

Jarosław MARCISZ

Instytut Metalurgii Żelaza

Jacek JANISZEWSKI

Wojskowa Akademia Techniczna

Wojciech BURIAN, Bogdan GARBARZ, Jerzy STĘPIEŃ

Instytut Metalurgii Żelaza

Lech STARCZEWSKI

Wojskowy Instytut Techniki Pancernej i Samochodowej

## BADANIA WŁAŚCIWOŚCI DYNAMICZNYCH WYSOKOWYTRZYMAŁEJ STALI NANOSTRUKTURALNEJ

*W artykule przedstawiono wyniki badań dynamicznych wysokowytrzymałej stali nanostrukturalnej, planowanej do zastosowania w warunkach wysokoenergetycznych obciążeń udarowych. Eksperymenty obejmowały szeroki zakres prędkości odkształcenia i sposobu odkształcenia skutkujących powstaniem zróżnicowanych stanów naprężenia i odkształcenia. Badania dynamiczne realizowano w testach ściskania jednoosiowego z prędkością do  $200 \text{ s}^{-1}$  w symulatorze Gleeble, metodą dzielonego pręta Hopkinsona (SHPB) w celu wyznaczenia dynamicznych krzywych płynięcia przy prędkości odkształcenia do  $5,1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$  oraz w testach ostrzałem. Analizie poddano zmiany mikrostruktury będące wynikiem zastosowania wymienionych sposobów odkształcenia. Opracowano charakterystyki materiałowe wysokowytrzymałej stali nanostrukturalnej i wskazano czynniki decydujące o wysokiej zdolności do pochłaniania i rozpraszania energii udarowej.*

*Słowa kluczowe:* stal nanostrukturalna, testy dynamiczne, stal pancerna

## EXAMINATION OF DYNAMIC PROPERTIES OF HIGH STRENGTH NANOSTRUCTURED STEEL

*Results of dynamic examination of high-strength nanostructured steel intended for use in the high energy impact conditions are presented in the paper. Experiments cover wide range of strain rate and method of deformation resulting in different stress and strain state. Dynamic tests of uniaxial compression with strain rate up to  $200 \text{ s}^{-1}$  in the Gleeble simulator, the split Hopkinson pressure bar (SHPB) method to determine dynamic curves of plastic flow at strain rate up to  $5.1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$  and firing tests were carried out. Microstructure changes resulted from the above mentioned methods of deformation were analyzed. Characteristics of high-strength nanostructured steel were determined and factors responsible for high ability to energy absorption and dissipation were indicated.*

*Key words:* nanostructured steel, dynamic tests, armor steel

### 1. WPROWADZENIE

Badania dynamiczne są realizowane w celu odzwierciedlenia parametrów procesów wytwarzania (np. technologii przeróbki plastycznej) lub warunków użytkowania (np. osłony antyudarowe) materiałów, podczas których występują obciążenia charakteryzujące się wysoką prędkością odkształcenia. Charakter obciążeń dynamicznych definiuje wartość prędkości odkształcenia [1, 2]. Przyjmuje się, że badania dynamiczne są wykonywane z prędkościami odkształcenia w zakresie  $1 \div 1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ , a powyżej wartości  $1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$  obciążenia mają charakter udarowy [1]. Eksperymentalne badania właściwości dynamicznych przeprowadza się metodami

ściskania, skręcania lub rozciągania próbek, a analiza wyników badań opiera się często o teorię propagacji w materiale fal sprężystych. W przypadku obciążeń udarowych następuje propagacja fali uderzeniowej, występującej np. w testach wybuchowych i ostrzałem. Testy quasi-statyczne (np. statyczna próba rozciągania) są realizowane z prędkościami odkształcenia od  $10^{-4}$  do  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ . Prędkości odkształcenia niższe od  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  występują w procesach pełzania i relaksacji naprężeń. Istotne różnice pomiędzy testami quasi-statycznymi i dynamicznymi dotyczą m.in. wpływu prędkości odkształcenia na wartość naprężenia uplastyczniającego, procesów generowania ciepła odkształcenia i sposobów

jego przewodzenia, czy mechanizmów powstawania i rodzaju niejednorodności odkształcenia [3].

Materiały stosowane i/lub przetwarzane w warunkach występowania obciążeń dynamicznych w pierwszym etapie są oceniane w testach quazi-statycznych. Kolejnym krokiem są badania dynamiczne w testach laboratoryjnych, przy stosowaniu określonego zakresu prędkości odkształcenia. Specyfika odkształcenia wywołanego obciążeniem dynamicznym i/lub udarowym wymaga zastosowania w ocenie materiałów odpowiednio dobranych rodzajów testów, aby odzwierciedlić w wybranym zakresie warunki użytkowania. Istotne znaczenie ma stan naprężeń i odkształceń laboratoryjnej próbki testowej oraz jednorodność odkształcenia. W finalnym etapie doboru materiału na podstawie wyników testów laboratoryjnych prowadzi się eksperymenty w skali odpowiadającej rzeczywistym warunkom użytkowania odnośnie do wymiarów badanych elementów, zakresu prędkości i sposobu odkształcenia. Dla materiałów poddanych oddziaływaniom dynamicznym trudno wymienić cechę i/lub zestaw właściwości wyznaczane w próbach statycznych, wskazujące na ich użyteczność w warunkach występowania wysokich prędkości odkształcenia.

Stale nanostrukturalne bainityczno-austenityczne charakteryzuje mikrostruktura bainitu bezwęglowego oraz austenitu szczątkowego. Bainit występuje w postaci listew o szerokości poniżej 100 nm, zależnej od temperatury i czasu przemiany izotermicznej. Austenit, wzbogacony w węgiel, ma postać listew i wówczas występuje pomiędzy listwami bainitu oraz odrębnych ziarn. Stale te cechują się wysokim poziomem wytrzymałości (powyżej 2000 MPa) przy wydłużeniu całkowitym powyżej 10%. Proces wytwarzania tej grupy gatunkowej stali w finalnym etapie polega na izotermicznym wygrzewaniu po bezpośrednim regulowanym chłodzeniu z zakresu austenitu. Dla stali 0,6-1,0%C-Mn-Si-Cr-Mo stosuje się temperaturę przemiany izotermicznej od 200 do 300°C i czas do kilkunastu godzin. Szeroki zakres parametrów finalnej obróbki cieplnej stwarza możliwości wytworzenia materiału o optymalnym zestawie właściwości mechanicznych i użytkowych.

Badania stali nanobainitycznych są prowadzone w europejskich ośrodkach badawczych od kilkunastu lat [4–6]. W Instytucie Metalurgii Żelaza badania tej grupy gatunkowej stali rozpoczęto w roku 2008 w projekcie badawczo-rozwojowym finansowanym z funduszy strukturalnych [7]. W trakcie realizacji projektu opatentowano skład chemiczny i sposób wytwarzania gatunku stali nanobainitycznej pod nazwą NANOS-BA® [8]. Następnym krokiem jest realizacja projektu obejmującego fazę przygotowania do wdrożenia w celu komercyjnego zastosowania blach ze stali NANOS-BA® [9].

Pomimo wielu prac wykonanych w okresie ostatnich kilku lat, nadal aktualna jest tematyka dotycząca możliwości aplikacyjnych tych stali oraz technologii wytwarzania w warunkach przemysłowych. Świadczą o tym cytowane poniżej publikacje z lat 2013–2014, dotyczące badań i zastosowań stali nanobainitycznych w różnych dziedzinach gospodarki. Prowadzone są prace mające na celu optymalizację składu chemicznego i parametrów obróbki cieplnej ukierunkowane na określone zastosowanie. Równoległe prace są zorientowane na optymalizację kosztów wytwarzania w aspekcie

obniżenia stopowości i skrócenia czasu izotermicznego wygrzewania [10–14]. Wyroby z tych stali dotychczas znalazły zastosowanie i/lub są na etapie dopracowywania technologii wytwarzania jako elementy osłon antyudarowych (stale pancerne), elementy odporne na ścieranie i o wysokiej odporności zmęczeniowej (wtryskiwacze w silnikach diesel). W ostatnich latach w szerokim zakresie realizowane są prace dotyczące odporności na ścieranie i odporności zmęczeniowej stali nanobainitycznych [15–20]. Autorzy prac [21–23] przeprowadzili badania stali nanobainitycznych ukierunkowane na ich zastosowanie w opancerzeniu pojazdów specjalnych. Poza projektami wdrożeniowymi prowadzone są badania podstawowe tych stali dotyczące przemian fazowych, mechanizmów odkształcenia i inne, w celu opracowania szeroko rozumianych charakterystyk materiałowych [24–31].

