

Bogdan GARBARZ, Wojciech BURIAN, Jarosław MARCISZ, Artur ŻAK

Instytut Metalurgii Żelaza

Adam WIŚNIEWSKI, Paweł ŻOCHOWSKI

Wojskowy Instytut Techniczny Uzbrojenia

TECHNOLOGIE WYTWARZANIA SUPERTWARDYCH MATERIAŁÓW NANOSTRUKTURALNYCH ZE STOPÓW ŻELAZA ORAZ ICH ZASTOSOWANIE W PANCERZACH

Artykuł zawiera najważniejsze rezultaty projektu pt. „Technologie wytwarzania supertwardych materiałów nanostrukturalnych ze stopów żelaza oraz ich zastosowanie w pancierzach pasywnych i pasywno-reaktywnych” UDA-POIG.01.03.01-00-042/08-05, zrealizowanego w okresie w okresie 1.02.2009 – 31.08.2013 przez Instytut Metalurgii Żelaza (lider konsorcjum) oraz Wojskowy Instytut Techniczny Uzbrojenia (członek konsorcjum). Celem projektu było opracowanie gatunków stali o strukturze nanokrystalicznej przeznaczonych do zastosowania w konstrukcji panczerzy chroniących przed przebieciem pociskami przeciwpancernymi oraz opracowanie modeli panczerzy zawierających warstwy z opracowanych gatunków stali. Do badań wytypowano trzy rodzaje materiałów: superczyste wysokowytrzymałe stale maraging, wysokowęglowe stale bainityczne o strukturze nanokrystalicznej oraz dwufazowe nanokrystaliczno – amorficzne stopy żelaza. Zaprojektowano nowy gatunek stali ultrawytrzymałej (oznaczony NANOS-BA) o składzie chemicznym 0,6%C-1,8%Si-2,0%Mn + dodatki Cr, Co, Mo, V, zapewniającym wytworzenie nanostruktury składającej się z nanolistew bezwęglowego bainitu i austenitu resztkowego. Opracowano wytyczne do przemysłowej technologii wytwarzania blach ze stali NANOS-BA o grubości z zakresu 4÷20 mm i ich obróbki cieplnej. Po finalnej obróbce cieplnej właściwości mechaniczne blach NANOS-BA są następujące: $R_m > 1,9$ GPa, $R_{0,2} > 1,3$ GPa, $A_5 > 14\%$, $HV_{10} > 600$. Zaprojektowano zmodyfikowane gatunki ultrawytrzymałych stali maraging w klasach od MS350 do MS550 i parametry niestandardowej obróbki cieplnej zwiększającej ciągliwość oraz nową stal umacnianą wydzieleniowo o obniżonej w stosunku do stali typu maraging zawartości pierwiastków stopowych, oznaczoną NANOS-3D. Opracowano skład chemiczny stopu na bazie żelaza Fe-10%Mo-3%Cr-3,2%C-1,2%B charakteryzujący się zdolnością do amorfizacji przy stosunkowo małej szybkości chłodzenia ze stanu ciekłego (rzędu 10^2 °C/s). Zbudowano i uruchomiono stanowisko laboratoryjne do topienia i odlewania stopów na bazie Fe w formie elementów o grubości do 5 mm wykazujących strukturę nanokrystaliczno-amorficzną. Osiągnięcie poziomu pozwalającego na uzyskanie wyrobów amorficznych o wymaganym zespole właściwości do zastosowań przemysłowych wymaga dalszych badań. Opracowano modele numeryczne do symulacji oddziaływania pocisków z panczerem z blachy stalowej na bazie programów LS-DYNA i AUTODYN. Na podstawie wyników badań ostrzałem stwierdzono, że zdolność ochronna płytek ze stali NANOS-BA i ze stali maraging o zoptymalizowanych właściwościach jest wyższa od zdolności ochronnej płyt stalowych o najwyższych parametrach dostępnych obecnie na rynku. Oceniając właściwości mechaniczne, poziom ochrony balistycznej, koszty wytwarzania i możliwość uruchomienia produkcji w kraju, do przemysłowego wytwarzania elementów panczerzy wytypowano stal nanobainityczną NANOS-BA. Zaprojektowano konstrukcję oraz opracowano dokumentację konstrukcyjną i wykonawczą modułu pasywnego panczerza warstwowego w wersji produkcyjnej, zawierającego warstwę z opracowanej w projekcie stali NANOS-BA.

Słowa kluczowe: ultrawytrzymałe stale nanostrukturalne, nanobainit, kompozytowy pancierz warstwowy

TECHNOLOGY OF PRODUCTION OF SUPERHARD NANOSTRUCTURED FE-BASED ALLOYS AND THEIR APPLICATION IN ARMOURS

The most important results of the project "Technology of production of superhard nanostructured Fe-based alloys and their application in passive and passive-reactive armours" UDA-POIG.01.03.01-00-042/08-05, carried out in the period of 1.02.2009 – 31.08.2013 by Instytut Metalurgii Żelaza (lider of the consortium) and Wojskowy Instytut Techniczny Uzbrojenia (member of the consortium) are reported in the paper. The main goal of the project was to develop new nanostructured steel grades intended for application in armour constructions protecting against anti-tank ammunition as well as to develop armour models containing layers made of the developed steel grades. Three types of materials were chosen for investigation: ultra-clean high-strength maraging steels, high-carbon bainitic steels with nanocrystalline structure and dual-phase nanocrystalline – amorphous iron alloys. A new grade of medium alloy ultra-strength steel (named NANOS-BA) containing 0.6%C-1.8%Si-2.0%Mn + additions of Cr, Co, Mo, V allowing to form the nanostructure comprising nano-laths of carbideless bainite and retained austenite was developed. The

guidelines and preliminary parameters of industrial technology for manufacturing of 4-20 mm thick plates from NANOS-BA steel were worked out. After the final heat treatment the plates characterised with the following properties: $R_m > 1.9 \text{ GPa}$, $R_{0.2} > 1.3 \text{ GPa}$, $A_5 > 14\%$, $HV10 > 600$. Modified grades of ultra-strength maraging steels of classes from MS350 to MS550 were designed and parameters of non-standard heat treatment increasing the toughness were proposed and a new precipitation strengthened steel grade named NANOS-3D, containing lower amount of alloying elements in comparison with maraging steels was designed. A composition of iron – based alloy Fe-10%Mo-3%Cr-3.2% C-1.2%B characterised with amorphisation ability at relatively low cooling rate of about $10^2 \text{ }^\circ\text{C/s}$ was developed. Experimental facilities for melting and casting of Fe – based alloys with nanograined – amorphous structure in the form of up to 5 mm thick components was designed and commissioned. Manufacturing of several millimetre thick metallic alloys with amorphous structure is a new method in the world and achieving the level allowing to get the products of required set of properties for industrial applications needs further research to be undertaken. Numerical models based on LS-DYNA and AUTODYN programmes to simulate the interaction between projectiles and the armour made of steel plate were developed. From analysis of the firing tests results it was found that the protection ability of specimens made of NANOS-BA steel and maraging steels with the optimised properties was higher than the protection ability of the steel plates with the highest currently available parameters. Based on assessment of mechanical properties, level of protection ability, manufacturing costs and possibility of starting domestic production, nanobainitic steel NANOS-BA was selected for industrial production of armour components. The construction design and technical specifications enabling industrial production of a module of the passive layered armour containing a NANOS-BA layer were worked out.

Key words: ultra-strength nanostructured steels, nanobainite, composite layered armour

1. CEL PROJEKTU I ORGANIZACJA BADAŃ

Projekt pt. „Technologie wytwarzania supertwardych materiałów nanostrukturalnych ze stopów żelaza oraz ich zastosowanie w pancierzach pasywnych i pasywno-reaktywnych”/UDA-POIG.01.03.01-00-042/08-05 został zrealizowany w ramach Programu Operacyjnego Innowacyjna Gospodarka – Priorytet 1: Badania i rozwój nowoczesnych technologii w okresie 1.02.2009 – 31.08.2013 przez konsorcjum składające się z Instytutu Metalurgii Żelaza (IMŻ) – lidera konsorcjum oraz Wojskowego Instytutu Technicznego Uzbrojenia (WITU) – członka konsorcjum.

Głównym celem projektu było opracowanie nowych materiałów stalowych o strukturze nanokrystalicznej przeznaczonych do zastosowania w konstrukcji panczerzy chroniących przed przebicciem pociskami przeciwpancernymi oraz opracowanie modeli panczerzy zawierających warstwy z opracowanych materiałów stalowych. Zaplanowany do realizacji zakres prac badawczo-rozwojowych obejmował:

- opracowanie materiałów na bazie żelaza o strukturze nanokrystalicznej w formie elementów przeznaczonych do konstrukcji panczerzy kompozytowych (warstwowych), mających zastosowanie w osłonach chroniących przed przebicciem pociskami o różnym sposobie działania oraz do innych specjalnych zastosowań, należących do następujących grup gatunkowych:
 - superczyste wysokowytrzymałe stale maraging,
 - wysokowęglowe stale bainityczne o strukturze nanokrystalicznej,
 - dwufazowe stale nanokrystaliczne-amorficzne
- opracowanie konstrukcji i modeli demonstracyjnych panczerzy warstwowych nowej generacji, zawierających warstwy materiałów nanokrystalicznych ze stopów na bazie żelaza.

W wyniku rozwoju nauki o materiałach i postępu w opracowywaniu nowych gatunków stali, definicja stali uległa modyfikacji w stosunku do określenia klasycznego. Zgodnie ze współczesnym stanem nauki i technologii, za stal należy uznać materiał metaliczny będący stopem na bazie żelaza (tj. o zawartości powyżej 50% atomowych Fe), o zawartości węgla nie przekraczającej 2% masowych (8,8% atomowych). Zgodnie

z podaną definicją przedmiotem badań w projekcie są stale o strukturze nanokrystalicznej.

Właściwości mechaniczne jednofazowych stopów metali, w tym stopów żelaza, zależą od oddziaływań na poziomie struktury atomowej i od oddziaływań pomiędzy zaburzeniami idealnej budowy krystalicznej w postaci atomów pierwiastków stopowych i domieszkowych, dyslokacji, granic ziarn i innych obszarów o nieuporządkowanym ułożeniu atomów. Na obecnym etapie rozwoju technologii można wytworzyć pięć stanów strukturalnych osnowy metali i ich stopów: idealny kryształ, konwencjonalną strukturę polikrystaliczną, strukturę ultradrobnoziarnistą (ultradrobnokrystaliczną), strukturę nanokrystaliczną oraz strukturę amorficzną. Strukturę umownie przyjęto nazywać jako nanokrystaliczną (nanoziarnistą), gdy wielkość ziarna osnowy jest mniejsza od 100 nm, chociaż podawane są także inne definicje.

Wytypowane do badań w projekcie trzy rodzaje materiałów, znajdują się na różnych etapach rozwoju. W odniesieniu do stali maraging, których gatunki klasyczne produkowane są od dawna w warunkach przemysłowych, celem było opracowanie podstaw technologii wytwarzania gatunków superwytrzymałych, dotychczas nie produkowanych w warunkach przemysłowych, o wymaganej ciągłości do planowanych zastosowań. Po finalnej obróbce cieplnej osnowa stali maraging nie ma typowego charakteru nanostruktury, ale jej właściwości zależą prawie wyłącznie od umacniających osnowę cząstek faz międzymetalicznych o wymiarach nanometrycznych, rozmieszczonych równomiernie w osnowie, a w mechanizmie umocnienia zanikają funkcje granic występujących pierwotnie w osnowie (pomiędzy listwami i pakietami martenzytu). Wysokowęglowe stale nanostrukturalne bainityczne ze znacznym udziałem austenitu resztkowego (stale nanobainityczne) są przedmiotem intensywnych badań w IMŻ od 2008 roku [1] – co dało w efekcie znaczny stopień rozpoznania mechanizmów wytwarzania nanostruktury prowadzącej do bardzo wysokiej wytrzymałości przy dobrej plastyczności. Najmniej zaawansowane są badania dotyczące wytworzenia stanu amorficznego w elementach ze stopów żelaza o grubości rzędu kilku milimetrów lub większej. Trudności związane z opracowaniem technologii wytapiania i odlewania oraz

dalszej obróbki materiałów amorficznych lub nano-kryształiczno-amorficznych wynikają z ekstremalnych parametrów koniecznych do zastosowania. Pomimo dużych trudności technologicznych (np. konieczności zastosowania bardzo dużej szybkości chłodzenia ze stanu ciekłego), istnieje znaczne zainteresowanie metodami wytwarzania stopów amorficznych, ze względu na ich potencjalnie atrakcyjne właściwości użytkowe. Założono, że na podstawie uzyskanych wyników badań, w końcowej fazie realizacji projektu z trzech rodzajów badanych materiałów wytypowany zostanie materiał o największym potencjale aplikacyjnym.

Celowość rozwoju w Polsce badań z zakresu objętego projektem wynikała ze wzrastającego zapotrzebowania na materiały konstrukcyjne nowej generacji o wysokim stosunku wytrzymałości i twardości do masy i jednocześnie charakteryzujących się dobrą plastycznością oraz z faktu, że stan badań w tej dziedzinie w ośrodkach naukowych na świecie był znacznie zaawansowany, co mogło w krótkim czasie doprowadzić do powiększenia luki technologicznej pomiędzy Polską a państwami o rozwiniętych gospodarkach w dziedzinie projektowania i wytwarzania strategicznych materiałów konstrukcyjnych. Istotną przesłanką do podjęcia badań nad nowymi materiałami o właściwościach dotychczas nieosiągalnych było zapotrzebowanie na pancerze nowej generacji, które powinny charakteryzować się lepszymi parametrami ochronnymi bez ograniczania mobilności jednostek bojowych, co można osiągnąć przez opracowanie opancerzenia o obniżonej gęstości powierzchniowej.

