodzącej  $\varepsilon_T(t)$  i odbitej  $\varepsilon_R(t)$  oraz znajomości powierzchni przekroju poprzecznego prętów A i próbki  $A_S$ , prędkości



Rys. 1. Schemat stanowiska zmodyfikowanego pręta Hopkinsona: 1 — wyrzutnia pneumatyczna; 2 — optoelektroniczny układ pomiaru prędkości pocisku; 3 — szerokopasmowy mostek tensometryczny; 4 — oscyloskop cyfrowy; 5 — pocisk; 6 — łożyskowanie pręta; 7 — tensometry; 8 — pręt inicjujący; 9 — pręt transmisyjny; 10 — tłumik drgań

rozchodzenia 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:

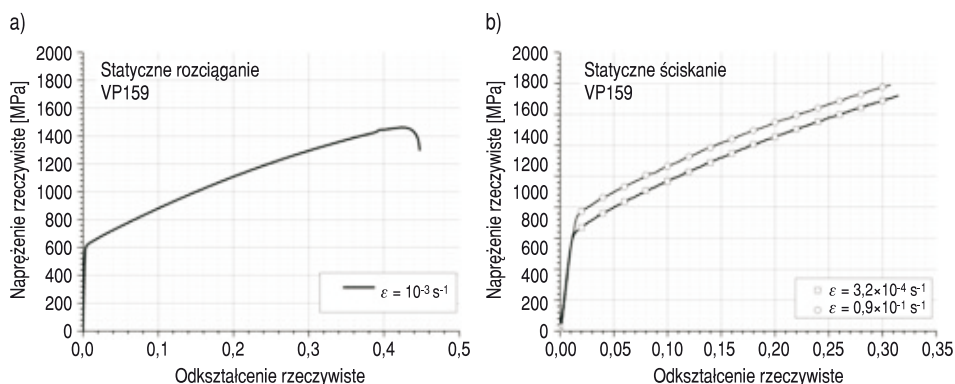
$$\delta(t) = E \left( \frac{A}{A_S} \right) \varepsilon_T(t), \quad (1)$$

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

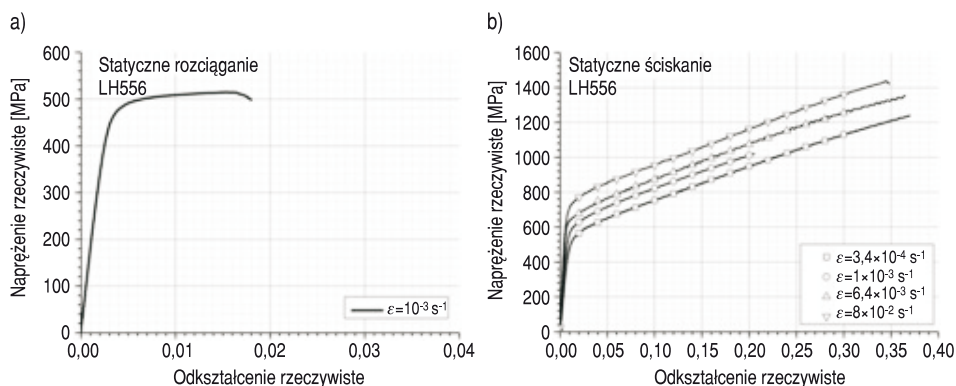
$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{d\varepsilon(t)}{dt} = \frac{-2C_0}{L} \varepsilon_R(t). \quad (3)$$