Rozpowszechnioną techniką badań w zakresie dużych prędkości odkształcenia jest metoda dzielonego pręta Hopkinsona (*ang. Split Hopkinson Pressure Bar – SHPB*) nazywanego także prętem Kolskiego [32–35]. Stosuje się również test Taylora polegający na zderzeniu próbki walcowej z twardą płaską powierzchnią tarczy [32]. W zakresie niższych prędkości odkształcenia można wykonać testy ściskania i rozciągania z zastosowaniem wytrzymałościowych maszyn hydraulicznych, np. symulatora procesów metalurgicznych Gleeble.

W artykule przedstawiono wyniki badań właściwości statycznych i mikrostruktury charakteryzujące stan wyjściowy materiału oraz testów dynamicznych w szerokim zakresie prędkości odkształcenia. Testy dynamiczne realizowano za pomocą Gleeble w zakresie prędkości odkształcenia do 200 s<sup>-1</sup> oraz z zastosowaniem techniki dzielonego pręta Hopkinsona w zakresie od kilkuset do 9000 s<sup>-1</sup>. Dodatkowo wykonano testy ostrzałem amunicją o zróżnicowanych mechanizmach penetracji zależnych m.in. od prędkości i energii pocisku oraz typu rdzenia pocisku. Przeprowadzono analizę mikrostruktury po odkształceniu.

## 2. ZAKRES I METODY BADAŃ

Charakterystykę materiału w stanie wyjściowym, tzn. po wygrzewaniu izotermicznym, powodującym wytworzenie struktury nanobainitycznej, przedstawiono w oparciu o wyniki prób statycznego rozciągania jednoosiowego, pomiarów twardości, badań udarowości, pomiarów ułamka objętości austenitu szczątkowego za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego oraz badań mikrostruktury za pomocą mikroskopu świetlnego. Rozciąganie jednoosiowe przeprowadzono w temperaturze otoczenia z zastosowaniem próbek płaskich wzdłużnych o przekroju poprzecznym 4×6 mm. Badania udarowości wykonano w temperaturze otoczenia oraz w -40°C na próbkach wzdłużnych o wymiarach 10×10×55 mm z karbem V.

Testy dynamiczne metodą ściskania jednoosiowego próbek o wymiarach  $\phi 6 \times 7$  mm realizowano w temperaturze otoczenia za pomocą symulatora procesów metalurgicznych Gleeble 3800. W eksperymentach ściskania stosowano następujące prędkości odkształcenia: 0,01; 0,1; 0,5; 1,0; 10; 100 i 200 s<sup>-1</sup>. Założona wartość odkształcenia plastycznego próbek wynosiła 1,2. W wyniku testów uzyskano krzywe ściskania, których analiza pozwoliła na wyznaczenie wartości  $R_c$  (granicy

plastyczności w próbie ściskania, mierzonej jako naprężenie przy odkształceniu plastycznym 0,2%) oraz ocenę plastyczności materiału na podstawie osiągniętej wartości odkształcenia. Plastyczność oceniano również poprzez obserwacje powierzchni próbek i badania mikrostruktury po odkształceniu. Dla prędkości odkształcenia 100 i 200 s<sup>-1</sup> wartość  $R_C$  określono w przybliżeniu, z uwagi na niestabilny charakter krzywych płynięcia.

Na Wydziale Mechatroniki i Lotnictwa Wojskowej Akademii Technicznej wykonano badania dynamicznych właściwości mechanicznych metodą dzielonego pręta Hopkinsona (ang. Split Hopkinson Pressure Bar-SHPB) opartą o zjawisko jednowymiarowej propagacji fal sprężystych w długich prętach [32, 33]. Układ badawczy składa się z dwóch prętów: transmitującego i odbiorczego, które pełnią rolę przetworników siły. Pomiedzy czołami prętów znajduje się próbka walcowa. Do badań dynamicznych z prędkościami od kilkuset do kilku tysięcy s<sup>-1</sup> zastosowano próbki o średnicy 4 mm i wysokości 2, 4 i 6 mm. Na skutek uderzenia cylindrycznego pocisku (pręt wymuszający o długości 200 mm), w pręcie transmitującym generowana jest fala sprężysta, która przemieszcza się wzdłuż osi pręta z prędkością dźwięku. Fala ta jest nazwana falą wymuszającą, jej długość odpowiada podwójnemu okresowi przejścia fali w pręcie wymuszającym, a amplituda jest wprost proporcjonalna do prędkości uderzenia pręta wymuszającego. Fala wymuszająca dochodząc do czoła pręta transmitującego, będącego w kontakcie z próbką, przechodzi częściowo do próbki z badanego materiału, a pozostała część fali, w postaci rozciągającej fali naprężenia, odbija się od czoła pręta. W odkształcanej próbce, część fali wymuszającej ulega dalszym, kilkukrotnym odbiciom, a pozostała część przejmowana jest przez pręt odbiorczy w postaci fali transmitującej (przechodzącej). Kształt tej fali odzwierciedla dynamiczną reakcję materiału. Zgodnie z teorią zaproponowaną przez Kolsky'ego, bazując na wynikach rejestracji przebiegów fali wymuszającej, odbitej i transmitującej wyznacza się dynamiczną krzywą umocnienia materiału. Stosowana jest w tym celu analiza numeryczna wyko-

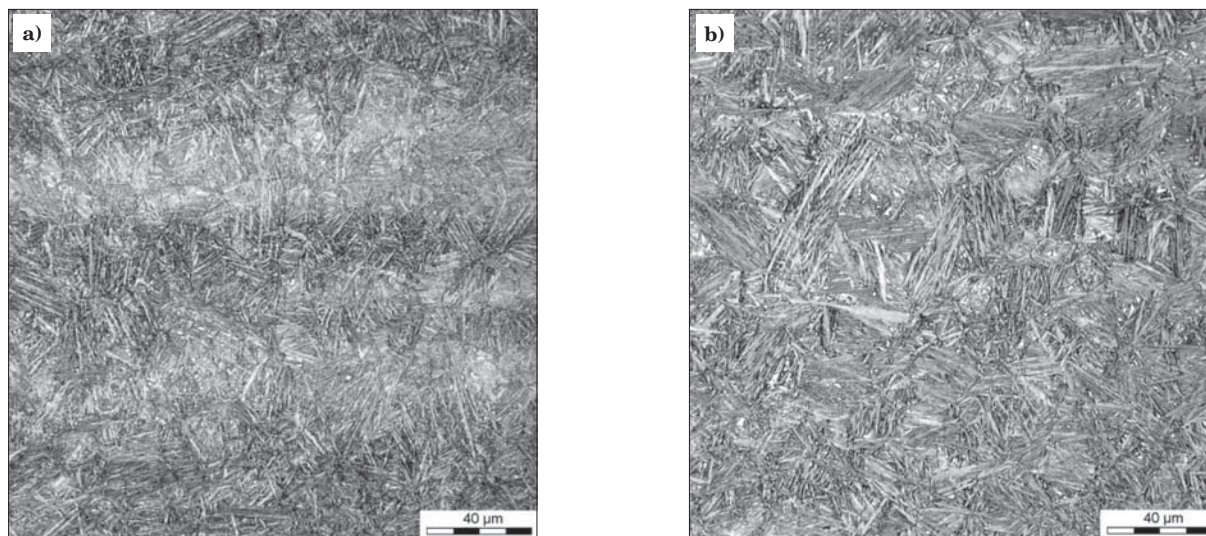
rzystująca teorię mechaniki fal sprężystych w długich prętach [1].