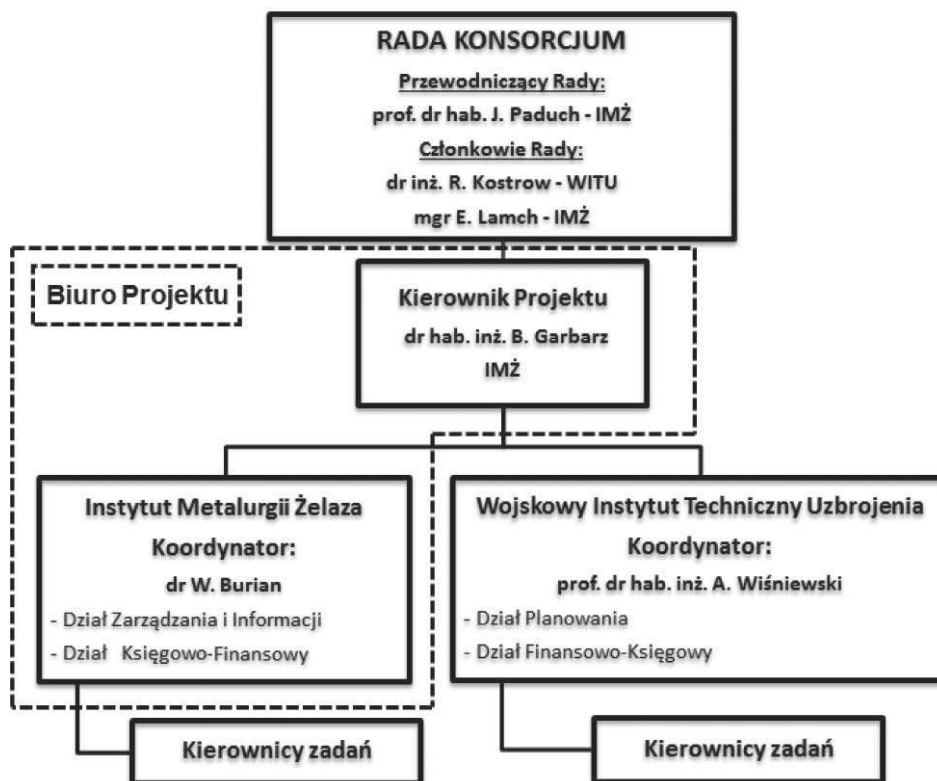
Do bieżącego nadzoru nad wszystkimi aspektami realizacji projektu Koordynator Konsorcjum powołał Kierownika Projektu. W ramach systemu zarządzania projektem utworzona została Rada Konsorcjum o następujących kompetencjach:

- opiniowanie półrocznych sprawozdań z realizacji projektu,
- dokonywanie na wniosek Kierownika Projektu oceny merytorycznej i formalnej sposobu realizacji zadań,
- opiniowanie wniosków dotyczących ewentualnych zmian w harmonogramie i kosztorysie projektu,
- podejmowanie decyzji w obszarze kontaktów z Ośrodkiem Przetwarzania Informacji – PIB, nadzorującym realizację projektu.

Na rysunku 1 zamieszczono schemat organizacyjny projektu.

W tabeli 1 podano tytuły zadań badawczych, na które podzielono projekt. Przyjęta struktura organizacyjna realizacji projektu określiła zakres odpowiedzialności za wykonywanie poszczególnych zadań i ich etapów, pogrupowanych na części zgodne z kompetencjami: część dotyczącą opracowania nowych materiałów i technologii ich wytwarzania realizowaną przez IMŻ (zadania 2, 3, 6, 8), część obejmującą testy balistyczne nowych materiałów i konstrukcje modeli pancerzy realizowaną przez WITU (zadania 1, 3, 5, 7 i 9) oraz część realizowaną wspólnie (zadanie 10) mającą na celu przygotowanie opracowanych technologii i rozwiązań do zastosowania przemysłowego.

Organizacja i zarządzanie



Rys. 1. Schemat struktury organizacyjnej projektu „Technologie wytwarzania supertwardych materiałów nanostrukturalnych ze stopów żelaza oraz ich zastosowanie w pancerzach pasywnych i pasywno-reaktywnych”

Fig. 1. Organisation structure of the project “Technology of production of superhard nanostructured Fe-based alloys and their application in passive and passive-reactive armours”

Tabela 1. Tytuły zadań badawczych w projekcie „Technologie wytwarzania supertwardych materiałów nanostrukturalnych ze stopów żelaza oraz ich zastosowanie w pancerzach pasywnych i pasywno-reaktywnych”**Table 1. Titles of the research tasks of the project “Technology of production of superhard nanostructured Fe-based alloys and their application in passive and passive-reactive armours”**

Nr zadania	Jednostka wykonująca	Tytuł zadania
1.	WITU	Opracowanie wymagań mechanicznych, fizycznych i geometrycznych właściwości stali i stopów o strukturze nanokrystalicznej na bazie żelaza, przeznaczonych na pancerze pasywne i pasywno-reaktywne nowej generacji.
2.	IMŻ	Zaprojektowanie składów chemicznych i parametrów odlewania stali i stopów o strukturze nanokrystalicznej oraz kształtu i wymiarów wyrobów do zastosowania w konstrukcji pancerzy pasywnych i pasywno-reaktywnych.
3.	WITU	Opracowanie symulacji komputerowej przebijania pancerzy kompozytowych zawierających warstwy z różnych gatunków stali o strukturze nanokrystalicznej.
4.	IMŻ	Opracowanie eksperymentalnej technologii wytwarzania superczystej stali maraging i wyrobów z tej stali przeznaczonych do konstrukcji pancerzy.
5.	WITU	Wykonanie eksperymentalnych pancerzy zawierających warstwy z superczystej stali maraging oraz określenie odporności balistycznej na przebicie pociskami o różnym sposobie działania.
6.	IMŻ	Opracowanie eksperymentalnej technologii wytwarzania wysokowęglowej stali bainitycznej o strukturze nanokrystalicznej i wyrobów z tej stali przeznaczonych do konstrukcji pancerzy.
7.	WITU	Wykonanie modeli pancerzy, zawierających warstwy z wysokowęglowej stali bainitycznej o strukturze nanokrystalicznej oraz określenie odporności balistycznej na pociski o różnym sposobie działania.
8.	IMŻ	Opracowanie eksperymentalnej technologii wytwarzania dwufazowych stopów na bazie żelaza o strukturze nanokrystaliczno-amorficznej i wyrobów z tych stopów przeznaczonych do konstrukcji pancerzy.
9.	WITU	Wykonanie modeli pancerzy zawierających warstwy z dwufazowej stali nanokrystaliczno-amorficznej oraz określenie odporności balistycznej na przebicie pociskami o różnym sposobie działania.
10.	IMŻ – koordynator WITU	Opracowanie założeń do przemysłowej technologii wytwarzania wyrobów z superczystej stali maraging, wysokowęglowej stali bainitycznej, dwufazowej stali nanokrystaliczno-amorficznej oraz dokumentacji konstrukcyjno-technologicznej wykonywania pancerzy kompozytowych nowej generacji z warstwą stalową.

Niniejszy artykuł zawiera najważniejsze rezultaty projektu oraz opis stanu praktycznego wykorzystania uzyskanych wyników badań. Szczegółowe wyniki z pełną dokumentacją badawczą zamieszczono w sprawozdaniach z poszczególnych zadań lub ich etapów oraz w publikacjach [2–14].

2. STAN WIEDZY PRZED ROZPOCZĘCIEM PROJEKTU I ZAŁOŻONE DO OSIĄGNIĘCIA CELE SZCZEGÓLWE

2.1. STAŁE STOSOWANE DO KONSTRUKCJI PANCERZY

Mechanizmy oddziaływania płyt i konstrukcji ochronnych z pociskami nie zostały dotychczas w pełni poznane i opisane ze względu na bardzo dużą prędkość odkształcenia i znaczną energię oddziaływania w strefie uderzenia pocisku. Z tego powodu charakterystyka materiału za pomocą wielkości wyznaczonych w pomiarach statycznych lub przy niewielkiej prędkości odkształcenia może zostać wykorzystana tylko jako wstępne kryterium selekcji materiału pod względem właściwości ochronnych. Ponieważ właściwości materiałów wyznaczone w próbach quazistatycznych (takich jak jednoosiowe rozciąganie, pomiar twardości lub test do wyznaczania współczynnika intensywności naprężeń K_{IC}) lub w próbach dynamicznych z małą prędkością odkształcenia (pomiar udarności) są badane standardowo, a wyniki tych badań są dla większości materiałów dostępne lub mogą być łatwo uzupełnione, z tego powodu charakterystyki statyczne ciągle są używane do oceny materiałów pod względem skuteczności ochrony przed oddziaływaniem pocisków. Z zależności eksperymentalnych pomiędzy standardowymi właściwościami mechanicznymi materiału o dużej twardości

a odpornością na ostrzał wynika, że zwiększenie zdolności ochronnych następuje ze zwiększeniem następujących właściwości fizycznych [15]:

- wytrzymałości na różne stany naprężeń, w tym szczególnie na ściskanie i zginanie,
- modułu sprężystości podłużnej i poprzecznej,
- odporności na pęknięcie.

W pierwszym przybliżeniu za jednoparametrową miarę skuteczności ochronnej może zostać przyjęty iloraz granicy plastyczności i wytrzymałości w próbie rozciągania $R_{0,2}/R_m$ lub iloczyn wytrzymałości i wydłużenia w próbie rozciągania $R_m A_5$, przy jednoczesnym zapewnieniu odpowiednio wysokiej wytrzymałości i twardości. Niska wartość ilorazu $R_{0,2}/R_m$ i wysoka wartość iloczynu $R_m A_5$, przy jednocześnie odpowiednio wysokiej wytrzymałości i twardości, wskazują na potencjalnie dużą skuteczność ochronną materiału przed ostrzałem pociskami. Znacznie bardziej miarodajną oceną efektywności ochrony przed ostrzałem są wyniki testów odkształcenia dynamicznego z bardzo dużą prędkością odkształcenia. Najczęściej stosowanymi technikami badania materiałów z dużą prędkością odkształcenia są: metoda dzielonego pręta Hopkinsona i zderzeniowy test Taylora [16]. Maksymalna możliwa do osiągnięcia prędkość odkształcenia próbki jest tego samego rzędu w metodzie Hopkinsona i w teście Taylora i mieści się w zakresie $10^4 \div 10^5 \text{ s}^{-1}$. Wynikiem badania metodą Hopkinsona jest zależność naprężenia uplastyczniającego od prędkości odkształcenia lub zależność naprężenie – odkształcenie dla ustalonej prędkości odkształcenia. W zależności od właściwości fizycznych, budowy strukturalnej i krystalicznej materiału, naprężenie uplastyczniające może rosnąć lub maleć ze wzrostem prędkości odkształcenia. Wynikiem testu Taylora jest umownie zdefiniowana dynamiczna granica plastyczności (Y). Ostateczna weryfikacja przydatności materiału do konstrukcji pancerzy następuje

w próbach przestrzeleniowych wykonywanych w znormalizowanych warunkach. Zdolnościom ochronnym pancerzy, definiowanym przez skuteczność do zatrzymania określonych rodzajów pocisków przypisano poziomy ochrony. Każdy z poziomów ochrony określany jest z uwzględnieniem: rodzaju, masy i kształtu pocisku, materiału rdzenia i prędkości uderzenia. Testy w krajach należących do NATO wykonywane są zgodnie z dokumentem STANAG 4569 „Protection Levels for Occupants of Logistic and Light Armoured Vehicles” – Annex A. Modele pancerza są także poddawane badaniom symulującym ostrzał serią pocisków (*multi-hit shot*) zgodnie z metodyką zawartą w dokumencie NATO AEP 55.

Zdecydowanie najszerzej stosowanymi gatunkami stali na elementy opancerzenia są od kilku dziesięcioleci wysokowytrzymałe stopowe stale ulepszone cieplnie (hartowane i odpuszczane w niskiej temperaturze, zazwyczaj poniżej 300°C) o strukturze odpuszczonego martenzytu, z ewentualnym udziałem dolnego bainitu. Do najszerzej znanych w Europie komercyjnych gatunków blach pancernych z tej klasy stali należą: ARMOX (producent SSAB Technology AB), Ramor (producent Ruukki), SECURE M (producent ThyssenKrupp Steel) oraz Mars (producent Industeel France). Dla blach ze stali stopowych ulepszonych cieplnie najwyższe osiągalne w warunkach przemysłowych parametry są w przybliżeniu następujące: twardość 600÷640 HB, wytrzymałość na rozciąganie 1700÷2000 MPa, granica plastyczności do 1500 MPa, wydłużenie względne (A_5) 6÷8% oraz udarność Charpy V przy minus 40°C w zakresie 12÷15 J [17–21]. W Polsce wytwarzane są stalowe blachy pancerne ze stali stopowych ulepszonych cieplnie o następujących maksymalnych parametrach: twardość 470÷570 (600) HB, wytrzymałość na rozciąganie ok. 1800 MPa, granica plastyczności ok. 1600 MPa, wydłużenie względne (A_5) ok. 7% oraz udarność Charpy V przy minus 40°C ok. 15 J [22]. Możliwe do osiągnięcia właściwości istotnie zależą od grubości blachy. Najnowszym materiałem na bazie żelaza, znajdującym się w fazie testów i wdrażania przemysłowego przed rozpoczęciem niniejszego projektu, są stale nanobainityczne [23–26]. W zależności od składu chemicznego i zastosowanej obróbki cieplnej, blachy ze stali nanobainitycznych mogą wykazywać wytrzymałość

Tabela 2. Założone do osiągnięcia właściwości mechaniczne materiału w ramach projektu w postaci płyt lub blach o grubości 4÷20 mm

Table 2. Mechanical properties of the material in the form of 4÷20 mm thick plates set to be achieved in the project

Parametr	Założone do uzyskania wartości
Twardość, BHN (HB)	580÷640
Wytrzymałość na rozciąganie, [MPa]	1800÷2000
Granica plastyczności w próbie rozciągania, [MPa]	1300÷1500
Wydłużenie względne, A_5 [%]	14÷20
$R_{0,2}/R_m$	Poniżej 0,70
$R_m A_5$, [GPa·%]	Minimum: 25
Udarność Charpy V przy -40°C, [J]	Minimum: 12
Odporność na pęknięcie, K_{IC} przy +20°C, [MPa·m ^{1/2}]	Minimum: 30
Dynamiczna granica plastyczności w teście Taylora, [MPa]	Minimum: 1900

w granicach 1800÷2200 MPa i wydłużenie całkowite w próbie rozciągania w granicach 10÷25%.

Jako poziom odniesienia, który zaplanowano przekroczyć w wyniku opracowania nowego materiału w projekcie, przyjęto najwyższe parametry ochrony balistycznej osiągalne w świecie i w Polsce dla produkowanych przemysłowo blach pancernych ze stali stopowych ulepszanych cieplnie, dostępnych przed rozpoczęciem projektu. W tabeli 2 podano właściwości mechaniczne materiału na bazie żelaza w postaci płyt lub blach o grubości od ok. 4 mm do ok. 20 mm, zaplanowane do uzyskania w projekcie w wyniku opracowania oryginalnej technologii. Parametry zamieszczone w tabeli 2 przyjęto na podstawie prognozy wykonanej w oparciu o wyniki wstępnych prac teoretycznych i badań laboratoryjnych.

2.2. OPANCERZENIE MODUŁOWE

Istotą działania ochronnego pancerza pojazdu lekko opancerzonego (bojowego wozu piechoty – BWP, kołowego (gąsienicowego) transportera opancerzonego – KTO) lub ciężko opancerzonego (czołgu), jest skuteczne pochłonięcie energii pocisku, który ma za zadanie zniszczyć pancerz w celu uszkodzenia wnętrza pojazdu oraz obezwładnienia lub wyeliminowania załogi.