#### 4. Wyniki badań

Pierwszym etapem badań było wyznaczenie charakterystyk naprężenie-odkształcenie badanych materiałów w warunkach rozciągających obciążeń statycznych. Zostały one zaprezentowane na rysunku 2(a) dla stali VP159 i rysunku 3(a) dla staliwa LH556. Stal VP159 charakteryzuje się bardzo dobrą ciągliwością, zerwanie próbki następuje przy odkształceniu  $\varepsilon = 0,42$ ; natomiast staliwo LH556 jest materiałem o istotnie mniejszej ciągliwości. Jego zerwanie nastąpiło już przy odkształceniu ok.  $\varepsilon = 0,02$ . Na podstawie wykresu rozciągania wyznaczono podstawowe parametry mechaniczne materiałów [15], takie jak: moduł Younga, umowna granica sprężystości, umowna granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie (tab. 3). Wartość modułu sprężystości podłużnej jest porównywalna, natomiast umowna granica sprężystości jest o 30%, a umowna granica plastyczności o 23%



Rys. 2. Charakterystyka naprężenie-odkształcenie stali typu VP159 w warunkach statycznych obciążeń rozciągających (a) i ściskających (b)



Rys. 3. Charakterystyka naprężenie–odkształcenie staliwa typu LH556 w warunkach statycznych obciążeń rozciągających (a) i ściskających (b)

większa dla stali VP159, co zostało potwierdzone pomiarem twardości materiału przeprowadzonym metodą Rockwella [16]. Wyznaczona różnica twardości obu materiałów wynosi ok. 20% (tab. 4). Z uwagi na bardzo silny efekt umocnienia odkształceniowego, wytrzymałość na rozciąganie obu materiałów różni się aż dwukrotnie: 1000 MPa i 500 MPa odpowiednio dla stali VP159 i staliwa LH556. Wyznaczony na podstawie wykresów statycznego ściskania [17] (rys. 2b i 3b) współczynnik umocnienia, który określa zmianę naprężenia pod wpływem wzrostu odkształcenia plastycznego, wynosi  $k_{VP159} = \Delta\sigma/\Delta\varepsilon_{pl} = 2,7$  GPa dla stali VP159, natomiast dla staliwa LH556  $k_{LH556} = 1,8$  GPa.

TABELA 3

Wyznaczone parametry materiałowe

Materiał	$E$ [GPa]	$R_{0,05}$ [MPa]	$R_{0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]
VP159	207,0	569,4	603,4	979,3
LH556	201,0	441,0	488,1	518,4

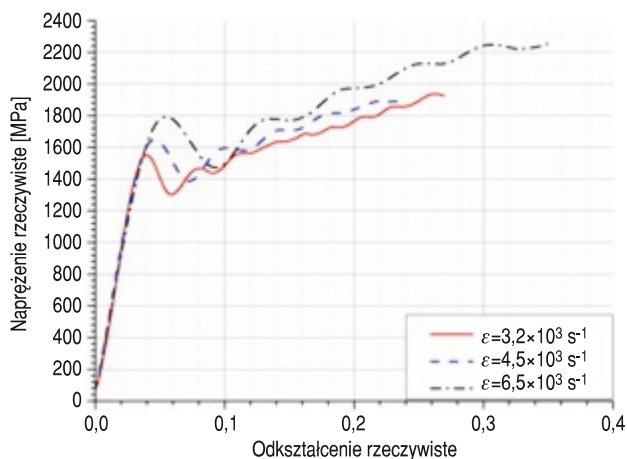
TABELA 4

Wyniki pomiarów twardości metodą Rockwella

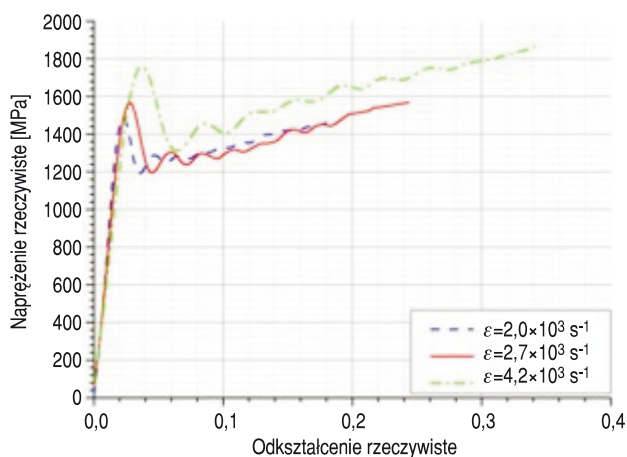
Badana próbka	Oznaczenie metodą	Twardość średnia
LH556	HRC	23,1
VP159	HRC	27,7