Badania balistyczne wykonano na stacji prób w Wojskowym Instytucie Techniki Pancernej i Samochodowej. Testy prowadzono z zastosowaniem amunicji zróżnicowanej pod względem energii oddziaływania udarowego i sposobu penetracji. Parametry amunicji zmieniane w testach to energia, prędkość oraz kształt i właściwości materiału rdzenia. Testy prowadzono zgodnie ze Stanag 4569 w zakresie poziomym 1 i 2. Norma ta definiuje poziom ochrony, który określa grubość elementu zapewniającego ochronę przed przebicciem przy oddziaływaniu określonego typu amunicji przeciwpancernej. Stosowano następujące rodzaje amunicji: kal. 5,56×39 mm M193; 7,62×51 mm NATO Ball oraz 7,62×39 mm API BZ. Ostrzał wielokrotny prowadzono prostopadle do powierzchni blachy z odległości 10 m. Prędkość pocisku mierzono za pomocą chronografu w odległości 3 m ( $V_3$ ) od wylotu z lufy balistycznej. W badaniach ostrzałem stosowano blachy o grubości 8 mm i o wymiarach 500×500 mm.

Na próbkach poddanych dynamicznym testom ściskania wykonano badania za pomocą mikroskopu świetlnego w celu obserwacji mikrostrukturalnych efektów odkształcenia. Głównym celem badań było stwierdzenie efektów dynamicznego odkształcenia, takich jak pasma odkształcenia i inne niejednorodności strukturalne oraz mikropęknięcia.

### 3. MATERIAŁ BADAŃ

Materiałem badań była stal nanostrukturalna (NANOS-BA<sup>®</sup>) o mikrostrukturze listwowego bainitu bezwęglkowego oraz austenitu szczątkowego. Skład chemiczny stali był następujący: 0,6%C-1,9%Mn-1,8%Si-1,3%Cr-0,75%Mo (% masowe). Badania wykonano dla dwóch wariantów po wygrzewaniu izotermicznym o następujących parametrach: 210°C/120 godzin oraz 275°C/120 godzin. Właściwości mechaniczne wyznaczone w statycznej próbie rozciągania oraz wyniki pomiarów twardości, udarności i ułamka objętości



Rys. 1. Przykładowa mikrostruktura stali nanostrukturalnej NANOS-BA<sup>®</sup>. Mikroskop świetlny. a) wariant 210/120; b) wariant 275/120

Fig. 1. An example of microstructure of NANOS-BA<sup>®</sup> nanostructured steel. Light microscope. a) variant 210/120; b) variant 275/120

Tabela 1. Wyniki badań właściwości mechanicznych wyznaczonych w statycznej próbie rozciągania oraz pomiarów twardości, udarności i ułamka objętości austenitu.

Table 1. Results of examination of mechanical properties determined in static tensile test and results of hardness, impact toughness and volume fraction of austenite measurements

Wariant	$R_{0,2}$ , MPa	$R_m$ , MPa	$A_5$ , %	$A_{gt}$ , %	$R_m/R_{0,2}$	$A_5-A_{gt}$ , %	Udarność KV (-40°C), J	Twardość HV	Ułamek objętości austenitu, %
210/120	1300	2000	13	11	1,54	2	12	630	20,5
275/120	1200	1650	19	15	1,37	4	14	540	31,5

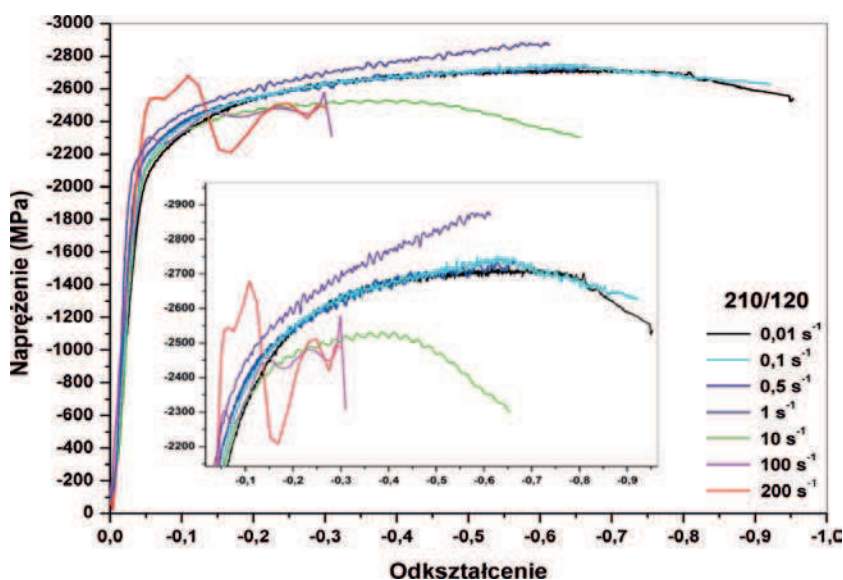
austenitu zawiera tabela 1. Materiał był zróżnicowany w zakresie poziomu wytrzymałości (twardości) i wydłużenia, które scharakteryzowano wartością  $A_5$  oraz różnicą  $A_5 - A_{gt}$  ( $A_{gt}$  – wydłużenie równomierne). Parametr  $A_5 - A_{gt}$  obrazuje zachowanie się materiału po osiągnięciu przewężenia w statycznej próbie rozciągania. Wysoka wartość świadczy o zdolności materiału do odkształcenia plastycznego w warunkach niestabilnego procesu odkształcenia. Istotna różnica dotyczyła także zawartości austenitu szczątkowego, który występuje w postaci warstw pomiędzy listwami bainitu oraz w postaci odrębnych ziarn. Na rys. 1 zamieszczono przykładowe mikrostruktury badanych wariantów stali nanostrukturalnej obserwowane za pomocą mikroskopu świetlnego.

Mikrografie przedstawiają pakiety listew bainitu i austenitu oraz austenit szczątkowy w postaci odrębnych ziarn.

#### 4. WYNIKI BADAŃ WŁAŚCIWOŚCI DYNAMICZNYCH

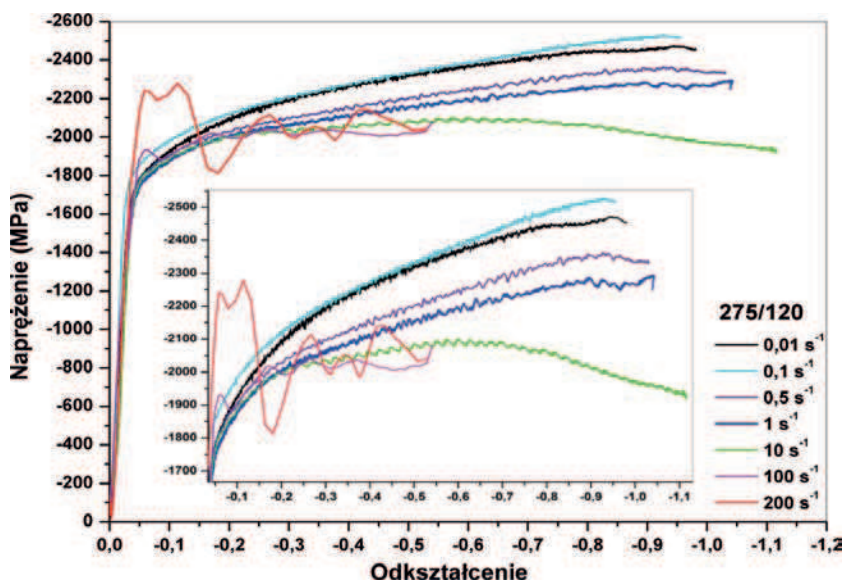
##### 4.1. EKSPERYMENTY ŚCISKANIA JEDNOOSIOWEGO ZA POMOCĄ SYMULATORA GLEEBLE 3800

Na rys. 2 i 3 zamieszczono krzywe ściskania badanych wariantów obróbki cieplnej stali NANOS-BA®.