W zależności od rodzaju pocisku, pancerz w różny sposób pochłania energię oddziaływania pocisku. W przypadku uderzenia w pancerz pocisku typu CE (*Chemical Energy*) – HEAT (*High Explosive Anti-Tank*), następuje przetworzenie energii detonacji materiału wybuchowego pocisku kumulacyjnego w energię kinetyczną i ciepłą strumienia kumulacyjnego. Hydrodynamiczne przebijanie pancerza pociskami HEAT jest, jak dotąd, najbardziej skuteczne. Głębokość wnikania strumienia kumulacyjnego w pancerz RHA (*Rolled Homogeneous Armour*) może osiągać głębokość 1000÷1300 mm. Drugim z największych zagrożeń dla czołgu są pociski lub miny formowane wybuchowo EFP (*Explosively Formed Projectiles*) kalibru 50÷200 mm, o dużej masie materiału wybuchowego, do 5 kg. Podczas detonacji materiału wybuchowego z wkładki formowany jest krótki pocisk (zwany też zbitkiem), którego zdolność przebicia pancerza RHA wynosi 60÷170 mm. Pociski te atakują zazwyczaj czołg z góry jako niekierowana kasetowa subamunicja zrzucona z samolotów lub wystrzeliwana z dział, a także jako inteligentne, samonaprowadzające się na podzerwień i mikrofale pociski wystrzeliwane z raket, dział i moździerzy. Inny sposób niszczenia czołgów polega na zastosowaniu min EFP kalibru 100÷200 mm. Górna część powierzchni czołgu o grubości 20÷40 mm, jak i boczne powierzchnie czołgu o grubości 60÷80 mm są najmniej ochraniające, dlatego też skuteczność tych pocisków i min jest bardzo duża. Przebijanie pancerza pociskiem KE (*Kinetic Energy*) typu AP (*Armour Piercing*), APDS (*Armour Piercing Discarding Sabot*) i APFSDS (*Armour Piercing Fin Stabilized Discarding Sabot*), jest oddziaływaniem dynamicznym rdzenia pocisku przeciwpancernego (stalowego, ze stopu wolframu lub ze zubożonego uranu) z pancerzem. Ogólnie przyjmuje się, że pojazd opancerzony ma być odporny na przebicie pociskami takiego samego kalibru, jaki ma działko zamocowane na tym pojeździe, np. pojazd opancerzony z 30 mm działkiem powinien być odporny na przebicie pociskami o zdolności penetracji DP (*Depth of Penetration*) ≤ 30 mm RHA.

Odporność balistyczną metalowego pancerza opisuje indeks BPI (*ballistic performance index*) opracowany z wykorzystaniem statycznych właściwości mechanicznych materiału pancerza i prędkości uderzenia pocisku [27,28]. Model ten zakłada, że energia kinetyczna uderzającego pocisku absorbowana jest w wyniku zajścia trzech następujących zjawisk: elastycznego odkształcenia materiału, plastycznego odkształcenia materiału oraz przejścia części energii kinetycznej przez ostrzelany cel. Wszystkie parametry brane pod uwagę w modelu BPI są mierzone dla niskich prędkości odkształceń w temperaturze pokojowej. Opracowano wzór empiryczny [28] wiążący wymienione parametry, za pomocą którego można wyznaczyć wartość BPI. Jednakże jego złożona forma powoduje, że jest niepraktyczny w użyciu i z tego powodu tworzone są mapy odporności balistycznej BPM (*Ballistic Performance Map*) dla stopów metali, które umożliwiają szybką ocenę skuteczności ochrony balistycznej. Na mapach tych przedstawione są krzywe w funkcji umownej granicy plastyczności i współczynnika umocnienia dla różnych prędkości uderzenia pocisku. Wartość BPI zależy to od prędkości odkształcenia i od grubości pancerza [27]. W przypadku grubszego pancerza i dla małych prędkości odkształceń, obszar oddziaływania balistycznego jest większy niż w przypadku cieńszych pancerzy. Odporność na perforację w pierwszym przypadku zależy głównie od twardości, podczas gdy w przypadku cieńszych pancerzy i dużych prędkości odkształcenia istotniejsza jest zdolność do odkształceń plastycznych.

Opracowanie nowoczesnego lekkiego pancerza kompozytowego (warstwowego) do ochrony przed pociskami przeciwpancernymi, zawierającego głównie płytki stalowe o strukturze nanokrystalicznej, wymaga wykorzystania szeregu zaawansowanych metod badań teoretycznych i eksperymentalnych. Współcześnie wykorzystuje się do tego celu wyniki analiz z zakresu mechaniki ośrodków ciągłych i mechaniki ciała stałego, które służą do przygotowania modeli matematyczno-fizycznych, uwzględniających dynamiczne właściwości materiałów obciążanych z dużymi prędkościami.

W ramach projektu zaplanowano zbudowanie i przebadanie modelu pancerza o wysokich zdolnościach ochronnych, w trzech odmianach:

- A) Model pancerza pasywnego, chroniącego przed przebicciem małokalibrowymi pociskami przeciwpancernymi AP kalibru 7,62÷14,5 mm o zdolności przebiccia monolitycznego pancerza stalowego $DP_{ref} = RHA$ o grubości 10÷20 mm.
- B) Model pancerza pasywnego mogącego mieć zastosowanie w pancerzu pasywno-reaktywnym do ochrony przed przebicciem zarówno pociskami KE, jak i CE. Tego typu warstwa pasywna stosowana jest w polskim hybrydowym pancerzu kompozytowo-reaktywnym CERAWA-1 opracowanym w Wojskowym Instytucie Technicznym Uzbrojenia. Takie pancerze coraz częściej są stosowane na lekkich pojazdach opancerzonych.
- C) Model pancerza pasywnego do ochrony ciała (głównie tułowia), uzyskany poprzez adaptację opracowanych warstw modeli pancerza A i B, pozwalających na uzyskanie ochrony przed pociskami:
 - przeciwpancernymi i przeciwpancerno-zapalającymi (o prędkości uderzenia $V_{ud} = 745\div 890$ m/s),
 - pośrednimi z rdzeniem stalowym kalibru 7,62 mm ($V_{ud} = 730$ m/s),

– karabinowymi kalibru 7,62 mm FMJ NATO ($V_{ud} = 856$ m/s), z maksymalną głębokością deformacji podłoża wynoszącą 40 mm.

Pochłonięcie przez pancerz energii kinetycznej pocisku AP lub APFSDS może nastąpić w początkowym okresie penetracji pancerza w wyniku niszczenia ostrza pocisku. Najskuteczniejszą warstwą niszczącą ostrze pocisku, zwłaszcza przeciwpancernego AP, jest jak dotąd warstwa ceramiki specjalnej (typu Al_2O_3 , SiC, B_4C), wywołująca wzrost naprężenia w pocisku, które w zależności od jego wartości powoduje: stępienie ostrza pocisku, skruszenie ostrza pocisku, pęknięcie pocisku w jednym lub w kilku miejscach, zmniejszenie prędkości pocisku, zmianę kierunku penetracji pocisku lub łączne wystąpienie kilku wymienionych zjawisk.

W początkowej fazie projektu zaplanowano wykonanie płytek ze stali w całości lub częściowo nanostrukturalnych, o zwiększających się w kolejnych etapach badań wymiarach minimalnych w sposób następujący: 50 mm × 50 mm × 3 mm, 50 mm × 50 mm × 10 mm, 100 mm × 100 mm × 3 mm oraz 100 mm × 100 × 10 mm. Założono, że wymagane wartości parametrów mechanicznych wytworzonych płytek stalowych o strukturze nanokrystalicznej istotnie wpływających na zdolność ochronną, będą wyższe o minimum 10% od wartości tych samych parametrów współczesnych stali pancernych typu PM-20, PM-30 i ARMOX.

3. WYNIKI PROJEKTU

3.1. OPRACOWANIE SKŁADU CHEMICZNEGO ORAZ PODSTAW TECHNOLOGII WYTWARZANIA STALI NANOBAINITYCZNEJ I WYROBÓW Z TEJ STALI

3.1.1. Opracowanie składu chemicznego i parametrów obróbki cieplnej stali nanobainitycznej

Optymalna struktura wysokowęglowej stali nanobainitycznej powinna się składać z listew bezwęglowego bainitu o dużej gęstości dyslokacji i jak najmniejszych rozmiarach oraz austenitu resztkowego w postaci jak najcieńszych listew i nanoziarn. Zaprojektowany skład chemiczny stali nanobainitycznej powinien zapewnić – po zastosowaniu dobranej do składu chemicznego obróbki cieplnej – granicę plastyczności na poziomie co najmniej 1,3 GPa i poziom ciągliwości gwarantujący wysoką odporność na przebiccie pociskami. Najważniejsze warunki, jakie należy spełnić przy projektowaniu składu chemicznego w odniesieniu do zawartości podstawowych pierwiastków stopowych w stali nanobainitycznej, są następujące:

1. W celu wytworzenia bainitu zbudowanego z jak najdrobniejszych listew, o rozmiarach nanometrycznych, zawierającego wysoką gęstość dyslokacji, należy stworzyć warunki termodynamiczne umożliwiające zajście przemiany bainitycznej poniżej około 250°C. Spełnienie tego warunku jest uzależnione od zawartości węgla i dodanych pierwiastków stopowych. Warunkiem wstępnym jest obniżenie temperatury M_S poniżej około 200°C. Na obniżenie temperatury M_S zdecydowanie najsilniej wpływa węgiel i m.in. dlatego stale nanobainityczne są stalami wysokowęglowymi.
2. Stal powinna zawierać pierwiastki silnie spowalniające wydzielanie węglików, w tym głównie cementy-

tu. Funkcję tę spełnia dodatek krzemu powyżej około 1,5%¹⁾.

3. Hartowność stali powinna być na tyle wysoka, aby w trakcie chłodzenia z temperatury austenitowania do temperatury izotermicznej przemiany w bainit, nie zachodziły przemiany dyfuzyjne lub paradyfuzyjne (w perlit lub w bainit górny). Z badań dotyczących wpływu dodatku pierwiastków stopowych na hartowność stali wysokowęglowych wynika, że największymi współczynnikami hartowności charakteryzują się molibden, mangan i chrom.
4. Stal po finalnej obróbce cieplnej powinna charakteryzować się wysoką ciągliwością, na którą wpływa m.in. wyjściowa wielkość ziarna austenitu. Ziarno austenitu powinno być jak najdrobniejsze ze względu na zapewnienie wysokiej udatności, ale rozdrobnienie ziarna austenitu powoduje obniżenie hartowności, co także należy uwzględnić.
5. W niskiej temperaturze w stali wysokowęglowej przemiana bainityczna zachodzi z małą prędkością. Z publikowanych wyników badań wynika, że istotne przyspieszenie tej przemiany można uzyskać dodając do stali kobalt i/lub glin w ilości powyżej około 1% każdego z tych pierwiastków.

Biorąc pod uwagę sformułowane powyżej warunki, wyniki własnych analiz i badań wstępnych oraz wyniki publikowanych badań dotyczących wysokowęglowych stali bainitycznych, opracowano następujące bazowe składy chemiczne eksperymentalnych stali nanobainitycznych:

- bazowy skład odniesienia NB0: Fe-0,80%C-2,10%Mn-1,70%Si-0,40%Mo-1,60%Co (suma pierwiastków stopowych bez węgla = 5,80%)
- bazowy skład eksperymentalnej stali NB1: Fe-0,80%C-2,00%Mn-1,80%Si-1,00%Cr-0,50%Mo (suma pierwiastków stopowych bez węgla = 5,30%)
- bazowy skład eksperymentalnej stali NB2: Fe-0,80%C-2,00%Mn-1,80%Si-1,00%Cr-0,50%Mo-1,50%Co (suma pierwiastków stopowych = 6,80%)
- bazowy skład eksperymentalnej stali NB3: Fe-0,50%C-2,00%Mn-1,80%Si-1,30%Cr-0,75%Mo (suma pierwiastków stopowych = 5,85%).

Skład NB0 jest najbardziej zbliżony do publikowanych składów wysokowęglowych bezwęglowych stali nanobainitycznych. W stali NB1, w porównaniu ze składem bazowym NB0, wprowadzono dodatek chromu i zwiększono zawartość molibdenu w celu podwyższenia hartowności stali. Skład NB2 różni się od składu NB1 dodatkiem Co, który ma spowodować przyspieszenie niskotemperaturowej przemiany bainitycznej. W stali NB3, alternatywnie do stali NB2, w celu przyspieszenia niskotemperaturowej przemiany bainitycznej obniżono zawartość węgla, a obniżoną hartowność zrekompensowano podwyższeniem zawartości molibdenu i chromu. Dla składów chemicznych eksperymentalnych stali wykonano obliczenia temperatur charakterystycznych (m.in. wartości temperatury likwidus oraz temperatur przemian w stanie stałym), zakresy trwałości węglików i węglikoazotków oraz wykresy przemian fazowych CTPi i CTPc. Wytworzenie wyrobów z ultrawytrzymałej stali o jak największej odporności na pękanie po finalnej obróbce cieplnej, poza optymalnym doбором podstawowych pierwiast-

ków stopowych wchodzących w skład osnowy, wymaga ograniczenia zawartości pierwiastków domieszkowych S, P i O, w określonych przypadkach pierwiastków międzywęzłowych (N) oraz pierwiastków resztkowych mogących ujemnie wpływać na odporność na pękanie, np. Cu, Sn, Sb i As. Możliwości obniżenia zawartości tych pierwiastków zależą od zastosowanych technologii wytapiania, rafinacji i odlewania oraz od czystości materiałów wsadowych. Obecnie stale wysokowytrzymałe o dużej wymaganej czystości można wytwarzać z zastosowaniem technologii dwustopniowego przetopu w próżniowym piecu indukcyjnym i odlewania w próżni. Dobór materiałów wsadowych uzależniony jest od wymaganej czystości stali. Zastosowanie takiej technologii umożliwia obniżenie poziomu domieszek do co najmniej następujących wartości: S = 30 ppm, N = 12 ppm oraz O = 7 ppm. Na podstawie analizy uzyskanych składów chemicznych oraz czystości metalurgicznej wstępnych wytopów laboratoryjnych stali nanobainitycznych wykonanych w IMŻ w piecu VSG 100S oraz biorąc pod uwagę potencjalne możliwości stosowanych technologii, w tym rodzaj dostępnych materiałów wsadowych, ustalono następujące maksymalne zawartości pierwiastków domieszkowych dla eksperymentalnych wytopów o wymaganej wysokiej odporności na oddziaływanie udarowe: P = max 0,010%, S = max 0,010%, Cu = max 0,10%, O(całk) = max 10 ppm. W celu zaprojektowania stali charakteryzujących się brakiem skłonności do rozrostu ziarna w trakcie austenitowania, uwzględniono dodatki pierwiastków węglidotwórczych i azotkotwórczych Ti, Al i V oraz ustalono zawartość azotu w granicach N(całk) = 35÷55 ppm.

Materiał do badania przemian fazowych, mikrostruktury w różnych stanach obróbki oraz właściwości fizycznych i mechanicznych stali NB1, NB2 i NB3, przygotowano z laboratoryjnych wlewków, których składy chemiczne podano w tabeli 3. Wlewki poddano obróbce ujednorodniającej rozmieszczenie pierwiastków, dobierając parametry obróbki na podstawie wyników wcześniejszych badań. Po wygrzewaniu ujednorodniającym usunięto zewnętrzną warstwę o grubości do 4 mm metodą obróbki wiórowej. Oskórowane wlewki przekuto na pręty o następujących przekrojach poprzecznych: kwadratowym 60 mm × 60 mm, prostokątnym 60 mm × 80 mm i kołowym o średnicy 20 mm oraz przewalcowano na blachy o grubości wymaganej do dalszych badań, z wykorzystaniem urządzeń linii do półprzemysłowej symulacji wytwarzania wyrobów metalowych LPS [29].