Kolejnym etapem badań było wyznaczenie charakterystyki mechanicznej materiałów przy dużych prędkościach odkształcania z zastosowaniem metody

pręta Hopkinsona. Dla każdego materiału przeprowadzono po trzy próby przy prędkościach deformacji w zakresie od  $3,2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  do  $6,5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  dla stali VP159 oraz w zakresie od  $2,0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  do  $4,2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  dla staliwa LH556, a otrzymane wyniki, skorygowane do warunków quasi-izotermicznych z zastosowaniem krokowego odkształcania, zaprezentowano odpowiednio na rysunkach 4 i 5. Naprężenie plastycznego płynięcia jest wyższe o 16% dla stali VP159, która wykazuje również większą zdolność do umocnienia odkształceniowego.

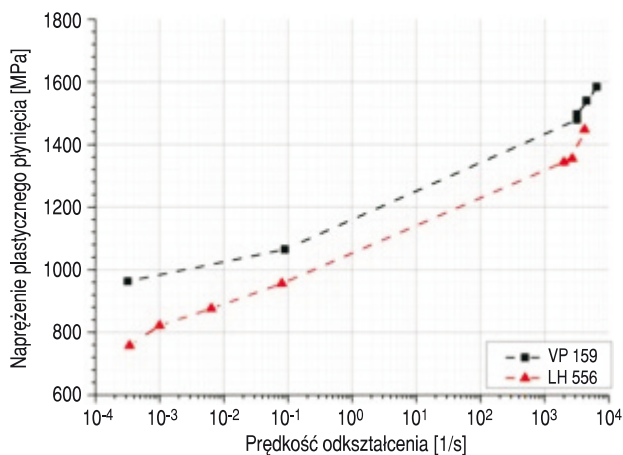


Rys. 4. Charakterystyka naprężenie–odkształcenie stali typu VP 159 w warunkach obciążeń dynamicznych ściskających



Rys. 5. Charakterystyka naprężenie–odkształcenie staliwa typu LH556 w warunkach obciążeń dynamicznych ściskających

Efekt umocnienia materiału związane z wzrostem prędkości odkształcania zilustrowano na rysunku 6 dla obu rodzajów badanych materiałów. Wartość współczynnika umocnienia dynamicznego definiowana jako  $\beta = (\partial\sigma / \partial \log \dot{\epsilon})_{\epsilon}$  zmienia się gwałtownie dla danego materiału przy prędkości odkształcania rzędu  $2000\text{--}3000\text{ s}^{-1}$ , dzieląc wykres na dwie części o różnych kątach nachylenia krzywej. Dla stali typu VP 159 nachylenie prostej po stronie niskich prędkości deformacji wynosiło  $\beta_{1VP} = 63\text{ MPa}$  wobec wartości  $\beta_{1LH} = 48\text{ MPa}$  dla staliwa LH556. W przypadku dużych prędkości deformacji zaobserwowano odwrotne właściwości, tzn. współczynnik umocnienia dla staliwa LH556 miał większą wartość wynoszącą  $\beta_{2LH} = 505\text{ MPa}$ , podczas gdy dla stali VP 159 współczynnik ten wynosił  $\beta_{2VP} = 266\text{ MPa}$ .