Rys. 2. Krzywe ściskania stali nanostrukturalnej – wariant 210/120 z prędkością od 0,01 do 200 s<sup>-1</sup>

Fig. 2. Compression curves of nanostructured steel – variant 210/120 with the strain rate from 0.01 to 200 s<sup>-1</sup>



Rys. 3. Krzywe ściskania stali nanostrukturalnej – wariant 275/120 z prędkością od 0,01 do 200 s<sup>-1</sup>

Fig. 3. Compression curves of nanostructured steel – variant 275/120 with the strain rate from 0.01 to 200 s<sup>-1</sup>

Analiza krzywych wskazuje na wyższą plastyczność wariantu 275/120 w porównaniu do 210/120 dla prędkości odkształcenia powyżej  $0,5 \text{ s}^{-1}$ . W przypadku wariantu 210/120 krzywe  $\sigma$ - $\varepsilon$  charakteryzują się występowaniem maksymalnej siły (naprężenia), która następnie maleje do zakończenia ściskania. Wariant 275/120 w zakresie prędkości odkształcenia  $0,1 \div 1,0 \text{ s}^{-1}$  wykazuje umocnienie odkształceniowe, wynikające m.in. z przemiany austenitu szcążkowego. Wariant 210/120 w zakresie prędkości odkształcenia  $0,1 \div 1,0 \text{ s}^{-1}$  charakteryzuje mniejsza wartość współczynnika umocnienia odkształceniowego oszacowana na podstawie charakteru krzywych ściskania. W tabeli 2 zamieszczono wyniki pomiarów granicy plastyczności stali NANOS-BA<sup>®</sup> wyznaczonej w testach ściskania. Dla badanych wariantów obróbki cieplnej stwierdzono nieznaczny przyrost  $R_C$  o ok. 100 MPa ze wzrostem prędkości odkształcenia od  $0,01$  do  $10 \text{ s}^{-1}$ . Dla prędkości  $100$  i  $200 \text{ s}^{-1}$  obserwowano znaczący przyrost granicy plastyczności zależny od wariantu, osiągający do 600 MPa w porównaniu z wartością dla minimalnej zastosowanej prędkości odkształcenia. Z kolei ze wzrostem prędkości odkształcenia malała istotnie wartość różnicy pomiędzy naprężeniem maksymalnym ( $R_{\max}$ ) a  $R_C$ . Na rys. 4 zobrazowano uzyskane wyniki pomiarów  $R_C$  oraz różnicy  $R_{\max} - R_C$  w zależności od prędkości odkształcenia.

#### 4.2. EKSPERYMENTY Z ZASTOSOWANIEM METODY DZIELONEGO PRĘTA HOPKINSONA

Badania dynamiczne wariantu 210/120 obejmowały zakres prędkości odkształcenia od  $7 \cdot 10^2$  do  $4,3 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ . Przykładowe krzywe naprężenie – odkształcenie dla zmiennej wartości prędkości odkształcenia zamieszczono na rys. 5. Stal NANOS-BA<sup>®</sup> wariant 210/120 podczas badań dynamicznych wykazywała bardzo wysoką wytrzymałość. Dla prędkości odkształcenia powyżej  $2000 \text{ s}^{-1}$ , naprężenie przekraczało wartość 2500 MPa przy zachowaniu dobrej plastyczności. Maksymalna wartość naprężenia wynosząca 2700 MPa wystąpiła dla prędkości  $2600 \text{ s}^{-1}$ . Spośród pięciu prób odkształczanych z największymi prędkościami uderzenia pręta wymuszającego, dwie próbki uległy pęknięciu. Próbki, które nie pękły w trakcie testu odkształcały się plastycznie do około 13% redukcji wysokości oraz intensywnie się nagrzewały. Takie zachowanie stali NANOS-BA<sup>®</sup> – wariant 210/120 świadczy o wysokiej zdolności do pochłaniania i rozpraszania energii obciążenia dynamicznego w warunkach ściskania. Należy zwrócić uwagę na znaczną wrażliwość na prędkość odkształcenia, wyraźnie widoczną w zakresie prędkości  $700 \div 2600 \text{ s}^{-1}$ , gdzie osiągnięto wzrost wytrzymałości o ok. 450 MPa. Z kolei obserwowany spadek naprężenia o ok. 150 MPa w zakresie prędkości  $2600 \div 3800 \text{ s}^{-1}$  może świadczyć o osłabieniu termicznym i powstawaniu adiabatycznych pasm ścinania, związanych z kumulacją w materiale dużej ilości energii cieplnej. Charakter krzywych ściskania wskazuje na występowanie umocnienia materiału w trakcie odkształcenia. Zjawiska te charakteryzują mechanizmy absorpcji i dyssypacji energii udarowej i przy zachowaniu odporności materiału na pęknięcie nie należy traktować ich jako niekorzystne.

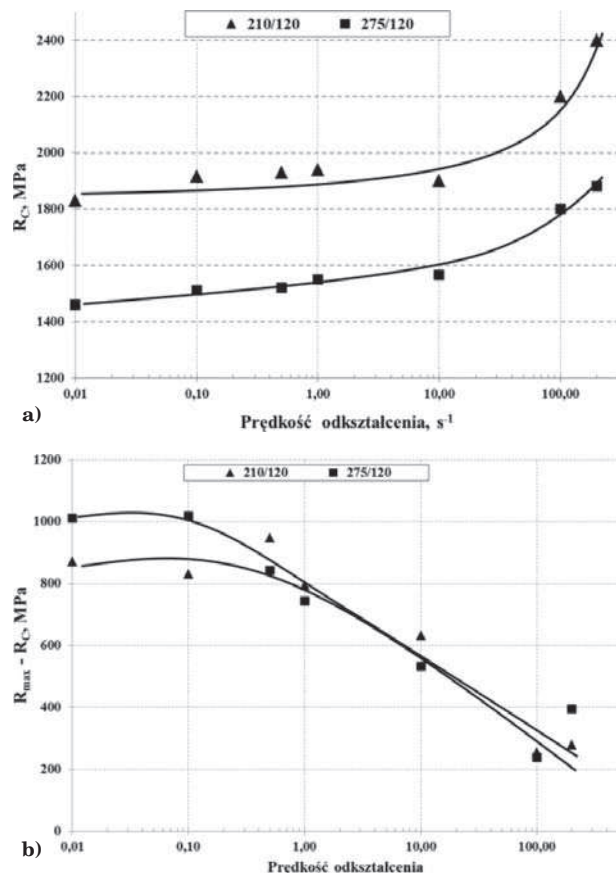
Badania dynamiczne wariantu 275/120 obejmowały zakres prędkości odkształcenia od  $1 \cdot 10^3$  do  $5,1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ . Przykładowe krzywe naprężenie – odkształcenie dla zmiennej wartości prędkości odkształcenia zamieszczono

Tabela 2. Wartości granicy plastyczności  $R_C$  oraz wytrzymałości  $R_{\max}$  wyznaczone z krzywych ściskania

Table 2. Values of yield strength  $R_C$  and ultimate strength  $R_{\max}$  determined on the basis of compression curves

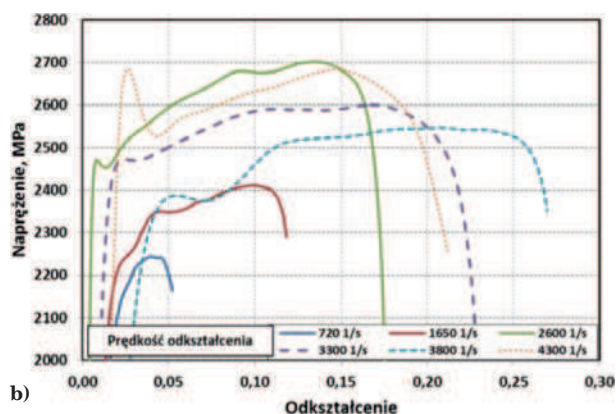
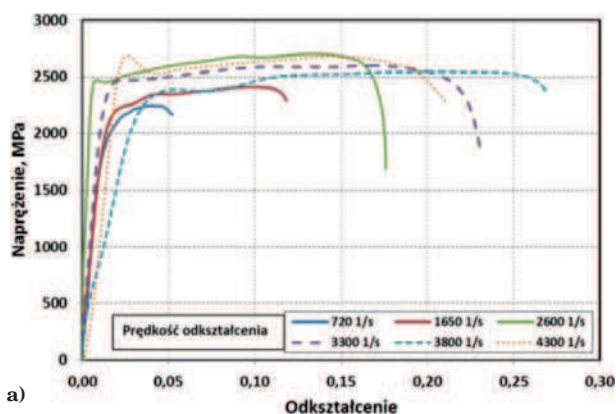
Wariant stali NANOS-BA <sup>®</sup>	Prędkość odkształcenia <sup>1</sup>	Granica plastyczności $R_C$ , MPa	Wytrzymałość na ściskanie $R_{\max}$ , MPa
210/120	0,01	1830	2700
	0,1	1915	2745
	0,5	1930	2877
	1	1940	2734
	10	1900	2532
	100	2200*	2455
275/120	0,01	1460	2471
	0,1	1510	2528
	0,5	1520	2363
	1	1550	2293
	10	1565	2098
	100	1800*	2038
	200	1880*	2276