Do opracowania parametrów obróbki cieplnej, konieczne jest uzyskanie informacji o przemianach fazowych w postaci wykresów przemian w trakcie ciągłego chłodzenia (CTPc) oraz w trakcie wygrzewania izotermicznego (CTPi). Opracowano eksperymentalne wykresy CTPc i CTPi dla stali S160, S162 i S165, z których odczytano wielkości niezbędne do opracowania parametrów obróbki cieplnej. Poniżej zestawiono wyniki badań dylatometrycznych stali S160, S162 i S165, wykorzystane do opracowania parametrów obróbki cieplnej, prowadzącej do otrzymania nanostruktury bainityczno-austenitycznej.

Wyznaczono następujące wartości temperatur krytycznych dla standardowych warunków pomiaru:

- S160 $A_{c1} = 760^{\circ}\text{C}$; $A_{c3} = 812^{\circ}\text{C}$
- S162 $A_{c1} = 752^{\circ}\text{C}$; $A_{c3} = 862^{\circ}\text{C}$
- S165 $A_{c1} = 775^{\circ}\text{C}$; $A_{c3} = 827^{\circ}\text{C}$.

¹⁾ W artykule zawartości pierwiastków podano w % masowych, poza przypadkami, dla których podano, że zastosowano % atomowe

Tabela 3. Składy chemiczne próbnych wytopów stali nanobainitycznych NB1, NB2 i NB3 wykonanych w IMŻ w próżniowym piecu VSG 100S, przeznaczonych do badania przemian fazowych i właściwości mechanicznych

Table 3. Chemical compositions of experimental melts of nanobainitic NB1, NB2 and NB3 steels made in a IMŻ VSG 100S furnace, used for examination of phase transformations and mechanical properties

Stal	C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo	V	Ti _{met.}	Al _{calc.}	Al _{met.}	N, ppm	O, ppm
S 160 (NB1)	0,79	1,99	1,78	0,010	0,013	1,00	0,00	0,49	0,11	0,023	0,014	0,010	43	10
S 164 (NB1)	0,79	2,12	1,89	0,010	0,012	1,09	0,00	0,50	0,12	0,017	0,025	0,019	32	11
S 169 (NB1)	0,80	2,08	1,84	0,009	0,012	1,06	0,00	0,52	0,10	0,010	0,025	0,017	37	7
S 165 (NB2)	0,82	2,01	1,81	0,008	0,013	1,02	1,53	0,50	0,11	0,008	0,034	0,027	39	8
S 166 (NB2)	0,83	1,96	1,80	0,008	0,012	1,01	1,58	0,50	0,10	0,005	0,026	0,019	48	6
S 167 (NB2)	0,81	1,98	1,78	0,008	0,012	1,02	1,54	0,51	0,11	0,011	0,025	0,019	28	9
S 162 (NB3)	0,50	2,02	1,84	0,010	0,013	1,37	0,00	0,74	0,11	0,017	0,022	0,015	41	13
S 163 (NB3)	0,49	2,06	1,81	0,010	0,011	1,37	0,00	0,72	0,11	0,011	0,024	0,020	39	16

Minimalną szybkość chłodzenia z temperatury austenitzowania do temperatury przemiany izotermicznej w zakresie $M_S \div 300^\circ\text{C}$, która gwarantuje ominięcie przemian z udziałem dyfuzji w trakcie chłodzenia, wyznaczono z diagramów przemian fazowych CTP_C. Dla badanych stali średnie krytyczne szybkości dla zakresu temperatury $800 \div 300^\circ\text{C}$ są następujące:

- stal S160 ($T_A = 850^\circ\text{C}$), $V_{kr} = 0,8^\circ\text{C/s}$,
- stal S162 ($T_A = 900^\circ\text{C}$), $V_{kr} = 0,6^\circ\text{C/s}$,
- stal S165 ($T_A = 870^\circ\text{C}$), $V_{kr} = 0,5^\circ\text{C/s}$.

Ustalono, że temperatury początku przemiany martenzytycznej (M_S) dla szybkości chłodzenia w zakresie $1 \div 10^\circ\text{C/s}$ z temperatury austenitzowania 950°C , są następujące:

- stal S160; $M_S = 180^\circ\text{C}$,
- stal S162; $M_S = 240^\circ\text{C}$,
- stal S165; $M_S = 175^\circ\text{C}$.

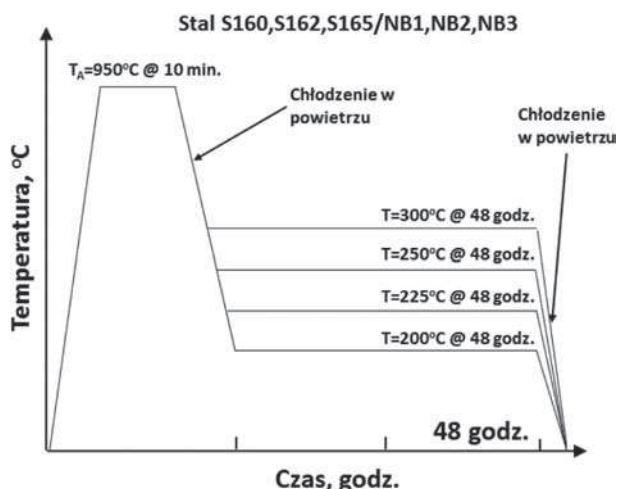
Z dylatogramów odczytano następujące czasy początku (t_S) i końca lub wyhamowania (t_f) izotermicznej niskotemperaturowej przemiany austenitu w bainit w temperaturach – odpowiednio – 225, 250 i 300°C :

- stal S160 ($T_A = 850^\circ\text{C}$),
 $t_S = 3,5/1,25/0,5$ godz., $t_f = 28/29/7,8$ godz.,
- stal S162 ($T_A = 900^\circ\text{C}$),
 $t_S = 1,7/1,4/0,4$ godz., $t_f = 56/40/8,3$ godz.,
- stal S165 ($T_A = 870^\circ\text{C}$),
 $t_S = 2,0/0,9/0,25$ godz., $t_f = 67/49/5,1$ godz.

W celu zoptymalizowania wartości temperatury austenitzowania dla stali nanobainitycznych o składach NB1 (wytop S160), NB2 (wytop S162) i NB3 (wytop S165) opracowano charakterystyki rozpuszczania węglików i rozrostu ziarna austenitu. Obróbkę austenitzowania wykonano w piecu laboratoryjnym z zastosowaniem następujących parametrów: temperatura austenitzowania 850, 870, 900, 930, 950, 1000°C , w każdej temperaturze austenitzowania czas wytrzymania 10, 15 i 30 minut. Po austenitzowaniu próbki chłodzono w wodzie. Na podstawie obserwacji w SEM oceniono stopień rozpuszczenia węglików po austenitzowaniu. Biorąc pod uwagę jednocześnie spełnienie dwóch kryteriów: jak największego stopnia rozpuszczenia wydzieleń węglkowych i niedopuszczenia do rozrostu ziarna austenitu ustalono, że temperatura austenitzowania przed obróbką cieplną prowadzącą do wytworzenia niskotemperaturowego bainitu powinna wynosić 950°C .

Dla trzech eksperymentalnych stali S160, S162 i S165, opracowano korelacje pomiędzy temperaturą i czasem niskotemperaturowego wygrzewania izotermicznego a wytworzoną mikrostrukturą i uzyskaną twardością i udarnością próbek. Parametry laborato-

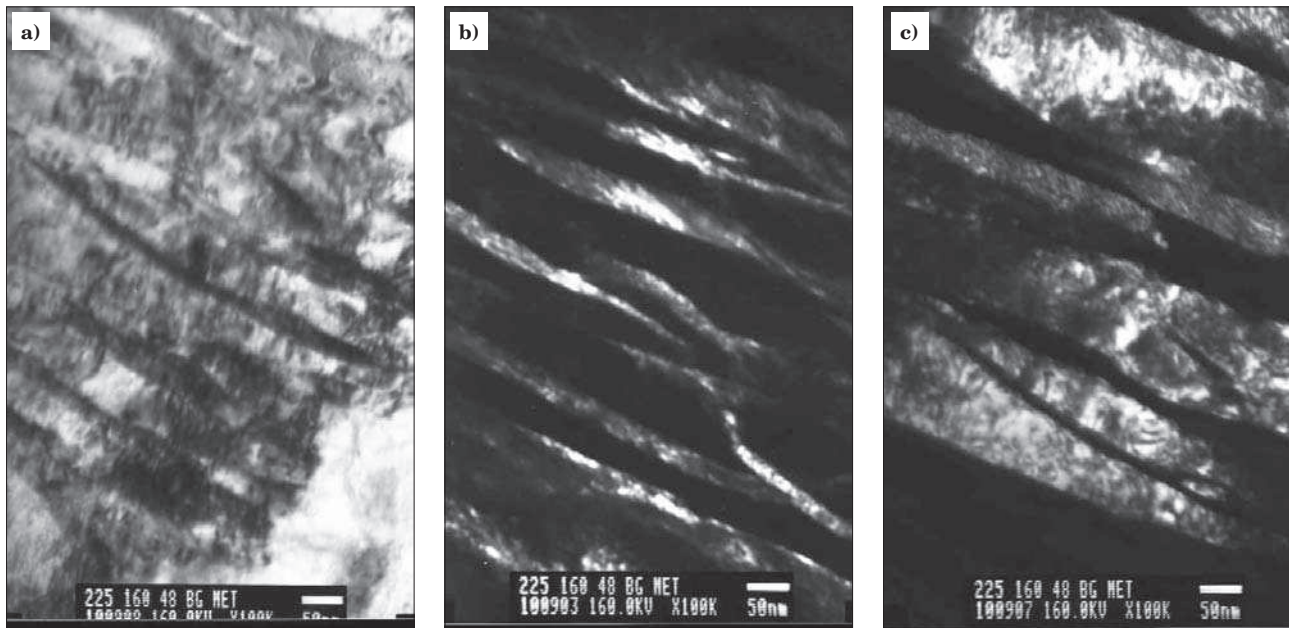
ryjnej obróbki cieplej dobrano na podstawie wyników badania rozpuszczania węglików i rozrostu ziarna austenitu, wyników badań dylatometrycznych oraz na podstawie dostępnej wiedzy o przemianach w stalach wysokowęglowych średniostopowych. Czas przemiany izotermicznej ustalono na 48 godzin, co dla wyższych zastosowanych temperatur wygrzewania izotermicznego (powyżej ok. 230°C) powoduje zajście niskotemperaturowej przemiany bainitycznej do momentu jej wyhamowania, a dla niższych zastosowanych temperatur (poniżej ok. 230°C) przemiana jest niekompletna. Parametry laboratoryjnej obróbki cieplej, jednakowej dla trzech badanych stali, podano na schemacie na rys. 2.



Rys. 2. Schemat wielowariantowej obróbki cieplej wykonanej w warunkach laboratoryjnych dla trzech eksperymentalnych stali S160, S162 i S165

Fig. 2. Scheme of multi-variant laboratory heat treatment of three experimental steels S160, S162 and S165

W celu opisanego struktury niskotemperaturowego bainitu wytworzonego w badanych stalach w wyniku obróbki cieplej wykonanej zgodnie ze schematem zamieszczonym na rys. 2, zastosowano technikę badania cienkich folii w transmisyjnym mikroskopie elektronowym. Przykładowe obrazy w jasnym i ciemnym polu obserwacji zamieszczono na rys. 3. Na podstawie analizy obrazów cienkich folii oraz dyfraktogramów elektronowych i badań z użyciem techniki ciemnego pola stwierdzono, że badane struktury zbudowane są z pakietów nanolistew ferrytu bainitycznego (o szerokości w granicach $10 \div 100$ nm) zawierającego dyslokacje o dużej gęstości i z nanolistew austenitu resztkowego



Rys. 3. Mikrofotografie (TEM) nanobainitu w stali S160, 225°C/48 h, cienka folia; a) obraz w jasnym polu widzenia, b) ciemne pole w refleksie austenitu, c) ciemne pole w refleksie ferrytu

Fig. 3. Micrographs (TEM) of nanobainite in steel S160, 225°C/48 h, thin foil; a) bright field image, b) dark field image in austenite reflection, c) dark field image in ferrite reflection

występującego pomiędzy nanolistwami ferrytu bainitycznego. Stwierdzono, że poza austenitem resztkowym w postaci nanolistew, występują także obszary austenitu resztkowego o większych rozmiarach, rzędu 200÷500 nm. W badanych próbkach nie stwierdzono występowania węglików.

Wyniki pomiarów zawartości austenitu resztkowego wykonanych za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego dla stali S160 i S165 po obróbce cieplnej według parametrów podanych na rys. 2, zawiera tabela 4. Błąd bezwzględny wyznaczenia zawartości austenitu jest równy średnio $\pm 2\%$ obj. Z uzyskanych zawartości austenitu resztkowego wynika generalna prawidłowość, że podwyższenie temperatury przemiany izotermicznej w badanym zakresie powoduje zwiększenie ilości austenitu resztkowego. Biorąc pod uwagę znaczny ułamek pozostałego austenitu, wytworzona struktura ma charakter dwufazowy, typu „nono-duplex”.

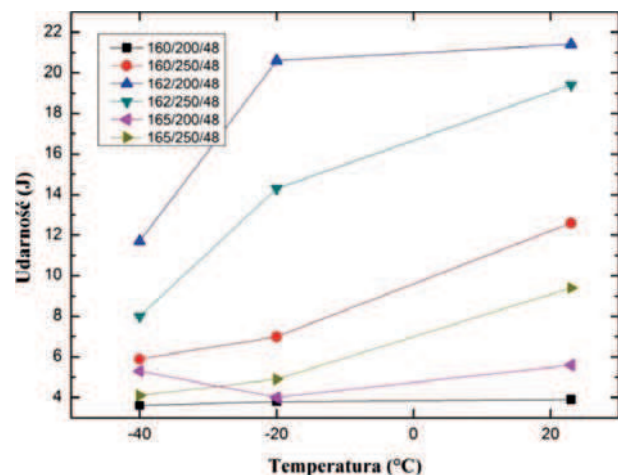
Tabela 4. Wyniki oznaczenia udziału austenitu resztkowego metodą rentgenograficzną dla stali S160 i S165 po obróbce cieplnej według parametrów podanych na rys. 2

Table 4. Results of determination of volume fraction of retained austenite by X-ray method for S160 and S165 steels heat treated according to parameters shown in fig. 2

Oznaczenie wariantu: materiał/ T_p [°C]/ t_p [h]	Udział austenitu resztkowego, [% obj.]
160/200/48	18,1
160/225/48	30,2
160/250/48	27,3
160/300/48	46,3
165/200/48	22,3
165/225/48	14,8
165/250/48	20,3
165/300/48	31,4

Na rys. 4 zamieszczono wyniki pomiarów udarności wykonanych metodą Charpy V na próbkach ze stali S160, S162 i S165 po wygrzewaniu izotermicznym

w temperaturach 200°C i 250°C w czasie 48 godzin. Stal S162 charakteryzuje się największą udarnością. W przypadku próbek ze stali S162 wraz ze spadkiem temperatury badania następuje większy spadek udarności niż w przypadku stali S160 i S165.