Rys. 6. Wpływ prędkości odkształcania na napięcie plastycznego płynięcia, przy odkształceniu  $\epsilon = 0,1$  dla stali VP 159 oraz LH556

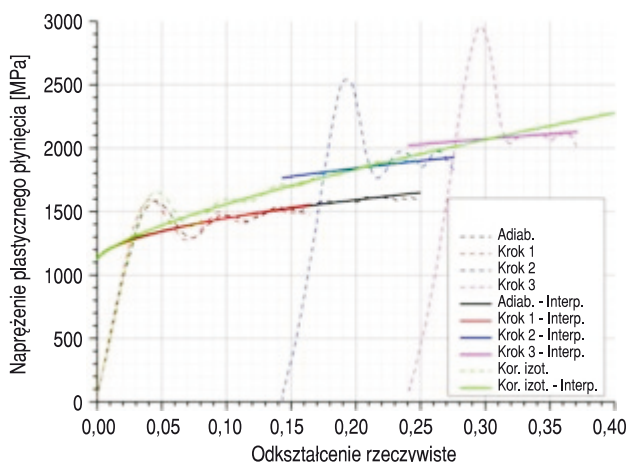
W trakcie procesu deformacji materiału praca potrzebna do plastycznego odkształcania próbki jest zamieniana na ciepło. W czasie trwającego zaledwie kilkadziesiąt mikrosekund badania z wykorzystaniem pręta Hopkinsona nie ma możliwości odprowadzenia wytworzonego ciepła na zewnątrz próbki, w związku z tym badanie przebiega w warunkach adiabatycznych [19]. Ponieważ przy małych wartościach prędkości odkształcania, typowo dla  $\dot{\epsilon} < 10\text{ s}^{-1}$ , odkształcenie plastyczne zachodzi w warunkach izotermicznych, aby odnieść adiabatyczne krzywe napięcie–odkształcenie uzyskane przy prędkościach odkształcania większych od  $10^2\text{ s}^{-1}$ , należy je skorygować do warunków izotermicznych [19]. Przyrost temperatury spowodowany pracą potrzebną do plastycznego odkształcania próbki może być określony z następującego związku:

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho(T_0) C_v(T_0)} \int_0^{\epsilon_{pm}} \delta[\epsilon_p, \dot{\epsilon}_p(\epsilon_p), T_0] d\epsilon_p, \quad (4)$$

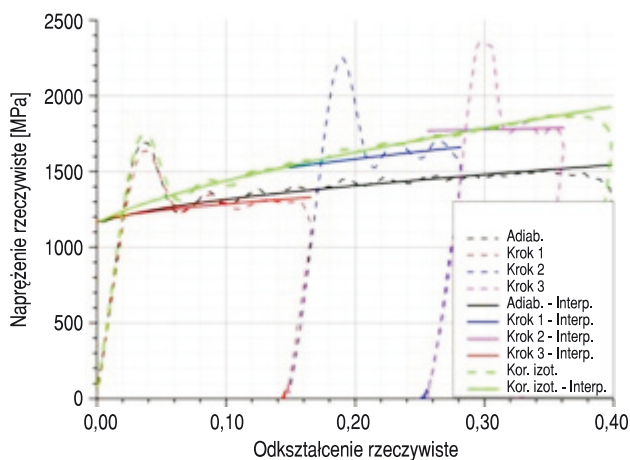


gdzie:  $\beta$  — współczynnik Taylora-Quinneya, który opisuje konwersję pracy w ciepło, zwykle przyjmowany na poziomie 0,9;  
 $\rho$  — gęstość materiału;  
 $C_v$  — ciepło właściwe materiału próbki;  
 $T_0$  — temperatura początkowa próbki.