\*) wartości szacunkowe z uwagi na niestabilny charakter krzywych naprężenie – odkształcenie



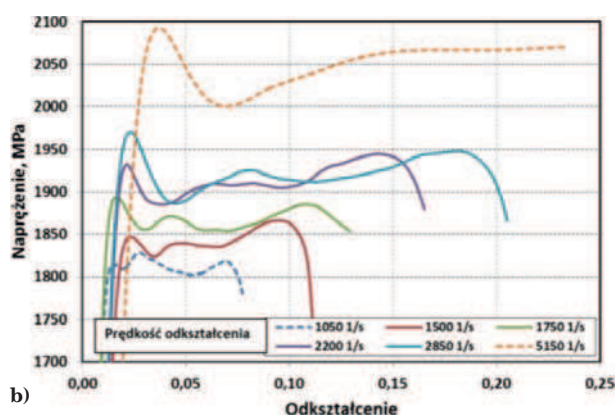
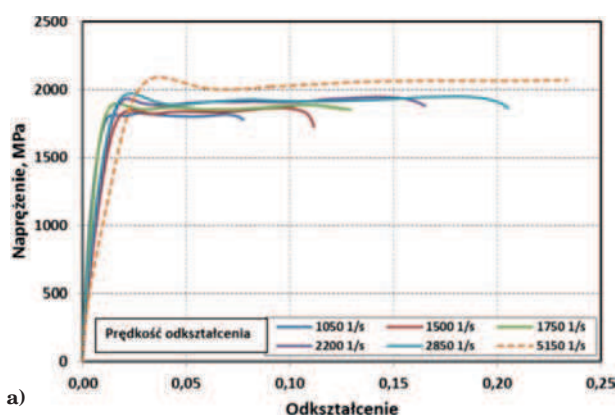
Rys. 4. Zależność granicy plastyczności ( $R_C$ ) (a) oraz różnicy  $R_{\max} - R_C$  (b) od prędkości odkształcenia wyznaczone w testach ściskania. Stal nanostrukturalna, warianty 210/120 i 275/120

Fig. 4. Yield strength ( $R_C$ ) (a) and difference  $R_{\max} - R_C$  (b) vs. strain rate determined in compression tests. Nanostructured steel, variants 210/120 and 275/120



Rys. 5. Krzywe naprężenie-odkształcenie wyznaczone metodą SHPB dla stali nanostrukturalnej – wariant 210/120, w zakresie prędkości odkształcenia 720÷4300 s<sup>-1</sup>

Fig. 5. Determined by the SHPB method stress-strain curves for nanostructured steel – variant 210/120 in the range of strain rate 720÷4300 s<sup>-1</sup>



Rys. 6. Krzywe naprężenie-odkształcenie wyznaczone metodą SHPB dla stali nanostrukturalnej – wariant 275/120, w zakresie prędkości odkształcenia 1050÷5150 s<sup>-1</sup>

Fig. 6. Determined by the SHPB method dynamic stress-strain curves for nanostructured steel – variant 275/120 in the range of strain rate 1050÷5150 s<sup>-1</sup>

no na rys. 6. Dla tego wariantu osiągnięto poziom naprężenia 1800÷2000 MPa przy prędkościach odkształcenia od 1000 do 2000 s<sup>-1</sup>. Największa wartość naprężenia 2070 MPa wystąpiła dla maksymalnej prędkości odkształcenia 5150 s<sup>-1</sup>. Na szczególną uwagę zasługuje fakt, że żadna z badanych próbek nie uległa pęknięciu. Materiał w trakcie testów wykazywał wysoką plastyczność, która jest szczególnie istotna w zastosowaniach, gdzie występują obciążenia udarowe. Wariant 275/120 charakteryzuje zdecydowanie mniejsza wrażliwość na prędkość odkształcenia w porównaniu z 210/120. W tym przypadku wzrost prędkości odkształcenia od 1000 do 2800 s<sup>-1</sup> wywołał przyrost wartości naprężenia o ok.

120 MPa. Zwiększenie prędkości do 5150 s<sup>-1</sup> spowodowało przyrost naprężenia o ok. 250 MPa. Dla wariantu 275/120 nie obserwowano zjawiska spadku naprężenia ze wzrostem prędkości odkształcenia, co tłumaczy fakt niskiej skłonności do tworzenia adiabatycznych pasm ścinania. Na podstawie charakteru krzywych ściskania stwierdzono bardzo niski stopień umocnienia odkształceniowego.

#### 4.3. TESTY OSTRZAŁEM

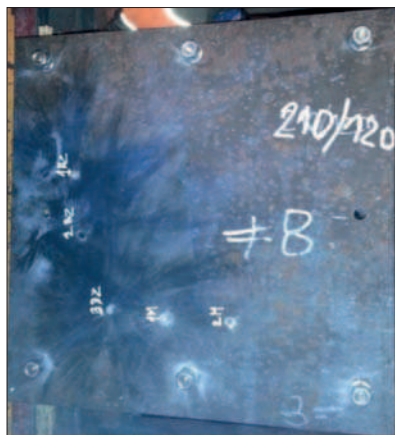
Testy ostrzałem wykonano dla blachy o grubości 8 mm w wariantcie 210/120. Zastosowano amunicję o zróżnicowanych mechanizmach penetracji z pozio-

Tabela 3. Wyniki testów ostrzałem blachy o grubości 8 mm ze stali nanostrukturalnej – wariant 210/120

Table 3. Results of firing tests of 8 mm thickness plate made of nanostructured steel – variant 210/120

Rodzaj amunicji	Prędkość $V_0$ , m/s	Energia pocisku, J	Wynik testu (pozytywny – brak przebicia, negatywny – przebicie blachy)
5,56×45 mm M193	929,0	1 536	pozytywny
	976,0	1 696	pozytywny
7,62×51 mm NATO Ball	843,4	3318	pozytywny
	845,6	3336	pozytywny
	848,1	3355	pozytywny
7,62×39 mm API BZ	766,9	2 285	pozytywny
	772,0	2 315	negatywny
	761,7	2 254	pozytywny

mu 1 (5,56×45 mm M193 i 7,62×51 mm NATO Ball) i z poziomu 2 (7,62×39 mm BZ) Stanag 4569. Wyniki testów zamieszczono w tabeli 3. Dla spełnienia wymagań Stanag należy uzyskać pozytywne wyniki testu przy prędkości 937±20 m/s dla M193, 833±20 m/s dla NATO Ball oraz 695±20 m/s dla API BZ. Przeprowadzone testy wykazały spełnienie ww. wymagań z zachowaniem marginesu bezpieczeństwa. Blachy po ostrzale nie wykazywały pęknięć, w szczególności w obszarze oddziaływań pocisków, gdzie obserwowano odkształcenie plastyczne materiału. Szczególnie wyraźne odkształcenie plastyczne obserwowano w przypadku ostrzału pociskiem NATO Ball charakteryzującym się wysoką energią oraz miękkim odkształcalnym rdzeniem stalowym. W miejscach oddziaływania pocisków typu BZ o twardym rdzeniu stalowym obserwowano częściową penetrację blach, objawiającą się występowaniem krateru erozyjnego. Na rys. 7 zamieszczono przykładową fotografię blachy po ostrzale.



Rys. 7. Fotografia blachy o grubości 8 mm ze stali nanostrukturalnej – wariant 210/120 po ostrzale wielokrotnym amunicją: 7,62×39 mm API BZ oraz 5,56×45 mm M193

Fig. 7. Photography of 8 mm thickness plate made of nanostructured steel – variant 210/120 after multi-hit firing test with the use of ammunition: 7,62×39 mm BZ and 5,56×45 mm M193

#### 4.4. WYNIKI POMIARÓW TWARDOŚCI I BADAŃ MIKROSTRUKTURY PRÓBEK PODDANYCH BADANIOM DYNAMICZNYM

Pomiary twardości wzdłuż wysokości próbek (walca) poddanych ściskaniu za pomocą Gleeble 3800 wykonano metodą Vickersa-HV1. Dodatkowo wykonano pomiary mikrotwardości pasm odkształcenia i osnowy w pobliżu pasm metodą HV0,05. Twardość średnia nieodkształconej osnowy badanych wariantów obróbki cieplnej stali NANOS-BA<sup>®</sup> jest następująca: 210/120-630 HV, 275/120-540 HV. Wyniki pomiarów twardości próbek zamieszczono w tabeli 4. Stwierdzono wzrost twardości w całej objętości materiału po ściskaniu w odniesieniu do wartości średniej dla badanych wariantów obróbki cieplnej. Dla wariantu 210/120 twardość osnowy wzrosła do 720-780 HV. Dla wariantu 275/120 twardość po ściskaniu zawierała się w zakresie 670-750 HV. Występowały niejednorodności odkształcenia wynikające z geometrii próbki i sposobu odkształcenia.