Rys. 4. Wyniki pomiarów udarności (Charpy V) na próbkach wykonanych ze stali S160, S162 i S165, w temperaturach: +23°C, -20°C i -40°C

Fig. 4. Results of Charpy V impact toughness measurements using specimens of steels S160, S162 and S165, at temperatures of: +23°C, -20°C and -40°C

W kolejnym etapie badań wpływu parametrów obróbki cieplnej na właściwości stali S160, S162 i S165, wykorzystując wyniki wykonanych badań zaprojektowano zmodyfikowaną obróbkę cieplną obejmującą następujące warianty: austenityzowanie w temperaturze 950°C, chłodzenie w powietrzu do temperatury przemiany izotermicznej z zakresu 200÷300°C, obróbkę izotermiczną w temperaturach 300°C, 275°C, 250°C, 225°C, 200°C w ciągu 70 godzin i chłodzenie w powietrzu po obróbce izotermicznej. Po wykonaniu obróbki

Tabela 5. Wartości $R_{0,2}$, R_m i A_5 wyznaczone dla próbek ze stali S160, S162 i S165 po różnych wariantach obróbki cieplnej
Table 5. Values of $R_{0,2}$, R_m and A_5 determined for specimens of S160, S162 and S165 steels subjected to various heat treatments

Oznaczenie próbek wytop/ T_{izo} [°C]/ t_{izo} [h]/nr próbki	Wyniki próby rozciągania		
	$R_{0,2}$, [MPa]	R_m , [MPa]	A_5 , [%]
160/250/70/1,2,3	1320, 1344, 1520	1920, 1930, 1902	15,0; 14,7; 13,3
160/300/70/1,2,3	1054, 1040, 1118	1594, 1637, 1644	18,0; 24,3; 28,7
162/225/70/1,2,3	1287, 1256, 1406	2039, 1985, 2039	35,7; 31,7; 35,0
162/250/70/1,2,3	1369, 1253, 1350	1838, 1849, 1861	33,0; 35,7; 36,0
162/275/70/1,2,3	1226, 1206, 1270	1739, 1747, 1749	36,0; 38,0; 37,7
162/300/70/1,2,3	1007, 1085, 1086	1619, 1632, 1642	12,3; 12,0; 20,3
165/225/70/1,2,3	1555, 1603, 1535	2121, 2108, 2107	6,7; 6,0; 13,0
165/250/70/1,2,3	1659, 1615, 1613	1979, 1992, 1995	15,3; 13,3; 14,7
165/300/70/1,2,3	1115, 1119, 1089	1659, 1658, 1623	31,3; 29,3; 32,3

cieplnej przeprowadzono kontrolne badania metalograficzne, analizę rentgenowską składu fazowego oraz pomiary właściwości mechanicznych w jednoosiowej próbie rozciągania. Wybrane wyniki próby rozciągania zestawiono w tabeli 5. Z otrzymanych wykresów rozciągania dla stali S160 wynika, że próbki wygrzewane w najniższych temperaturach, tj. 200°C i 225°C są najmniej plastyczne. Próbka wygrzewana w temperaturze 300°C charakteryzuje się najlepszą plastycznością, ale stosunkowo niskimi wartościami $R_{0,2}$ i R_m . W przypadku stali S160 najlepszą kombinację wytrzymałości i plastyczności wykazuje próbka wygrzewana w temperaturze 250°C. Krzywe zarejestrowane dla próbek wykonanych ze stali S162 wskazują, że właściwości tej stali są lepsze od właściwości pozostałych badanych stali. Wszystkie próbki ze stali S162 charakteryzują się dobrą plastycznością przy wysokich parametrach wytrzymałościowych. Dla próbek ze stali S165 uzyskano podobne wyniki rozciągania, jak w przypadku stali S160. Plastyczność stali S165 rośnie wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania izotermicznego, a najlepsze właściwości wytrzymałościowe stal ta wykazuje po wygrzewaniu w temperaturze 250°C.

W tabeli 6 zamieszczono wyniki pomiaru austenitu resztkowego metodą rentgenograficzną w próbkach ze stali S160, S162 i S165 po przemianie izotermicznej w ciągu 70 godzin, w temperaturach z zakresu 225÷300°C. Dla stali S160 i S165 wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania izotermicznego, ilość austenitu resztkowego rośnie. Inny wynik otrzymano w przypadku stali S162, w której ilość austenitu resztkowego maleje wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania izotermicznego. Fakt ten może być związany z zawartością węgla w stali. Stal S162 zawiera 0,5% węgla, natomiast stale S160 i S165 około 0,8% węgla. Przy mniejszej zawartości węgla w stali S162, podczas przemiany bainitycznej mniej węgla przechodzi do austenitu, czego efektem może być jego mniejsza stabilność, niż w stalach S160 i S165.

Tabela 7. Zoptymalizowany skład chemiczny gatunku stali NANOS-BA
Table 7. Optimised chemical composition of NANOS-BA steel

Zakres zawartości pierwiastków	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ti	Al _{met}	N ppm	O ppm
Minimalna zawartość	0,55	1,95	1,75	-	-	1,23	0,70	0,09	0,006	0,015	-	-
Maksymalna zawartość	0,59	2,10	1,90	0,010 (0,015)	0,010 (0,015)	1,40	0,80	0,12	0,009	0,025	50	10 (15)

Tabela 6. Wyniki oznaczenia ilości austenitu resztkowego metodą rentgenowską w próbkach ze stali S160, S162 i S165 poddanych izotermicznej obróbce cieplnej zgodnie z parametrami podanymi w tabeli

Table 6. Results of determination of volume fraction of retained austenite by X-ray method for S160, S162 and S165 steels heat treated according to parameters shown in the table

Oznaczenie próbek wytop/ T_{izo} [°C]/ t_{izo} [h]/nr próbki	Udział austenitu resztkowego, [% obj.]
160/250/70/3	30,7
160/300/70/2	45,4
162/225/70/3	23,2
162/250/70/3	24,2
162/275/70/3	18,3
162/300/70/3	13,1
165/225/70/2	18,8
165/250/70/1	28,2
165/300/70/1	30,4

Na podstawie wyników symulacji numerycznych i fizycznych wykonanych na dużej liczbie eksperymentalnych wytopów, opracowano zoptymalizowany skład chemiczny stali nanobainitycznej, który podano w tabeli 7. Tak zaprojektowany skład chemiczny oznaczony NANOS-BA, dla zawartości węgla nieprzekraczającej 0,59%, zapewnia uzyskanie temperatury początku przemiany martenzytycznej w zakresie od 190°C do 215°C, co umożliwia wytworzenie nanobainitu z dużym udziałem austenitu resztkowego. Wytapianie i odlewanie stali NANOS-BA nie wymaga opracowania całkowicie nowych technologii lub operacji technologicznych, ani zastosowania nowego wyposażenia technicznego. W procesie wytwarzania stali NANOS-BA należy zastosować technologie, poddane odpowiedniej adaptacji, stosowane do wytapiania i odlewania średnio- i wysokostopowych wysokowytrzymałych stali do ulepszenia cieplnego o wysokiej czystości metalurgicznej, które są przeznaczone na wyroby dla przemysłu obronnego, w tym na pancerze.

3.1.2. Technologia wytwarzania wyrobów ze stali nanobainitycznej

Opracowano półprzemysłową technologię wytwarzania blach o grubości 4÷20 mm ze stali NANOS-BA do zastosowania w LPS [29] w dwóch wariantach: jako proces zintegrowany, polegający na wykonywaniu kolejnych operacji następujących bezpośrednio po sobie oraz jako proces etapowy, składający się z etapu obejmującego nagrzewanie wsadu, walcowanie na gorąco i regulowane chłodzenie po walcowaniu oraz z etapu obejmującego dwuoperacyjną obróbkę cieplną blach.

Proces ciągły (zintegrowany)

Przygotowanie wsadu: Wsadem są wlewki płaskie lub o przekroju kwadratowym wytopione i odlane w piecu VSG 100S, a następnie ujednorodnione w ciągu 24 godzin w temperaturze 1200°C w atmosferze gazu obojętnego. Należy stosować wolne nagrzewanie z piecem, a po ujednorodnieniu wolne studzenie z piecem. W przypadku stwierdzenia nadmiernego odwęglenia i/lub wad powierzchniowych, wadliwa zewnętrzna warstwa materiału wlewków powinna zostać usunięta metodą obróbki wiórowej.

Nagrzewanie wsadu do walcowania na gorąco: Załadunek wsadu następuje do zimnego pieca lub o temperaturze komory nie wyższej niż 500°C, nagrzewanie z piecem do temperatury austenitowania, wygrzewanie w temperaturze z zakresu 1100÷1200°C w ciągu 30÷60 minut, zalecane stosowanie atmosfery ochronnej w postaci obojętnego gazu (argonu).

Oczyszczanie wsadu przed walcowaniem: W zależności od potrzeby należy zastosować zbijacz zgorzeli. Zastosowanie zbijacza może nadmiernie ochłodzić wsad i spowodować asymetrię w rozkładzie temperatury na powierzchni wsadu.

Walcowanie na gorąco: Walcowanie należy wykonać w dwóch lub trzech sekwencjach, z dogrzewaniem pasma pomiędzy sekwencjami, w zależności od grubości wsadu i wymaganej końcowej grubości blachy. Zakres temperatury walcowania na gorąco: 1150÷850°C. Program gniołów należy tak zaplanować, aby po ostatnim przepuszczeniu pasmo miało strukturę zrekrytalizowanego jednorodnego drobnoziarnistego austenitu.

Chłodzenie po pośredniej sekwencji walcowania: Temperatura końca walcowania nie powinna być niższa niż 900°C. Po walcowaniu należy wolno chłodzić pasmo z szybkością nie większą niż 5°C/min.

Obróbka finalna po walcowaniu na końcową grubość: Temperatura końca walcowania nie powinna być niższa niż 850°C. Bezpośrednio po zakończeniu walcowania należy zastosować przyspieszone regulowane chłodzenie strumieniem powietrza, mgłą wodną i/lub natryskiem wodnym (lub w swobodnym powietrzu dla blach cienkich) do temperatury wyższej o 10÷30°C od założonej temperatury przemiany izotermicznej. Bezpośrednio po uzyskaniu wymaganej temperatury przez blachę, należy przeprowadzić przemianę izotermiczną w temperaturze z zakresu 200÷300°C w czasie minimum 48 godzin. Po przemianie izotermicznej następuje chłodzenie blachy w powietrzu. Wartości temperatury i czasu przemiany izotermicznej należy ustalić w zależności od składu chemicznego wytopu i wymaganych właściwości finalnych blachy.

Wstępne testy w LPS opracowanej technologii zintegrowanej wytwarzania blach ze stali nanobainitycznej, wykonano na materiale z wytopów S169 i S167 o skła-

dach chemicznych podanych w tabeli 3. Zastosowane wartości głównych parametrów finalnego etapu obróbki były następujące: dla materiału S169 temperatura wygrzewania izotermicznego 250°C i czas wygrzewania izotermicznego 70 godzin; dla materiału S167 temperatura wygrzewania izotermicznego 225°C i czas wygrzewania izotermicznego 70 godzin. W wyniku obróbki ciągłej w LPS wytworzono strukturę nanobainitu z austenitem resztkowym. Lepsze właściwości mechaniczne uzyskano dla materiału S169: twardość 565 HV, granica plastyczności 1528 MPa, wytrzymałość na rozciąganie 1825 MPa, $R_{0,2}/R_m = 0,84$ oraz wydłużenie względne A_5 równe 13,8%. Po kolejnych próbach, założone w projekcie właściwości uzyskano dla blach ze stali o składach mieszczących się w zakresie gatunku NANOS-BA (Tab. 7).

Proces etapowy

Ze względu na brak możliwości zastosowania w obecnych warunkach krajowego przemysłu stalowego technologii ciągłej, opracowano technologię etapową i ta odmiana technologii była przedmiotem dalszych symulacji w skali półprzemysłowej i optymalizacji półprzemysłowych parametrów wytwarzania, stanowiących podstawę do opracowania wytycznych do technologii przemysłowej. Główne operacje i parametry etapowej technologii wytwarzania blach NANOS-BA podano poniżej.

Etap I: walcowanie na gorąco blach na grubość finalną

Operacje: nagrzewania wsadu do walcowania na gorąco, oczyszczania powierzchni wsadu i walcowania na gorąco realizowane są według identycznych parametrów jak w przypadku technologii zintegrowanej. Aby zapobiec powstawaniu pęknięć, po zakończeniu walcowania blachy należy chłodzić w sposób spowolniony od temperatury końca walcowania do 200÷500°C, z szybkością nie większą niż ok. 2°C/min. (ostateczne parametry należy ustalić po wstępnych próbach dla poszczególnych grubości). Po spowolnionym chłodzeniu blachy charakteryzują się obniżoną twardością i w tym stanie należy wykonywać operacje prostowania, cięcia na arkusze o finalnych wymiarach, ew. mechaniczną obróbkę powierzchni i wykonywanie otworów.

Etap II: finalna obróbka cieplna blach

1. Austenitowanie blach:

- załadunek do zimnego pieca lub do pieca o temperaturze komory 500÷950°C (ostateczne parametry należy ustalić po wstępnych próbach dla poszczególnych grubości),
- nagrzewanie do temperatury austenitowania równej 950°C,
- wygrzewanie w temperaturze 950°C w ciągu 30÷60 minut (ostateczne parametry należy ustalić po wstępnych próbach dla poszczególnych grubości); zalecane jest stosowanie atmosfery ochronnej zabezpieczającej przed odwęgleniem i nadmiernym utlenieniem.

2. Obróbka międzyoperacyjna po austenitowaniu:

- bezpośrednio po zakończeniu austenitowania dla blach o grubości do 15 mm chłodzenie w powietrzu do temperatury wyższej od założonej temperatury przemiany izotermicznej (która jest równa $M_S + 30^\circ\text{C}$) o spadek temperatury następujący w czasie transportu do obróbki izotermicznej (ΔT_1), a dla blach o grubości powyżej 15 mm do ok. 20 mm,

przyspieszone regulowane chłodzenie strumieniem powietrza, mgłą wodną i/lub natryskiem wodnym (w zależności od grubości blachy i składu chemicznego wytopu) do temperatury wyższej o ΔT_i od założonej temperatury przemiany izotermicznej,

- przyspieszone chłodzenie blachy bezpośrednio po austenitowaniu powinno być ściśle kontrolowane, aby uzyskać jednorodny rozkład temperatury na przekroju blachy bezpośrednio przed przemianą izotermiczną.

3. Obróbka izotermiczna:

- po ochłodzeniu austenitowanej blachy do temperatury wyższej o ΔT_i od temperatury przemiany izotermicznej następuje transport do pieca do obróbki izotermicznej,
- wykonanie obróbki izotermicznej w temperaturze $M_S + 30^\circ\text{C}$ w czasie $50 \div 70$ godzin (ostateczne parametry należy ustalić po wstępnych próbach dla poszczególnych grubości),
- po wyjęciu blachy z pieca po zakończeniu obróbki izotermicznej, chłodzenie w powietrzu.