W celu oceny wpływu adiabaticznego nagrzewania, które występuje w procesie szybkich deformacji próbki, zastosowano metodę obciążania krokowego [20]. Polega ona na odkształceniu próbki w kilku etapach, pomiędzy którymi powraca ona do temperatury wyjściowej. Następnie początki charakterystyk są łączone, dzięki temu można wykreślić quasi-izotermiczną krzywą ściskania i porównać ją z wynikami uzyskanymi w warunkach izotermicznych. Krzywe uzyskane w warunkach adiabaticznych (oznaczone na rysunkach 7 i 8 jako „Adiab.”) porównano z krzywymi skorygowanymi do warunków quasi-izotermicznych (oznaczone na rysunkach 7 i 8 jako „Kor. Izot.”) na rysunkach 7 i 8 odpowiednio dla VP159 i LH556. W obu przypadkach obciążenie krokowe wykonano w trzech fazach, oznaczonych na rysunkach jako „Krok 1”, „Krok 2”, „Krok 3”. W celu ułatwienia oceny wykresów dokonano interpolacji krzywych odkształcenie–naprężenie z wykorzystaniem funkcji potęgowej w postaci:  $\sigma = A + B\epsilon^C$ , co przedstawiono w postaci charakterystyk z przypisem „Interp.”. Badane materiały wykazały widoczną różnicę zachowania w warunkach adiabaticznych i izotermicznych, która polegała na silnym osłabieniu materiału pod wpływem wzrostu temperatury, generowanego w wyniku odkształcenia plastycznego. Wartość osłabienia materiału wyrażona w jednostkach względnych była porównywalna, dla odkształcenia  $\epsilon = 0,3$  wynosiła 22%, dla stali VP159 i 21% dla staliwa LH556.

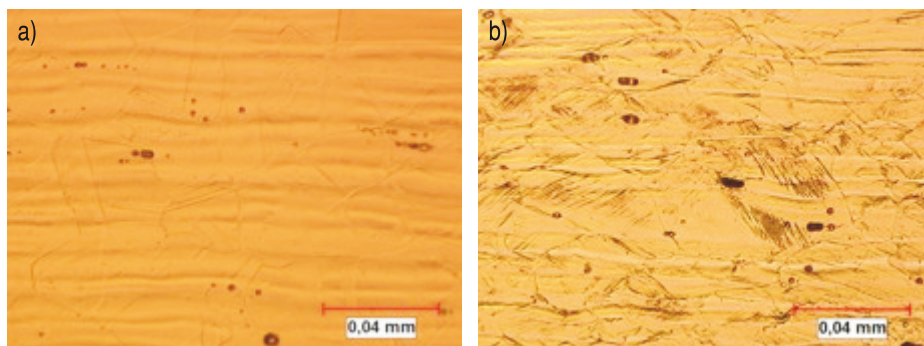


Rys. 7. Quasi-izotermiczna charakterystyka stali VP 159 w warunkach obciążeń dynamicznych



Rys. 8. Quasi-izotermiczna charakterystyka staliwa LH556 w warunkach obciążeń dynamicznych

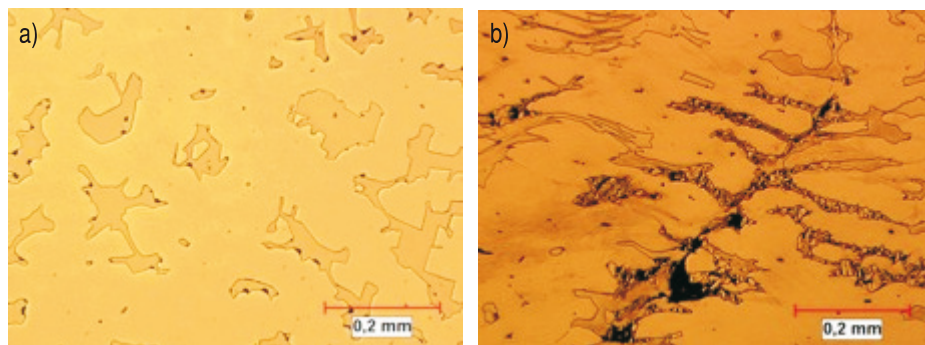
Badania mikrostrukturalne z wykorzystaniem mikroskopii optycznej przeprowadzono dla materiału w stanie dostawy oraz materiału poddanego uprzednio obciążeniom o charakterze dynamicznym. Stal VP159 w stanie dostawy posiada strukturę monofazową, ziarnistą z widoczną anizotropią mikrostrukturalną wynikającą z procesu obróbki stali, w którym powstały wyraźnie widoczne na zdjęciach bliźniaki (rys. 9a). W strukturze materiału poddanego deformacji (rys. 9b), na przekroju porzecznym można zauważyć wyraźnie widoczne pasma poślizgów, które układają się wzdłuż dwóch uprzywilejowanych płaszczyzn, przy czym w niektórych ziarnach zachodzi poślizg w obu płaszczyznach. Na podstawie obrazu mikroskopowego trudno jednoznacznie ocenić wiodący system deformacji: poślizg lub bliźniakowanie, ponieważ drugie wspomniane zjawisko jest już obserwowane