Wyniki pomiarów mikrotwardości pasm odkształcenia i osnowy wokół pasm zamieszczono w tabeli 5, a przykładowe fotografie miejsc pomiarów (na rys. 8. Z uwagi na szerokość pasm, nieciągłości (mikropęknięcia) w obszarach pasm i ich nieznaną orientację w stosunku do kierunku działania penetratora, niektóre pomiary wykazują znaczące różnice. W analizie przyjęto wartości maksymalne twardości pasm odkształcenia uzyskane w wyniku pomiarów. Dla stali NANOS-BA<sup>®</sup> wariant 210/120, twardość pasm osiągnęła wartość ok. 800 HV. Dla wariantu 275/120 twardość pasm wynosiła ok. 760 HV. Obserwowano spadek twardości w bliskim otoczeniu pasm, a z odległością od pasma twardość wzrastała.

Badania mikrostruktury próbek odkształconych za pomocą Gleeble z prędkością w zakresie 0,01÷200 s<sup>-1</sup> oraz w testach Hopkinsona z prędkością 700÷4300 s<sup>-1</sup> przeprowadzono z zastosowaniem mikroskopu świetlnego.

Dla próbek odkształconych w Gleeble stwierdzono typowe dla ściskania próbek walcowych niejednorodności odkształcenia. Powstałe pasma odkształcenia prze-

Tabela 4. Wyniki pomiarów twardości HV po ściskaniu z prędkością odkształcenia do 200 s<sup>-1</sup>

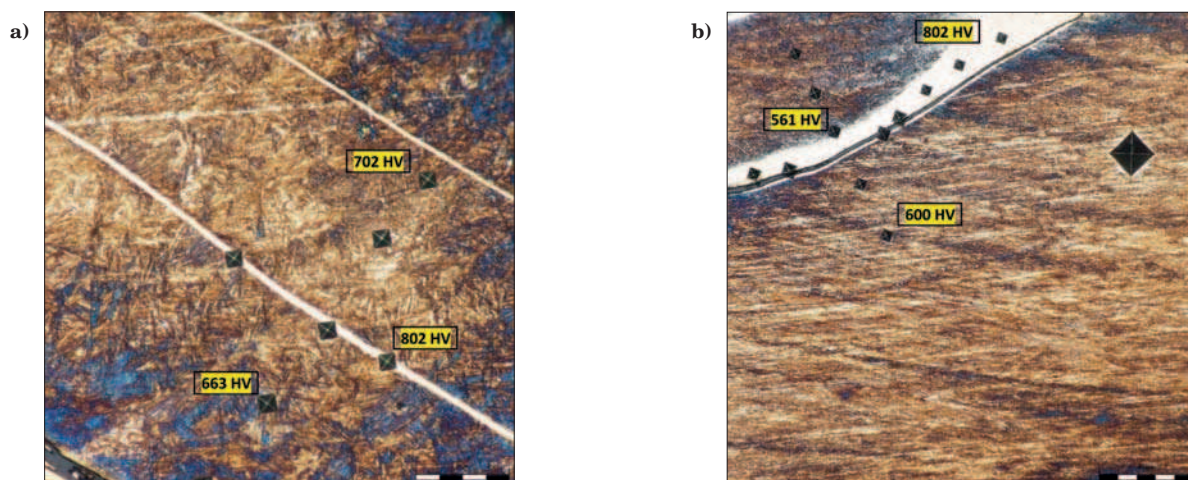
Table 4. Results of HV hardness measurements after compression with strain rate up to 200 s<sup>-1</sup>

Wariant – prędkość odkształcenia, s <sup>-1</sup>	Odległość od jednej z powierzchni, mm							Wysokość próbki, mm
	0,3	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0	
210/120 – 0,01	-	723	756	-	802	753	740	3,3
210/120 – 0,5	730	739	770	802	-	-	-	1,75
210/120 – 10	770	-	784	756	743	-	-	2,4
210/120 – 200	-	749	736	-	669	-	-	2,5
275/120 – 0,01	-	669	692	-	698	686	-	3,0
275/120 – 0,5	-	640	707	-	749	689	-	3,0
275/120 – 10	-	701	743	-	730	-	-	2,7
275/120 – 200	-	558	587	608	-	-	-	2,2

Tabela 5. Wyniki pomiarów twardości pasm odkształcenia i obszaru w pobliżu tych pasm

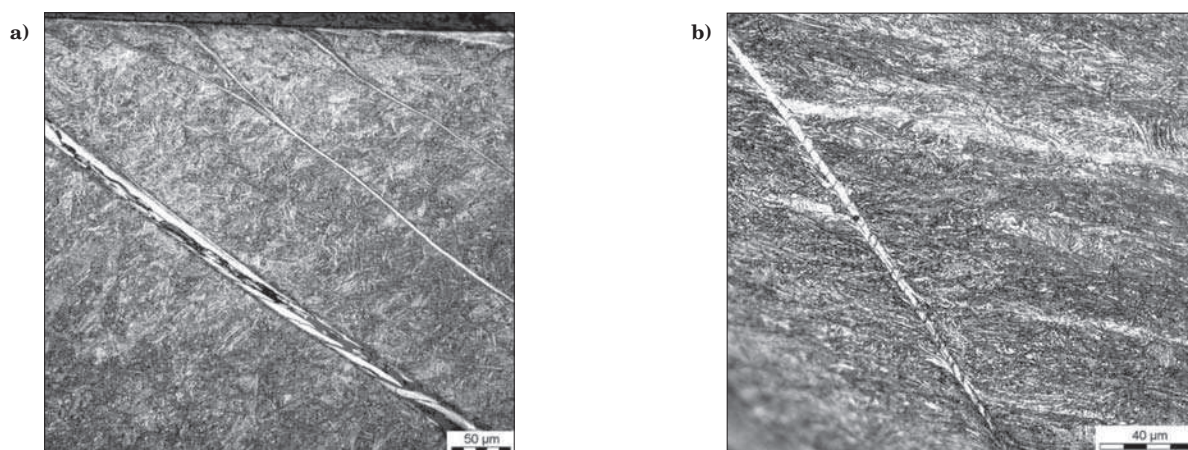
Table 5. Results of hardness measurements of deformation bands and in the vicinity of the bands

Wariant obróbki cieplnej / prędkość odkształcenia, s <sup>-1</sup>	Twardość pasm odkształcenia HV0,5	Twardość osnowy w pobliżu pasm, HV0,5
210/120 / 0,5 s <sup>-1</sup>	790, 754, 802	663, 731, 745, 702
210/120 / 0,5 s <sup>-1</sup>	816, 778, 745	792, 773, 770, 768
210/120 / 10 s <sup>-1</sup>	802, 750, 720, 730	561, 597, 645, 654, 680
275/120 / 200 s <sup>-1</sup>	763, 760	651, 651, 676, 677