Tabela 8. Wyznaczone w próbie jednoosiowego rozciągania wartości $R_{0,2}$, R_m i A_5 dla próbek z blach wykonanych wg technologii dwuetapowej ze stali NANOS-BA (wytop S288), poddanych opisanym w tabeli wariantom obróbki cieplnej
Table 8. Values of $R_{0,2}$, R_m and A_5 determined for specimens made of NANOS-BA plates (heat no S288) manufactured according to the two-stage technology using parameters shown in the table

Oznaczenie próbek wytop/ $T_{\text{izo}}[^\circ\text{C}]/t_{\text{izo}}[\text{h}]/\text{nr}$ próbki	$R_{0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]
S288/230/70h/1	1301	1924	14,0
S288/230/70h/2	1332	1916	14,0
S288/230/70h/3	1316	1919	14,3

Technologię etapową zweryfikowano poddając walcowaniu w LPS na blachy wlewki nr S288 wykonany w piecu VS100S (0,59%C, 1,99%Mn, 1,81%Si, 1,34%Cr, 0,78%Mo, 0,12%V, 0,009%Ti) i następnie obrabiając cieplnie blachy w piecach laboratoryjnych. Wyniki badań właściwości mechanicznych wskazują, że w wyniku zastosowania etapowej technologii uzyskano założone właściwości mechaniczne blach ze stali NANOS-BA: $R_m > 1,9$ GPa, $R_{0,2} > 1,3$ GPa i $A_5 > 14\%$ (przykład w tabeli 8).

3.1.3. Wytworzenie próbek i elementów pancerzy z nanobainitycznej stali NANOS-BA przeznaczonych do testów przestrzeleniowych

Z odwalcowanych i obrobionych cieplnie z zastosowaniem technologii etapowej blach NANOS-BA wykonano próbki do badań przestrzeleniowych oraz elementy paneli pancerzy. Finalna obróbka cieplna obejmowała austenitowanie w temperaturze 950°C przez 30 minut w atmosferze ograniczającej utlenienie, kontrolowane chłodzenie w powietrzu do temperatury $220^\circ\text{C} + \Delta T$ (ΔT – spadek temperatury w trakcie transportu i załadunku do pieca do obróbki izotermicznej) oraz wygrzewanie izotermiczne w drugim piecu w temperaturze 220°C przez 70 godzin. Temperatura blach załadowanych do obróbki izotermicznej wynosiła $225 \div 230^\circ\text{C}$. Po wygrzewaniu izotermicznym blachy studzono swobodnie w powietrzu. W wyniku wykonanej obróbki wytworzono wymaganą nanostrukturę bainityczno-austenityczną, a w efekcie uzyskano twardość blach w przedziale $49 \div 52$ HRC ($580 \div 615$ HV10). Na rys. 5 zamieszczono fotografie przykładowych próbek do testów przestrzeleniowych, a na rys. 6 przykładowy element do wykonania panelu.



Rys. 5. Próbki do testów przestrzeleniowych przygotowane z blachy NANOS-BA (wytop S272) o wymiarach $150 \text{ mm} \times 150 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ i $50 \text{ mm} \times 50 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$

Fig. 5. Specimens for the firing tests prepared from NANOS-BA plate (heat No S272) of $150 \text{ mm} \times 150 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ and $50 \text{ mm} \times 50 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ dimensions



Rys. 6. Element o wymiarach 600 mm × 250 mm × 6,8 mm z blachy NANOS-BA (wytop S290) przeznaczony do konstrukcji przestrzennego panelu

Fig. 6. Component of dimensions 600 mm × 250 mm × 6.8 mm made of NANOS-BA (heat No S290) plate prepared for construction of a spaced panel

3.2. STALE MARAGING NOWEJ GENERACJI

3.2.1. Opracowanie składów chemicznych zmodyfikowanych gatunków stali maraging

Stale maraging zostały wynalezione i wdrożone do produkcji przemysłowej w USA w latach 1960. Tradycyjnie gatunki stali maraging oznaczane są literami MS (Maraging Steel) i następującą po tych literach liczbą oznaczającą nominalną wartość granicy plastyczności w jednostkach naprężenia stosowanych w USA: ksi (1 ksi = 1000 funtów na cal kwadratowy; 1 ksi = 6,9 MPa). Obecnie wytwarzane w skali przemysłowej stale maraging mają skład chemiczny oparty na układzie Fe-18% Ni-Co-Mo-Ti lub/i Al i charakteryzują się następującymi poziomami nominalnej granicy plastyczności:

- MS200 lub18Ni200, o nominalnej granicy plastyczności 200 ksi, równej 1380 MPa,
- MS250 lub18Ni250, o nominalnej granicy plastyczności 250 ksi, równej 1725 MPa,
- MS300 lub18Ni300, o nominalnej granicy plastyczności 300 ksi, równej 2070 MPa,
- MS350 lub18Ni350, o nominalnej granicy plastyczności 350 ksi, równej 2415 MPa.

Z opublikowanych przed rozpoczęciem niniejszego projektu wyników badań wynikało, że są prowadzone prace nad gatunkami stali maraging o wyższej granicy plastyczności od gatunków produkowanych przemysłowo: MS400 o nominalnej granicy plastyczności ok. 2,7 GPa oraz MS500 o nominalnej granicy plastyczności ok. 3,4 GPa [30–35]. Za cel niniejszego projektu w zakresie dotyczącym rozwoju gatunków stali maraging uznano zaprojektowanie składu chemicznego i technologii wytwarzania gatunków, które po zastosowaniu optymalnej obróbki cieplnej wykazywałyby granicę plastyczności na poziomie co najmniej 2,0÷2,5 GPa oraz poziom ciągliwości gwarantujący wysoką odporność balistyczną. Osiągnięcie granicy plastyczności powyżej 2,0 GPa i jednocześnie dobrej plastyczności gwarantującej wysoką odporność balistyczną, wyma-

gało zaprojektowania technologii wytopienia i odlania stali bardzo czystej pod względem zawartości wtrąceń niemetalicznych i pierwiastków domieszkowych. Biorąc pod uwagę wyniki analiz własnych badań i danych literaturowych [35–39] dotyczących zmniejszenia skłonności do segregacji powodującej niejednorodność wydzielania i do powstawania wydzielen na granicach ziarn na różnych etapach obróbki cieplnej, ustalono następujące składy bazowe superwytrzymałych stali maraging klas 400, 500 i 550:

- bazowy skład gatunku MS400: Fe-13%Ni-15%Co-5%Mo-3%W-2%V (suma pierwiastków stopowych 38%),
- bazowy skład gatunku MS500: Fe-10%Ni-18%Co-5%Mo-5%W-4%V (suma pierwiastków stopowych 42%),
- bazowy skład gatunku MS550: Fe-8%Ni-20%Co-5%Mo-5%W-4%V (suma pierwiastków stopowych 42%).

Wytopy eksperymentalnych stali maraging MS400, MS500 i MS550 wykonano w próżniowym piecu indukcyjnym VSG 100S o nominalnej pojemności tygla 100 kg oraz w próżniowym piecu indukcyjnym Balzers o nominalnej pojemności tygla 25 kg, w trzech kolejnych seriach A1, A2 i A3. Na materiale z kolejnych serii przeprowadzono badania obejmujące: ocenę czystości stali, kontrolę ujednorodnienia, badania dylatometryczne, wyznaczenie parametrów przesycań oraz opracowanie krzywych starzenia. Z wybranych wytopów wykonano próbki do badań odporności na przestrzelenie. Na podstawie wyników pierwszej serii wytopów (A1), wykonano drugą serię (A2) i następnie trzecią serię (A3) o zmodyfikowanych składach chemicznych. Trzecia seria wytopów obejmowała gatunki MS400 i MS550, które uznano za najbardziej obiecujące pod względem zastosowań na elementy pancerzy (Tab. 9). Wytopy stali MS400 i MS550 z serii A3 charakteryzowały się zmodyfikowanymi składami chemicznymi w stosunku do wcześniej badanych stali w zakresie zawartości składników stopowych takich jak kobalt, wolfram i wanad, jak również założonych wąskich przedziałów zawartości pozostałych pierwiastków i restrykcyjnych ograniczeń zawartości pierwiastków domieszkowych. Na podstawie wyników badań mikrostruktury stali maraging MS550 z serii A3 zawierającej dodatki W i V stwierdzono, że wanad ma niewielki wpływ na właściwości wytrzymałościowe. W szczególności nie stwierdzono jego obecności w wydzieleniach, a umocnienie osnowy spowodowane obecnością w niej wanadu jest nieznaczące. W związku z powyższym wykonano wytop stali w gatunku MS550 bez dodatku wanadu (wytop nr S212, Tab. 9).

Do badań włączono klasyczny gatunek stali maraging MS350, który w stanie starzonym standardowo, stanowił materiał porównawczy (Tab. 10). Dla gatunku MS350 opracowano również zmodyfikowane parametry

Tabela 9. Składy chemiczne wytopów laboratoryjnych stali maraging z serii A3

Table 9. Chemical compositions of laboratory maraging steels heats of A3 series

Gatunek/ nr wytopu	C	P	S	Ni	Co	Mo	W	V	Ti	Al _{całk}	N całk ppm	O całk ppm
MS400 / S178	0,012	0,01	0,01	14,8	13,3	6,0	2,0	1,9	0,57	0,020	42	15
MS400 / S183	0,013	0,01	<0,01	15,7	14,1	6,5	2,1	2,2	0,70	0,024	33	14
MS550 / S185	0,014	0,01	<0,01	11,7	18,2	6,3	2,1	2,2	0,68	0,022	32	13
MS550 / S184	0,012	0,01	<0,010	11,9	18,3	6,5	2,2	2,2	0,69	0,018	33	11
MS550 / S212	0,007	0,006	0,004	11,9	16,6	6,3	2,0	0,00	0,69	<0,02	nb	nb

nb – nie badano

Tabela 10. Składy chemiczne wytopów laboratoryjnych stali MS350

Table 10. Chemical compositions of laboratory heats of MS350 steel grade

Gatunek / nr wytopu	C	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al _{całk}	N całk ppm	O całk ppm
MS350 / S186	0,007	0,05	0,010	<0,010	18,0	12,8	4,6	1,6	0,010	27	13
MS350 / S229	0,007	0,05	0,007	<0,010	18,0	13,1	4,5	1,8	0,020	nb	nb
MS350 / S230	0,008	<0,05	0,008	<0,010	18,1	12,8	4,2	1,8	0,020	nb	nb

nb – nie badano

starzenia obejmujące m.in. starzenie wielokrotne oraz starzenie krótkotrwałe. Zabiegi te miały na celu poprawę plastyczności przy zachowaniu poziomu twardości i wytrzymałości niezbędnej do uzyskania wymaganej odporności na przebicie.

3.2.2. Ustalenie parametrów obróbki cieplnej zmodyfikowanych gatunków stali maraging na podstawie badań struktury i właściwości mechanicznych

Dla badanych wytopów z serii A3 (Tab. 9) określono temperatury obróbki cieplnej z uwzględnieniem ich zastosowania jako elementy osłon antyudarowych. Opracowując optymalne parametry obróbki cieplnej, wzięto pod uwagę konieczność uzyskania następujących cech materiału:

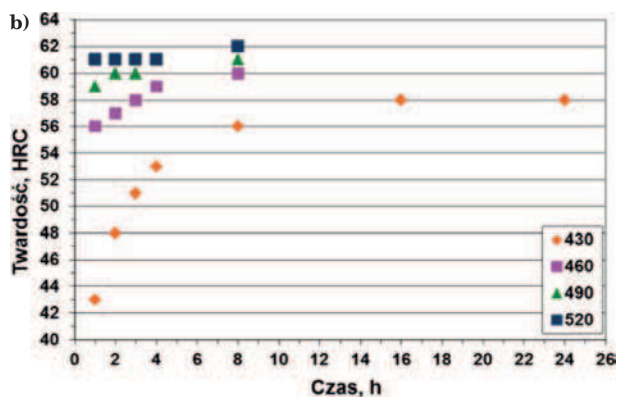
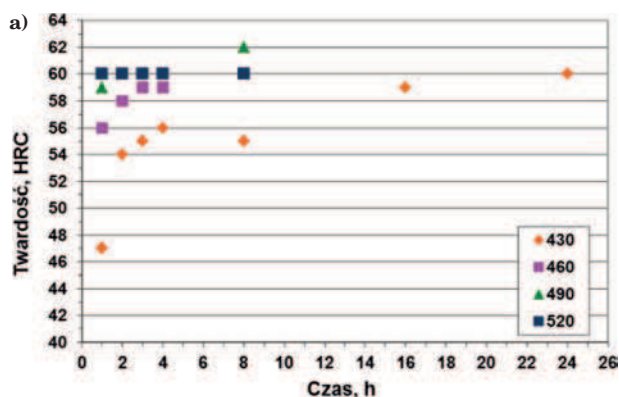
- jednorodna mikrostruktura bez obecności dużych wydzielen, w szczególności występujących na granicach ziarn i/lub w postaci skupisk,
- maksymalny poziom twardości (wytrzymałości), przy zachowaniu zdolności do odkształcenia plastycznego bez powstawania pęknięć,
- brak skłonności do fragmentacji podczas testu ostrzałem.

Na podstawie diagramów starzenia (Rys. 7) ustalono parametry starzenia próbek przeznaczonych do testów ściskania w temperaturze otoczenia. Maksymalną twardość dla stali maraging MS400 wynoszącą 62 HRC uzyskano po starzeniu w temperaturze 490°C przez 8 godzin. W przypadku stali MS550 uzyskano również twardość 62 HRC po starzeniu w temperaturze 520°C przez 8 godzin. Z wyników pomiarów twardości próbek ze stali MS400 i MS550 po starzeniu wynika, że dla temperatury 430°C nie osiągnięto maksymalnej twardości nawet po 24-godzinnym wygrzewaniu. Z kolei w temperaturze 520°C po 1 godzinie uzyskano wysoki poziom twardości 60÷61 HRC (bliski maksimum), który z czasem nie ulegał zmianie. Można przypuszczać,

że w temperaturze 520°C powstają wydzielenia o zbyt dużych rozmiarach, które są niekorzystne z punktu widzenia udarności stali. Wstępnie ustalono na podstawie wyników pomiarów twardości zakres temperatury starzenia równy 460÷490°C i czas od 1 godziny do 4 godzin. Ostateczne parametry starzenia ustalono na podstawie analizy wyników badań mikrostruktury i właściwości mechanicznych.