Rys. 9. Stal VP159 przekrój wzdłużny: a) — materiał w stanie dostawy; b) — materiał poddany obciążeniom dynamicznym

w materiale w stanie dostawy. Niezależnie od tego, czy w trakcie deformacji materiału podczas przeprowadzonych badań powstają dodatkowe bliźniaki, można wnioskować, że znakomite własności plastyczne oraz wyraźny efekt umocnienia odkształceniowego spowodowane są zjawiskiem TWIP [4], [5], typowym dla austenitycznych stali azotowych. Nie stwierdzono natomiast wywołanego odkształceniem plastycznym efektu TRIP [6], [7], który ma znaczącą rolę jedynie w przypadku temperatury niższej od 300K [21].

Na rysunku 10a przedstawiono obraz mikroskopowy staliwa LH556 w stanie dostawy. Składa się on z dwóch jednorodnych faz, z których jedna ma dendrytyczny rozkład. Na zdjęciach widoczne są także niewielkie obszary wydzielen, głównie na granicach pomiędzy fazami. Badania nanotwardości wykazały, że twardość Vickersa mierzona w obszarze poszczególnych faz wynosi  $HV_A = 386$  oraz  $HV_B = 1254$  (obszar o dendrytycznym kształcie). Dla porównania twardość zmierzona tą samą techniką dla stali VP159 wyniosła  $HV = 402$ . Badania nanotwardości zostały przeprowadzone z wykorzystaniem nanoindentera firmy CSM wyposażonego we węgelnik diamentowy typu Berkovich. Dla każdego z badanych obszarów wykonano 20 pomiarów, a wyniki uśredniono. Badania przeprowadzono na zglądach wykonanych z materiału w stanie dostawy. W wyniku deformacji (rys. 10b) faza o większej twardości ulega wyraźnemu uszkodzeniu, natomiast w fazie o mniejszej twardości zachodzi proces deformacji z pasmami poślizgu widocznymi na przekroju wzdłużnym próbki, podobnie jak dla kompozytów metalowych zbrojonych cząsteczkami [22]. Ponieważ udział twardej fazy w objętości materiału jest duży, można przypuszczać, że niska wartość odkształcenia przy zerwaniu w próbie statycznego rozciągania staliwa LH556 jest spowodowana inicjowaniem i szybkim rozwojem uszkodzenia materiału wzdłuż granicy między fazami. Z kolei w trakcie ściskania ruch dyslokacji jest blokowany przez granice między fazami, powodując umocnienie odkształceniowe materiału, a jednocześnie ze wzrostem odkształcenia postępuje proces uszkodzenia fazy twardej,



Rys. 10. Staliwo LH556 przekrój wzdłużny: a) — materiał w stanie dostawy; b) — materiał poddany obciążeniom dynamicznym

który działa przeciwnie, osłabiając w pewnym stopniu materiał. Nałożenie tych dwóch zjawisk daje w efekcie efekt umocnienia odkształceniowego, jednak nieco słabszy niż w przypadku stali VP159.