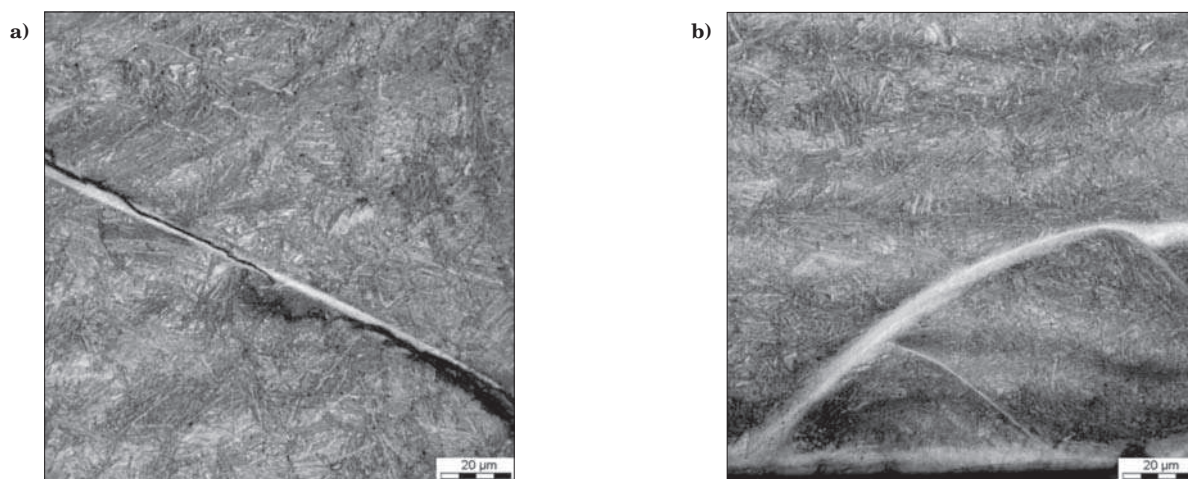
Rys. 8. Mikrostruktura w obszarach pomiarów mikrotwardości pasm odkształcenia. Stal NANOS-BA<sup>®</sup>, wariant 210/120, prędkość odkształcenia: a)  $0,5 \text{ s}^{-1}$ , b)  $10 \text{ s}^{-1}$

Fig. 8. Microstructure in the area of microhardness measurements of deformation bands. NANOS-BA<sup>®</sup> steel, variant 210/120, strain rate: a)  $0,5 \text{ s}^{-1}$ , b)  $10 \text{ s}^{-1}$



Rys. 9. Pasma odkształcenia w stali nanostrukturalnej poddanej ścisnaniu za pomocą Gleeble z prędkością: a)  $0,5 \text{ s}^{-1}$  – wariant 210/120 oraz b)  $200 \text{ s}^{-1}$  – wariant 275/120

Fig. 9. Deformation bands in the nanostructured steel after compression in the Gleeble simulator with the strain rate: a)  $0.5 \text{ s}^{-1}$  – variant 210/120 and b)  $200 \text{ s}^{-1}$  – variant 275/120



Rys. 10. Pasma odkształcenia w stali nanostrukturalnej – wariant 210/120 po testach odkształcenia metodą pręta Hopkinsona z prędkością: a)  $266 \text{ s}^{-1}$ , b)  $4306 \text{ s}^{-1}$

Fig. 10. Deformation bands in the nanostructured steel – variant 210/120 after Hopkinson bar tests with the strain rate: a)  $266 \text{ s}^{-1}$ , b)  $4306 \text{ s}^{-1}$



biegały pod kątem zbliżonym do  $45^\circ$  do powierzchni ściskanej. Obserwowano adiabatyczne pasma ścinania charakterystyczne dla warunków odkształcenia dynamicznego. Na rys. 9 zamieszczono przykładowe mikrostruktury badanych wariantów stali NANOS-BA<sup>®</sup> odkształconej z prędkościami  $0,5 \text{ s}^{-1}$  i  $200 \text{ s}^{-1}$ . Skłonność do powstawania niejednorodności oceniano na podstawie minimalnej prędkości odkształcenia, przy której pojawiają się pierwsze pasma. Wariant 210/120 wykazał dużą skłonność do powstawania pasm. Pierwsze pasma obserwowano po odkształceniu z prędkością  $0,5 \text{ s}^{-1}$ . Wariant 275/120 charakteryzowała niska skłonność do powstawania pasm, które pojawiły się po odkształceniu z prędkością  $200 \text{ s}^{-1}$ . W badaniach mikrostruktury próbek stwierdzono występowanie mikropęknięć. W pasmach ścinania występowały mikropęknięcia, które propagowały wewnątrz tych pasm. Charakterystyczne mikropęknięcia o kierunku poprzecznym w stosunku do długości pasma powstały dla wariantu 275/120. Mikropęknięcia te nie propagowały do osnowy materiału.

Na rys. 10 zamieszczono przykładowe mikrostruktury stali NANOS-BA<sup>®</sup> – wariant 210/120 po odkształceniu z prędkościami  $2266 \text{ s}^{-1}$  i  $4306 \text{ s}^{-1}$  metodą pręta Hopkinsona. W wyniku odkształcenia w strefie przypowierzchniowej próbek powstały adiabatyczne pasma ścinania. Wewnątrz pasm występowały pęknięcia, które łatwo propagowały wzdłuż pasm. W przypadku propagacji pęknięcia do osnowy materiału, występowało zjawisko hamowania jego rozprzestrzeniania się (Rys. 10a). Maksymalna twardość pasm wynosiła ok. 800 HV.

## 5. PODSUMOWANIE

W artykule przedstawiono wyniki badań właściwości mechanicznych stali nanostrukturalnej NANOS-BA<sup>®</sup> w szerokim zakresie prędkości odkształcenia (do  $5,1 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ ) w testach ściskania oraz w testach ostrzałem. Do badań wytypowano dwa warianty stali nanostrukturalnej różniące się poziomem wytrzymałości i wydłużenia oraz typem mikrostruktury w zakresie m.in. zawartości austenitu szczałkowego. Opracowano charakterystyki materiałowe w postaci krzywych płynięcia plastycznego, oceny stopnia umocnienia odkształceniowego oraz wrażliwości na prędkość odkształcenia. Przeprowadzono badania mikrostruktury i pomiary twardości materiału poddanego odkształceniu w warunkach obciążeń dynamicznych.

W eksperymentach ściskania jednoosiowego w Gleeble badane warianty obróbki cieplnej wykazały nieznaczny przyrost granicy plastyczności ( $R_C$ ) o ok. 100 MPa ze wzrostem prędkości odkształcenia od  $0,01$  do  $10 \text{ s}^{-1}$ . Dla prędkości  $200 \text{ s}^{-1}$  obserwowano znaczący przyrost  $R_C$  osiągający ok. 400 i 600 MPa odpowiednio dla wariantu 210/120 i 275/120 w odniesieniu do wartości dla minimalnej zastosowanej prędkości odkształcenia.

Wariant 210/120 w badaniach dynamicznych metodą SHPB wykazywał bardzo wysokie właściwości wytrzymałościowe. Dla prędkości odkształcenia powyżej  $2000 \text{ s}^{-1}$ , naprężenie przekraczało wartość 2500 MPa przy jednocześnie dobrej plastyczności. Maksymalna wartość naprężenia wynosząca 2700 MPa wystąpiła dla prędkości  $2600 \text{ s}^{-1}$ .

Dla wariantu 275/120 w badaniach dynamicznych metodą SHPB osiągnięto poziom naprężenia  $1800 \div 2000$  MPa przy prędkościach odkształcenia od 1000 do 2000  $\text{s}^{-1}$ . Największa wartość naprężenia 2070 MPa wystąpiła dla maksymalnej prędkości odkształcenia  $5150 \text{ s}^{-1}$ . Na szczególną uwagę zasługuje fakt, że żadna z badanych próbek nie uległa pęknięciu.

Przeprowadzone testy ostrzałem blach o grubości 8 mm w wariacie 210/120 wykazały spełnienie wymagań dla poziomu 1 i 2 Stanag 4569 z zachowaniem marginesu bezpieczeństwa. Blachy po ostrzale nie wykazywały pęknięć, w szczególności w obszarze oddziaływań pocisków, gdzie obserwowano odkształcenie plastyczne materiału.

Uzyskane wyniki badań stali NANOS-BA<sup>®</sup> potwierdziły wysoką zdolność do absorpcji i dyssypacji energii udarowej, w szczególności z zachowaniem odporności na pęknięcie. Dla badanych wariantów stali nanostrukturalnej o zróżnicowanym poziomie wytrzymałości i plastyczności, wskazano czynniki decydujące o mechanizmach pochłaniania energii w zakresie prędkości odkształcenia do ok.  $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ . Określono wartość naprężeń oraz skłonność do powstawania adiabatycznych pasm ścinania. Poziom naprężeń powyżej 2000 MPa osiągnięty w warunkach obciążeń dynamicznych jest wystarczający do zastosowania tego gatunku stali w osłonach antyudarowych.