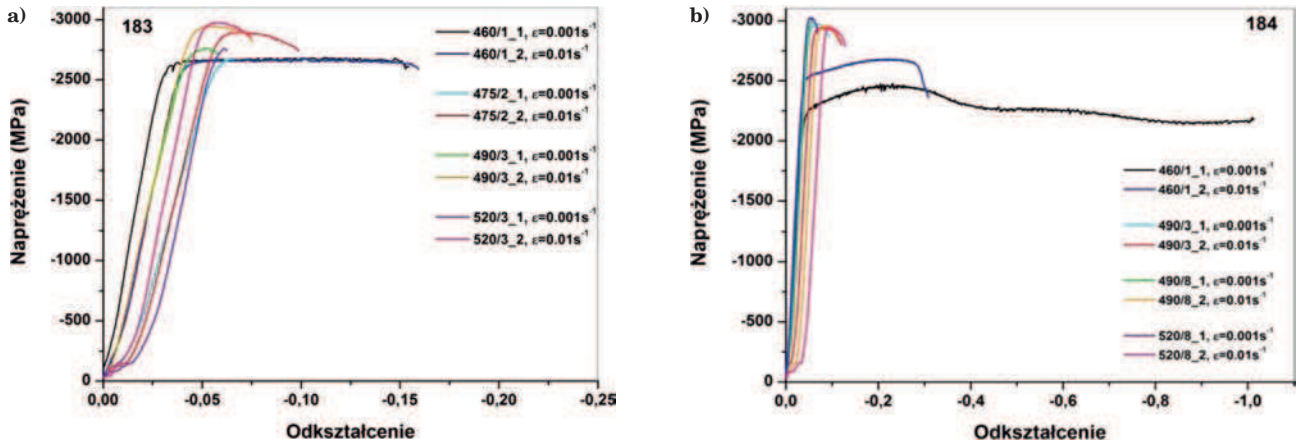
Ocenę zdolności materiału do odkształcenia plastycznego bez pęknięć oraz wyznaczenie granicy plastyczności wykonano metodą ściskania w temperaturze otoczenia w symulatorze Gleeble 3800. W testach ściskania zastosowano wielkość odkształcenia 1,2 oraz prędkości odkształcenia 0,001 i 0,01 s⁻¹, porównywalne z prędkościami stosowanymi w statycznej próbie rozciągania. Na podstawie zarejestrowanych krzywych σ - ϵ oceniono zdolność materiału do odkształcenia plastycznego. Otrzymane w wyniku ściskania krzywe zamieszczono na rys. 8. Na podstawie krzywych ściskania dla obydwu gatunków stali ustalono, że najwyższą plastyczność wykazują próbki starzone w temperaturze 460°C przez 1 godzinę. Próbki te charakteryzują się twardością 56 HRC. Dla wyższych temperatur starzenia i dłuższych czasów obserwowano pęknięcia próbek po osiągnięciu wartości odkształcenia ok. 0,1 przy wysokich wartościach naprężenia, dochodzących do 3 GPa.

Do wstępnego badania ostrzałem wytypowano stal MS550. Na podstawie wyników ostrzału pociskami B-32 kalibru 12,7 mm stwierdzono, że parametry optymalnego wariantu starzenia tej stali są następujące: temperatura 460°C i czas 20 minut. Po takiej obróbce cieplnej stal MS550 uzyskuje wymagany poziom twardości zachowując jednocześnie dobrą plastyczność. Płytki ochronne 100 mm × 100 mm o grubości 8 i 6 mm spełniły pozytywnie test ostrzałem chroniąc płytę podkładową przed przebiciem i nie ulegając fragmentacji. Stal MS550 po starzeniu w 460°C przez 20 minut wykazuje dużą zdolność do absorpcji energii udarowej.



Rys. 7. Wyniki pomiarów twardości HRC próbek poddanych starzeniu: a) nr wytopu S183, gatunek stali MS400; b) nr wytopu S184, gatunek stali MS550

Fig. 7. Results of HRC hardness measurements of aged specimens: a) heat no S183, steel grade MS400; b) heat no S184, steel grade MS550



Rys. 8. Krzywe napężenie – odkształcenie w teście ściskania próbek ze stali MS400 (a) i MS550 (b) po starzeniu; parametry starzenia podano na diagramach

Fig. 8. Stress – strain curves obtained in the compression test of specimens made of aged steels MS400 (a) and MS550 (b); aging parameters are shown in the diagrams

Pozostałe zastosowane warianty starzenia, obejmujące zarówno dłuższe czasy starzenia jak również wyższe temperatury i krótsze czasy, pozytywnie spełniły test ostrzałem dla grubości zastosowanych płytek 6, 7 i 8 mm w zakresie ochrony płyty podkładowej, ale uległy fragmentacji, co świadczy o zbyt niskiej plastyczności. Wyniki testów ściskania stali MS550 po zastosowaniu czasów starzenia od kilkunastu sekund do kilku godzin, wykazały znaczny potencjał tego gatunku do uzyskiwania wymaganych właściwości w wyniku starzenia w zakresie przed osiągnięciem maksymalnego poziomu twardości (Rys. 9). Na szczególną uwagę zasługują próbki po starzeniu w 460°C w czasie od 5 minut do 30 minut, charakteryzujące się wysokim poziomem wytrzymałości i bardzo dobrą plastycznością.

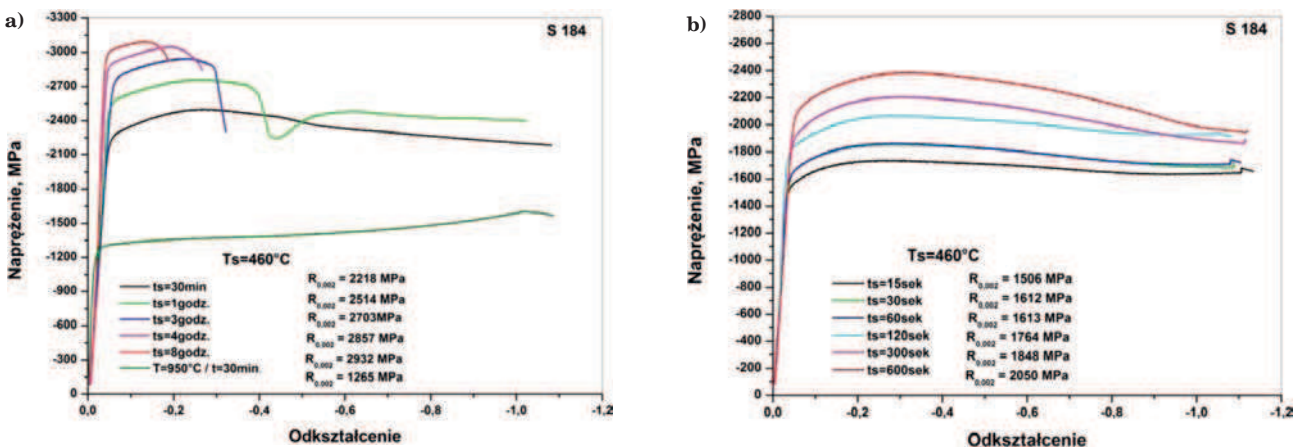
Do badań właściwości mechanicznych stali MS550 wytypowano wariant obróbki cieplnej krótkotrwałego starzenia (nagrzewanie 10 minut + starzenie 20 minut) w temperaturze 460°C. W statycznej próbie rozciągania wyznaczono następujące wartości: $R_{0,2} = 1420$ MPa; $R_m = 1645$ MPa. Nie określono wydłużenia równomiernego z powodu zerwania próbek poza bazą pomiarową, ale próbki po zerwaniu wykazywały wyraźne przewężenie oraz wydłużenie. Uzyskany poziom udarności 38 J/cm^2 w temperaturze pokojowej oraz 15 J/cm^2 w -40°C

wskazuje na możliwość zastosowania tego gatunku stali na elementy pancerzy.

Dla stali MS550 – wytop S212 (Tab. 9) wykonano starzenie w temperaturach 430, 460, 490 i 520°C i zastosowano czasy od 1 do 8 godzin (Rys. 10). Maksymalną twardość wynoszącą 58 HRC uzyskano po starzeniu w temperaturach 490°C i 520°C przez 3÷8 godzin. Z wyników pomiarów twardości próbek po starzeniu wynika, że dla temperatur 430°C i 460°C osiągnięto twardość odpowiednio powyżej 50 i 54 HRC po 8-godzinnym wygrzewaniu. Wstępnie ustalono na podstawie wyników pomiarów twardości zakres temperatur starzenia 460÷490°C i czas od 1 do 4 godzin.

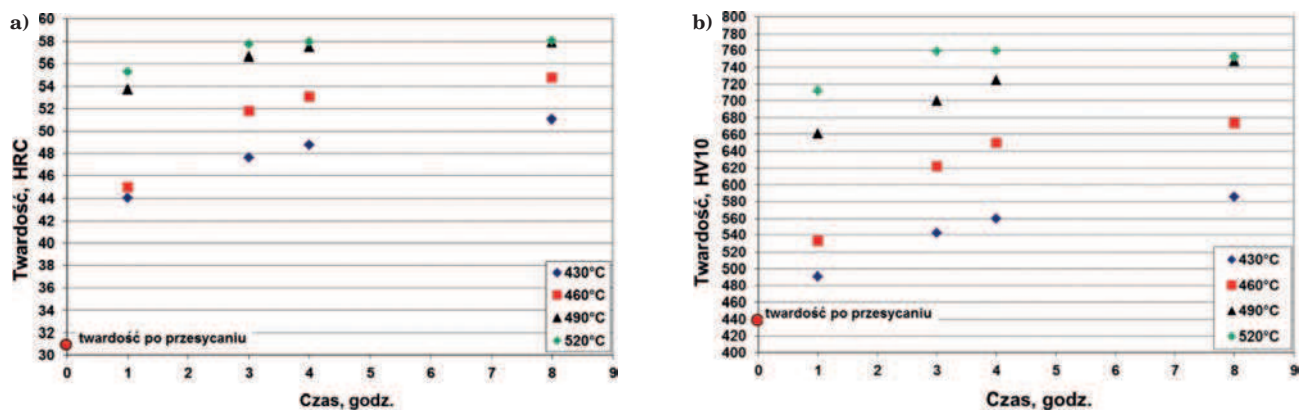
Badania odporności na przebicie blach ze stali maraging MS550 – wytop S212 wykazały, że optymalne dla tego rodzaju zastosowań właściwości uzyskuje się w wyniku starzenia krótkotrwałego. W związku z tym wyznaczono właściwości mechaniczne dla dwóch wariantów starzenia krótkotrwałego na próbkach płaskich o grubości 6 mm. Zastosowano temperaturę starzenia 490°C oraz czas 10 i 15 minut. Uzyskano wytrzymałość na poziomie 1600÷1780 MPa oraz wydłużenie A_5 10÷13%.

Badania standardowego gatunku MS350 dotyczyły ustalenia wartości parametrów starzenia w celu popra-



Rys. 9. Krzywe napężenie – odkształcenie w teście ściskania próbek ze stali MS550 po starzeniu w temperaturze 460°C z zastosowaniem czasów od 15 sekund do 8 godzin; parametry starzenia podano na diagramach

Fig. 9. Stress – strain curves obtained in the compression test of specimens made of steel MS550 aged at 460°C during periods from 15 s to 8 h; aging parameters are shown in the diagrams

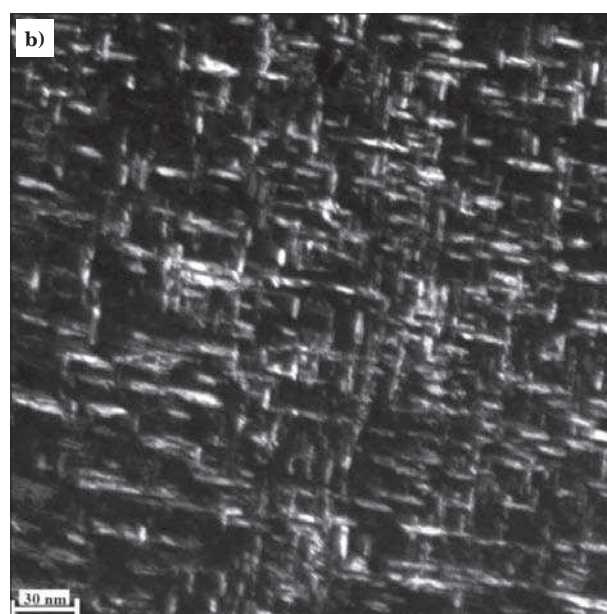
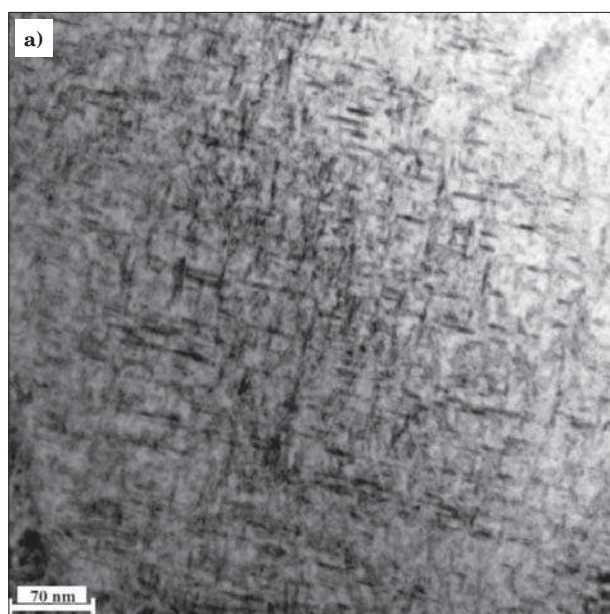


Rys. 10. Wyniki pomiarów twardości HRC (a) i HV10 (b) próbek starzonych ze stali MS550 – wytop S212; temperatury starzenia podano na wykresach

Fig. 10. Results of HRC (a) and HV10 (b) hardness measurements of aged specimens made of MS550 steel grade heat No S212; aging temperatures are shown in the diagrams

wy właściwości plastycznych i udarności, przy zachowaniu wymaganego poziomu twardości i wytrzymałości. Próbkę ze stali MS350 starzono dwuetapowo: w temperaturze 480°C przez 4 godziny uzyskując maksymalną twardość 57 HRC, a następnie w zakresie temperatur 570÷650°C przez czas 1 i 3 godzin. Na podstawie wyników pomiarów twardości, właściwości mechanicznych, pomiarów udarności oraz badań mikrostruktury ustalono wariant obróbki cieplnej, dla którego uzyskano optimum właściwości mechanicznych. Do zastosowań w opancerzeniu zaproponowano następującą obróbkę cieplną podwójnego starzenia stali MS350: 480°C/4 godziny i następnie 600°C/1 godzina. Po zastosowaniu wymienionych parametrów obróbki cieplnej stal ma następujące właściwości: twardość 54 HRC; parametry określone w próbie rozciągania: $R_{0,2} = 1900 \div 1940$ MPa; $R_m = 2000 \div 2040$ MPa; A_5 ok. 3%, udarność KV w temperaturze -40°C w zakresie 15÷20 J/cm². Drugim wariantem modyfikacji parametrów obróbki cieplnej stali maraging MS350 było starzenie krótkotrwałe. Wła-

ściwości mechaniczne stali MS350 dla wytypowanych rodzajów obróbki cieplnej wyznaczono w statycznej próbie rozciągania na próbkach płaskich oraz w statycznej próbie ściskania na próbkach cylindrycznych. Próbki po starzeniu w temperaturze 550°C w czasie od 2 do 10 minut uzyskały $R_{0,2}$ w zakresie 1918÷2167 MPa, R_m od 2039 do 2245 MPa, przy wydłużeniu A_5 w zakresie 7,2÷8,0%. Próbki o największej zdolności do pochłaniania energii określonej na podstawie testów ostrzałem, nie ulegające fragmentacji, charakteryzowały się wartością $R_{0,2}$ ok. 1930 MPa, R_m ok. 2050 MPa, wydłużeniem A_5 równym 7,5% oraz twardością 53÷54 HRC i udarnością KV w temperaturze -40°C równą 25 J/cm². Próbki starzone w temperaturze 480°C przez 30 minut charakteryzowały się niższymi właściwościami wytrzymałościowymi oraz niższą plastycznością od próbek starzonych w 550°C. Po 2 minutach starzenia w 550°C granica plastyczności wyznaczona z krzywych ściskania osiągnęła wartość ok. 2200 MPa, a próbki odkształcały się plastycznie bez znaczących pęknięć na



Rys. 11. Nanowydzielenia w stali MS350 po starzeniu w temperaturze 550°C przez 10 minut: a) jasne pole obserwacji, b) ciemne pole obserwacji w refleksie wydzielonej fazy; TEM, cienka folia

Fig. 11. Nanoprecipitates in MS350 steel aged at 550°C during 10 minutes: a) bright field image, b) dark field image in reflection of the precipitated phase; TEM, thin foil

powierzchniach bocznych. W wyniku starzenia krótkotrwałego uzyskano twardość od 550 HV (50 HRC) dla czasu 10 sekund, do ok. 700 HV (56 HRC) dla 10 minut. Próbki ze stali MS350 poddane starzeniu w temperaturze 550°C w czasie 2 minut i 10 minut poddano badaniom strukturalnym z zastosowaniem transmisyjnego mikroskopu elektronowego. Przykładowe wydzielenia w próbce starzonej w 550°C przez 10 minut przedstawiono na rys. 11. Zidentyfikowano nanowydzielenia o długości kilkudziesięciu nm i wymiarach przekroju poprzecznego ok. 5 nm.