## 5. Podsumowanie i wnioski

Stal typu VP159 o zawartości azotu 0,61% charakteryzuje się bardzo dużą wartością odkształcenia przy zerwaniu (0,42) oraz nieco wyższą niż staliwo LH556 twardością, co pozwala wnioskować [2], [3] o lepszej zdolności pochłaniania energii dla tego typu materiału niż w przypadku staliwa.

Zjawisko umocnienia dynamicznego dla obu materiałów jest wyraźnie widoczne, przy czym powyżej  $\varepsilon = 10^3 \text{ s}^{-1}$  ma silniejszy charakter w przypadku staliwa LH556, niż dla stali VP159. Jest to korzystne z punktu widzenia osłon balistycznych, gdyż prowadzi do wzrostu wytrzymałości materiału w zakresie dużych prędkości deformacji występujących w trakcie uderzenia pocisku.

Stal VP159 w stanie dostawy ma strukturę ziarnistą, monofazową z widocznymi bliźniakami. Proces deformacji zachodzi poprzez widoczne na przekroju pasma poślizgu układające się w dwóch głównych kierunkach.

Staliwo LH556 składa się z dwóch jednorodnych faz o dendrytycznym rozkładzie z wyraźnie widocznymi wydzieleniami. Podczas deformacji w materiale pojawiają się pasma poślizgu, a także zachodzi proces uszkodzenia jednej z faz, co może być przyczyną inicjacji i szybkiego rozwoju uszkodzeń prowadzących do zniszczenia materiału już przy niewielkich wartościach odkształcenia rozciągającego.

Praca zawiera wyniki badań przeprowadzonych w ramach projektu O N508 4029 36 „Opracowanie i badanie innowacyjnych materiałów nowej generacji na lekkie, modułowe osłony balistyczne o wspomagającym działaniu ochronnym” finansowanego przez Ministerstwo Nauki i Szkolnictwa Wyższego.

Artykuł wpłynął do redakcji 19.09.2011 r. Zweryfikowaną wersję po recenzji otrzymano w styczniu 2012 r.

### LITERATURA

- [1] E. LACH, G. KOERBER, M. SCHARE, A. BOHMANN, *Comparison on nitrogen alloyed austenitic steels and high strength armor steels impacted at high velocity*, Int. J. Imp. Eng., 23, 1999, 509-517.
- [2] B. BHAV SINGH, K. SIVAKUMAR, T. BALAKRISHNA BHAT, *Effect of cold rolling on mechanical properties and ballistic performance of nitrogen-alloyed austenitic steels*, Int. J. Imp. Eng., 36, 2009, 611-620.
- [3] M. UBEYLI, O. YILDIRIM, B. OGEL, *On the comparison of the ballistic performance of steel and laminated composite armors*, Mater. Des., 28, 2007, 1257-1262.
- [4] Z. YUAN, Q. DAI, X. CHENG, K. CHEN, W. XU, *Impact properties of high-nitrogen austenitic stainless steels*, Mater. Sci. Eng., A, 475, 2008, 202-206.