**Praca dofinansowana ze środków NCBiR w ramach programu „INNOTECH” w ścieżce programowej IN-TECH (projekt nr 150443 pt.: „Opracowanie nowoczesnej konstrukcji modułu pancierza odpornego na udarowe oddziaływanie strumienia kumulacyjnego i pocisków”).**

## LITERATURA

1. Kurzydłowski K.J.: Mechanika materiałów. Wydawnictwo Politechniki, Warszawskiej, Warszawa, 1993
2. Nowacki W.K.: Badanie własności dynamicznych materiałów konstrukcyjnych przy dużych prędkościach deformacji. Przegląd Mechaniczny, Zeszyt 23-24, 1996, s. 14
3. Meyers M.A.: Dynamic Behavior of Materials. John Wiley & Sons, Inc. New York
4. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H., Mawella K.J.A., and Jones D. G., and Brown P.: Very strong low temperature bainite, Materials Science and Technology, 2002, Vol. 18, 279
5. Garcia-Mateo C., Caballero F.G. and Bhadeshia H.K.D.H.: Development of Hard Bainite, ISIJ International, Vol. 43, 2003, No. 8, p. 1238
6. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H.: Very strong bainite, Current Opinion in Solid State and Materials Science, 8, 2004, p. 251
7. Garbarz B. – kierownik projektu, Technologia wytwarzania supertwardych materiałów nanostrukturalnych ze stopów żelaza oraz ich zastosowanie w pancierzach pasywnych i pasywno-reaktywnych, 2009-2013, praca niepublikowana
8. Patent IMŻ na podstawie zgłoszenia nr P. 394037 (UP RP) z dnia 25.02.2011: Stal bainityczno-austenityczna i sposób wytwarzania z tej stali blach; Zgłoszenie patentowe IMŻ nr P. 396431 (UP RP) z dnia 26.09.2011: Sposób obróbki cieplnej stali bainityczno-austenitycznej; Zgłoszenie patentowe IMŻ nr P.407091 (UP RP) z dnia 6.02.2014: Sposób obróbki cieplnej wyrobów z ultrawytrzymałej stali średniostopowej; Prawo ochronne UP RP na znak towarowy NANOS-BA<sup>®</sup>, udzielone od dnia 14.11.2011 (klasa towarowa: 06 blachy stalowe – blachy stalowe o dużej wytrzymałości i plastyczności)
9. Marcisz J. – kierownik projektu, Opracowanie nowoczesnej konstrukcji modułu pancierza odpornego na udarowe oddzia-

- ływanie strumienia kumulacyjnego i pocisków, 2012-2015, praca niepublikowana
10. Garcia-Mateo C., Sourmail T., Caballero F.G., Smanio V., Kuntz M., Ziegler C., Leiro A., Vuorinen E., Elvira R. and Teeri T.: Nanostructured steel industrialisation: plausible reality, *Materials Science and Technology*, 2014, Vol. 30, No 9, p. 1071
  11. Garcia-Mateo C., Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H.: Acceleration of Low-temperature Bainite, *ISIJ International*, Vol. 43, 2003, No. 11, p. 1821
  12. Hu F., Hodgson P.D., Wu K.M.: Acceleration of the super bainite transformation through a coarse austenite grain size, *Materials Letters*, 122, 2014, p. 240
  13. Sourmail T., Smanio V.: Low temperature kinetics of bainite formation in high carbon steels, *Acta Materialia*, 61, 2013, p. 2639
  14. Garcia-Mateo C., Caballero F. G., Sourmail T., Cornide J., Smanio V., and Elvira R., Composition Design of Nanocrystalline Bainitic Steels by Diffusionless Solid Reaction, *Met. Mater. Int.*, Vol. 20, No. 3, 2014, p. 405
  15. Wenyan L., Jingxin Q., Hesheng S.: Fatigue crack growth behavior of a Si-Mn with carbide-free lathy bainite, *Journal of Materials Science*, 32 (1997), p. 427
  16. DasBakshi S., Leiro A., Prakash B., Bhadeshia H.K.D.H.: Dry rolling/sliding wear of nanostructured bainite, *Wear*, 316, 2014, p. 70
  17. Solano-Alvarez W., Pickering E.J., Bhadeshia H.K.D.H.: Degradation of nanostructured bainitic steel under rolling contact fatigue, *Materials Science&Engineering A*, 617, 2014, p. 156
  18. DasBakshi S., Shipway P.H., Bhadeshia H.K.D.H.: Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite, *Wear*, 308, 2013, p. 46
  19. Leiro A., Vuorinen E., Sundin K.G., Prakash B., Sourmail T., Smanio V., Caballero F.G., Garcia-Mateo C., Elvira R.: Wear of nano-structured carbide-free bainitic steels under dry rolling-sliding conditions, *Wear*, 298–299, 2013, p. 42
  20. Sourmail T., Caballero F.G., Garcia-Mateo C., Smanio V., Ziegler C., Kuntz M., Elvira R., Leiro A., Vuorinen E., Teeri T.: Evaluation of potential of high Si high C steel nanostructured bainite for wear and fatigue applications, *Materials Science and Technology*, 2013, Vol. 29, No 10, p. 1166
  21. Rose A. J., Mohammed F., Smith A.W.F., Davies P.A., Clarke R.D.: Superbainite: laboratory concept to commercial product, *Materials Science and Technology*, 2014, Vol. 30, No 9, p. 1094
  22. Burian W., Marcisz J., Garbarz B., Starczewski L.: Nanostructured bainite-austenite steel for armours construction. *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 59, no 3, 2014, p. 1211
  23. Marcisz J., Burian W., Stępień J., Starczewski L., Wnuk M., Janiszewski J.: Static, dynamic and ballistic properties of bainite-austenite steel for armours. 28<sup>th</sup> International Symposium on Ballistics, 2014, Atlanta, USA, p. 1348
  24. Caballero F.G., Miller M.K., Garcia-Mateo C.: Influence of transformation temperature on carbide precipitation sequence during lower bainite formation, *Materials Chemistry and Physics*, 146, 2014, p. 50
  25. Hoon Jang J., Bhadeshia H.K.D.H., Dong-Woo Suh: Solubility of carbon in tetragonal ferrite in equilibrium with austenite, *Scripta Materialia*, 68, 2013, p. 195
  26. Avishan B., Garcia-Mateo C., Yazdani S., Caballero F.G.: Retained austenite thermal stability in a nanostructured bainitic steel, *Materials Characterisation*, 81, 2013, p. 105
  27. Hulme-Smith C.N., Lonardelli I., Dippel A.C., Bhadeshia H.K.D.H.: Experimental evidence for non-cubic bainitic ferrite, *Scripta Materialia*, 69, 2013, p. 409
  28. Wang X.L., Wu K.M., Hu F., Yu L., Wan X.L.: Multi-step isothermal bainitic transformation in medium-carbon steel, *Scripta Materialia*, 74, 2014, p. 56
  29. Gong W., Tomota Y., Adachi Y., Paradowska A.M., Kelleher J.F., Zhang S.Y.: Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel, *Acta Materialia*, 61, 2013, p. 4142
  30. Caballero F. G., Garcia-Mateo C., Miller M. K.: Design of Novel Bainitic Steels: Moving from UltraFine to Nanoscale Structures, *JOM*, Vol. 66, No. 5, 2014, p. 747
  31. Huang Y., Zhao Ai-min, He Jian-guo, Wang Xiao-pei, Wang Zhi-gang, Qi Liang: Microstructure, crystallography and nucleation mechanism of NANOBAIN steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 20, No 12, December 2013, p. 1155
  32. Janiszewski J.: Badania materiałów inżynierskich w warunkach obciążenia dynamicznego, Wydawnictwo Wojskowej Akademii Technicznej, Warszawa, 2012
  33. Janiszewski J.: Sprawozdanie WAT z pracy badawczej pt.: Badania dynamicznych właściwości mechanicznych stali NANOS-BA, kwiecień 2013 i marzec 2014 (opracowania niepublikowane)
  34. Kolsky H.: An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading, *Proc. Phys. Soc. Lond. B* 62, (1949), p. 676
  35. Weinong W. Chen, Bo Song: Split Hopkinson (Kolsky) Bar: Design, Testing and Applications, Springer New York Dordrecht Heidelberg London, 2011