- [5] S. FRECHARD, A. REDJAIMIA, E. LACH, A. LICHTENBERGER, *Dynamical behaviour and microstructural evolution of a nitrogen-alloyed austenitic stainless steel*, Mater. Sci. Eng., A, 480, 2008, 89-95.
- [6] Y.S. KIM, S.M. NAM, S.J. KIM, *Strain rate dependence of deformation behavior of high-nitrogen austenitic steels*, J. Mater. Process. Technol., 187-188, 2007, 575-577.
- [7] J.W. SIMMONS, *Strain hardening and flow properties of nitrogen-alloyed Fe-17Cr-(8-10)Mn-5Ni austenitic stainless steels*, Acta Mater., 45, 1996, 2467-2475.
- [8] S. ALLAIN, P. CUGY, C. SCOTT, J.P. CHATEAU, A. RUSINEK, A. DESCHAMP, *The influence of the plastic instabilities on the mechanical properties of a high manganese austenitic FeMnC steel*, Int. J. Mater. Res., 99, 2008, 734-8.
- [9] L. MENG, P. YANG, Q. XIE, H. DING, Z. TANG, *Dependence of deformation twinning on grain orientation in compressed high manganese steels*, Scripta Mater, 56, 2007, 931-4.
- [10] T. IWAMOTO, T. TSUTA, Y. TOMITA, *Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modeling of transformation kinetics*, Int. J. Mech. Sci., 40, 1998, 173-82.
- [11] S. MEFTAH, F. BARBE, L. TALEB, F. SIDOROFF, *Parametric numerical simulations of TRIP and its interaction with classical plasticity in martensitic transformation*, Eur. J. Mech. A Solids, 26, 2007, 688-700.
- [12] FU-CHENG ZHANG, RUI-DONG FU, LIANG QIU, YANG-ZENG ZHENG, *Microstructure and property of nitrogen-alloyed high manganese austenitic steel under high strain rate tension*, Mater. Sci. Eng., A, 492, 2008, 255-260.
- [13] V.G. GAVRILJUK, H. BERNS, *High Nitrogen Steels*, Berlin: Springer, 1999.
- [14] H. KOLSKY, *An Investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of deformation of loading*, Proc. Phys. Soc., 62B, 1949, 647.
- [15] PN-EN ISO 6892-1:2010, *Metale — Próba rozciągania, część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej*.
- [16] PN-EN ISO 6508-1:2007, *Metale — Pomiar twardości sposobem Rockwella, część 1: Metoda badań (skale A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)*.
- [17] PN-57/H-04320, *Próba ściskania metali*.
- [18] J.R. KLEPACZKO, *Generalized Conditions for Stability in Tension Test*, Int. J. Mech. Sci., 10, 1968, 297.
- [19] J.R. KLEPACZKO, J. DUFFY, *Strain Rate History Effects in Body-Center-Cubic Metals*, ASTM-STP 765, 251, 1982.
- [20] S. NEMAT-NASSER, Y.F. LI, J.B. ISAACS, *Experimental/computational evaluation of flow stress at high strain rates with application to adiabatic shear banding*, Mech. Mater., 17, 1994, 111-134.
- [21] Y. TOMITA, T. IWAMOTO, *Constitutive modelling of TRIP steel and its application to the improvement of mechanical properties*, Int. J. Mech. Sci., 37, 1995, 1295.
- [22] W. MOĆKO, Z.L. KOWALEWSKI, *Mechanical Properties of the A359/SiCp metal matrix composite at wide range of strain rates*, Applied Mechanics and Materials, 82, 2011, 166-171.

W. MOĆKO, Z.L. KOWALEWSKI, A. WOJCIECHOWSKI, D. RUDNIK

### **Investigations of mechanical properties of LH556 cast alloy and VP159 steel used for ballistic protection elements**

**Abstract.** This work presents the stress-strain curves of the VP159 steel and LH556 cast alloy of high nitrogen content, at wide range of strain rates. At quasi-static deformation regime, the servohydraulic

testing machine was applied, whereas for dynamic tests the Hopkinson bar was used. The results were presented as a true stress — true strain diagrams. The basic mechanical properties of materials, i.e.,  $E$ ,  $R_{0.05}$ ,  $R_{0.2}$ ,  $R_m$  were determined. The tests show that the VP159 steel exhibits a much better ductility than the LH556 cast alloy, whilst the other parameters were similar for both materials. The results create a base for determination of parameters appearing at different constitutive equations describing thermo-mechanical behavior of materials within finite element method codes.

**Keywords:** mechanics, Hopkinson bar, high strain rates, high nitrogen steel, stress-strain characteristic