3.2.3. Wykonanie elementów panczerzy z blach ze zmodyfikowanych gatunków stali maraging wytworzonych według opracowanej technologii

Seria wytopów A1

Do badań odporności na przebiecie pociskami wykonano próbki o wymiarach 50 ($\pm 0,5$) mm \times 50 ($\pm 0,5$) mm \times 10 ($\pm 0,1$) mm. Wstępne formaty wykonano z materiału po przesycaaniu z nadatkiem na końcową obróbkę mechaniczną. Próbki te po zastosowaniu starzenia przeszlifowano na wymiary końcowe z wymaganą dokładnością. Wytypowano próbki różnicowane pod względem twardości oraz stanu strukturalnego: po przesycaaniu bez starzenia, po krótkotrwałym starzeniu, po starzeniu przez trzy godziny oraz po długotrwałym starzeniu przez 30 godzin. Wytworzono materiał o różnicowanym poziomie twardości od 30÷38 HRC po przesycaaniu, przez 47÷50 HRC po starzeniu w temperaturze 430°C przez 0,5 godziny, do 57÷64 HRC po starzeniu w temperaturze 490°C przez czas od 3 do 30 godzin. Drugą serią badań odporności na przestrzelenie stali MS400, MS500 i MS550 wykonano na próbkach o wymiarach 50 mm \times 50 mm \times 10 mm oraz 100 mm \times 100 mm \times 10 mm. Dla wymienionych próbek zastosowano zmodyfikowane parametry starzenia w porównaniu z serią pierwszą oraz wykonano starzenie etapowe. W wyniku starzenia etapowego i wydłużenia czasu starzenia do 215 godzin uzyskano twardość 65 HRC. W wyniku starzenia w temperaturze 490°C przez czas od 3 do 215 godzin uzyskano twardość 58÷65 HRC. Twardość próbek po starzeniu dwuetapowym w temperaturach 430 i 520°C wynosiła od 58 do 61 HRC.

Seria wytopów A2 oraz gatunek MS350

Do badań odporności stali MS400 i MS550 z serii A2 na przebiecie w testach ostrzałem przygotowano próbki o grubości 10 mm i powierzchni 50 mm \times 50 mm i 100 mm \times 100 mm. Zastosowano starzenie standardowe w temperaturze 460 i 490°C przez 1÷4 godziny i uzyskano twardość 60÷61 HRC. Wykonano także próbki z gatunku MS350, które poddano starzeniu dwuetapowemu. Twardość próbek z gatunku MS350 wynosiła od 54 do 57 HRC.

Seria wytopów A3

Ze stali w gatunkach MS400 i MS550 z serii A3 do badań odporności na przestrzelenie wykonano próbki o wymiarach 100 mm \times 100 mm i grubości 7, 8 i 10 mm. Na podstawie przeprowadzonych badań właściwości mechanicznych i mikrostruktury, dobrano parametry starzenia: temperatury 430 i 460°C oraz czasy 1 i 4 godziny. Twardość dla tych parametrów starzenia wyniosła od 54 do 59 HRC. Zastosowano również starzenie krótkotrwałe (czas poniżej 30 minut). Kolejnym etapem

było wykonanie płytek o grubości 5 i 6 mm i wymiarach 100 mm \times 100 mm. Płytki te wykonano stosując zoptymalizowane parametry starzenia, m.in. starzenie krótkotrwałe i starzenie w temperaturze 460°C.

Poziom twardości płytek ze stali maraging MS400 i MS550 wykazujących wysoką zdolność do absorpcji i rozpraszania energii udarowej wynosił od 47 do 55 HRC. Dla stali MS350 poddanej starzeniu krótkotrwałemu uzyskano twardość ok. 50 HRC oraz wysoką odporność na przebiecie bez powstawania pęknięć.

3.3. AMORFICZNE I NANOKRYSTALICZNO-AMORFICZNE STOPY NA BAZIE ŻELAZA

3.3.1. Opracowanie składu chemicznego stopów na bazie żelaza o strukturze nanokrystaliczno-amorficznej

W ubiegłych kilkunastu latach zagadnieniu masywnych stopów amorficznych – MSA (tj. o grubości co najmniej kilku milimetrów) poświęcono wiele badań zarówno w świecie jak i w Polsce. Materiały te charakteryzują się bardzo dobrymi właściwościami mechanicznymi, fizycznymi i chemicznymi, które nie są możliwe do uzyskania w materiałach amorficznych w postaci taśm o grubości do 200 μ m oraz w materiałach krystalicznych. W wyniku wieloletnich badań udało się wytworzyć masywne stopy amorficzne w wieloskładnikowych układach charakteryzujących się zdolnością do zeszklenia, zawierających wybrane metale z grupy żelaza oraz z grupy metali nieżelaznych. Jednym z potencjalnych zastosowań MSA są elementy opancerzenia. Współczesne pojazdy pancerne obok podstawowego pancierza wykonanego ze stali pancernej wyposażone są w dodatkowe opancerzenie w postaci kaset zawierających warstwy płytek o bardzo wysokiej twardości przekładanych warstwami płytek z materiału o wyższej plastyczności. Najczęściej kasety zbudowane są z płytek ceramicznych wykonanych z tlenku glinu, węgla bora lub węgla krzemowego. Warstwa ceramiczna, ze względu na wysoką twardość jest obecnie najlepszą osłoną niszczącą ostrze pocisku w wyniku wzrostu naprężeń w pocisku, które w zależności od wartości powodują stępienie i/lub skruszenie ostrza pocisku. Elementy ceramiczne przekładane są płytkami stalowymi wykonanymi ze stali pancernych typu PM-20, PM-30 i ARMOX. Wadą płytek ceramicznych jest ich kruchość, co powoduje, że jednorazowe uderzenie pocisku prowadzi do zupełnego rozbicia płytki i utraty zdolności ochronnych. Przystępując do opracowania stopów o strukturze nanokrystaliczno-amorficznej założono, że płytki z nowych stopów ze względu na wysoką twardość oraz większą plastyczność będą zamiennikiem płytek ceramicznych w panczerzu kompozytowym, podwyższając jego odporność balistyczną. Ze względów konstrukcyjnych w budowie dodatkowego opancerzenia stosowane są płytki o wymiarach minimum 50 mm \times 50 mm \times 5 mm.

Otrzymywanie masywnych stopów amorficznych uzależnione jest od spełnienia trzech reguł empirycznych podanych przez Inoue [40]:

- wieloskładnikowość stopu: w skład powinny wchodzić więcej niż 3 pierwiastki,
- znaczna różnica w rozmiarze promieni atomów głównych pierwiastków tworzących stop: powyżej 12%,
- ujemne ciepło mieszania pomiędzy głównymi składnikami.

Spełnienie wymienionych reguł powoduje:

- wzrost udziału gęsto upakowanych struktur w stopie,
- formowanie się w ciekłym stopie nowych konfiguracji atomowych,
- zdolność do tworzenia wieloskładnikowych oddziaływań o krótkim zasięgu.

Ze względu na fakt, że składy chemiczne stopów amorficznych są bliskie punktowi eutektycznemu [41], we wstępnej fazie badań, za pomocą programu ThermoCalc obliczono diagramy fazowe układów potrójnych w celu identyfikacji najkorzystniejszych kombinacji głównych pierwiastków o najniższej temperaturze eutektyki, a następnie wyznaczono zakresy zawartości poszczególnych pierwiastków mogących tworzyć stop amorficzny. Skład chemiczny blisko punktu eutektycznego powoduje, że proces krzepnięcia zachodzi w niższych temperaturach, przez co proces krystalizacji jest spowolniony, ze względu na większą lepkość i zmniejszoną mobilność atomów. Na podstawie wyników obliczeń stwierdzono, że w stopie Fe-C-B eutektyka występuje dla składu 3,5% węgla i 1,0% boru (% masowe), a temperatura eutektyczna jest równa 1136°C. W drugim kroku obliczeń, dla eutektycznego stopu potrójnego Fe-C-B budowano układ równowagi dla stopu poczwórny, przez wprowadzenie dodatku manganu w zakresie od 0 do 5,0%. Na podstawie otrzymanego wykresu równowagi określano skład stopu eutektycznego Fe-C-B-Mn. W kolejnych krokach skład stopu uzupełniano dodatkami chromu, molibdenu, kobaltu i niklu. Wyniki obliczeń wykazały, że ze wzrostem stopowości następuje obniżenie temperatury eutektycznej. Najniższą wartość temperatury eutektycznej równą około 990°C stwierdzono dla stopu Fe-4,8%Si-2%Co-8%Mo-5%Ni-3%Cr-5%Mn-3,5%C-1%B. Na podstawie publikowanych wyników badań można stwierdzić [42], że w stopach na bazie żelaza zastosowanie dodatku itru w ilości 1÷2% at. pozwala uzyskać strukturę w pełni amorficzną w próbce w postaci pręta o średnicy około 12 mm. Biorąc pod uwagę ogólne warunki powstawania stanu amorficznego oraz publikowane dane dotyczące właściwości mechanicznych uzyskiwanych dla różnych stopów na bazie żelaza zdecydowano, że zaprojektowany skład chemiczny powinien zapewniać uzyskanie stopu charakteryzującego się jak najniższą wartością temperatury eutektycznej, tzw. głęboką eutektyką. Założono, że próby otrzymania masywnych wyrobów o strukturze amorficznej lub z dominującym udziałem tej fazy zostaną oparte na stopach żelaza i węgla oraz żelaza i boru uzupełnionych dodatkami manganu, chromu i molibdenu. Na podstawie analizy wyznaczonych teoretycznych układów równowagi stopów potrójnych i wieloskładnikowych określono zakresy zawartości pierwiastków pozwalające uzyskać stopy o składzie zbliżonym do składów eutektycznych. Zawartości pierwiastków, które z teoretycznego punktu widzenia pozwalają na wytworzenie stopów amorficzno-nanokrystalicznych są następujące (% masowe): $(40\div 60\%Fe)+(1\div 4\%C)+(1\div 5\%B)+(5\div 20\%Mo)+(5\div 15\%Co)+(0\div 4\%Cr)+(0\div 10\%Ni)+(0\div 5\%Si)+(0\div 4\%Mn)$. Założono, że w celu zwiększenia podatności stopów na zeszklenie konieczne może okazać się zastosowanie dodatków następujących pierwiastków: Y, Er, Hf, Zr.

3.3.2. Zaprojektowanie i wykonanie stanowiska do odlewania stopów nanokrystalicznych z udziałem fazy amorficznej oraz opracowanie technologii odlewania

Założono, że stanowisko do wytapiania i odlewania (oznaczone A3-LPS) powinno umożliwiać z jednej strony wykonanie eksperymentów weryfikujących opracowane składy chemiczne i parametry odlewania, zaś z drugiej strony zapewniać możliwość wytworzenia płytek o kształcie i wymiarach odpowiednich do wykorzystania w budowie pancerza. Przy opracowaniu koncepcji stanowiska przyjęto, że proces topienia wsadu będzie prowadzony metodą indukcyjną w atmosferze ochronnej gazów obojętnych lub w próżni oraz odlewanie prowadzone będzie metodą ciśnieniową do wlewnicy miedzianej o chłodzonych wodą ścianach. Stanowisko składa się z następujących urządzeń:

1. Generatorsa zasilającego segment do przygotowania stopów wstępnych i segment do przetapiania i odlewania,
2. Segmentu do przygotowania stopów wstępnych,
3. Segmentu do przetapiania i odlewania złożonego z:
 - sekcji przetapiania,
 - sekcji przekazywania stopu ciekłego do wlewnicy,
 - sekcji wlewnicy.
4. Systemu sterowania i układu pomiaru oraz rejestracji parametrów procesowych.

Na rys. 12 zamieszczono fotografię głównego modułu stanowiska do wytapiania i odlewania stopów amorficznych i nanokrystalicznych.

W technologii wytwarzania wyrobów w postaci odlewów, szybkość chłodzenia na ich przekroju zależy od intensywności odbioru ciepła przez wlewnicę i od



Rys. 12. Stanowisko A3-LPS: zbiornik mieszczący układy do odlewania ciśnieniowego

Fig. 12. A3-LPS set-up: a chamber containing facilities for pressure casting

parametrów cieplnych odlewanej materiału (współczynnika przewodzenia ciepła) determinujących przepływ ciepła w objętości odlewu. W tym przypadku czynnikami krytycznymi są wymiary i masa wyrobu. Jedynymi, znanymi obecnie sposobami uzyskania wyrobów o strukturze amorficznej o dużych wymiarach jest dobór składu chemicznego tak, aby uzyskać stop o jak najwyższej podatności do zeszklenia. Opracowana w niniejszym projekcie technologia wytwarzania wyrobów o strukturze amorficznej obejmuje następujące etapy:

- Etap 1 – przygotowanie stopów wyjściowych o masie 20 kg,
- Etap 2 – przygotowanie stopów wstępnych o masie 3 kg,
- Etap 3 – przygotowanie stopów końcowych o masie 150 g – 300 g,
- Etap 4 – odlewanie stopów postaci płytek i prętów o różnej grubości i średnicy,
- Etap 5 – obróbka cieplna mająca na celu zmniejszenie naprężeń odlewów.

Celem pierwszego etapu jest przygotowanie stopów wyjściowych na bazie żelaza, z dodatkami manganu, chromu, molibdenu oraz kobaltu, o zawartości węgla w zakresie od 0,4% do 4,5% i boru o zawartości od 1,2 do 3,5% (% masowe) oraz o ograniczonych do technologicznie możliwego minimum zawartościach siarki, fosforu, krzemu, glinu, tlenu i azotu. Stopy wyjściowe wykonano w próżniowym piecu VGS 50 i odlano we wlewkę o masie około 20 kg. Do wykonania stopów wyjściowych wykorzystano materiały wsadowe stosowane do wytapiania stali, takie jak: żelazo armco, żelazostopy lub dodatki stopowe o czystości technicznej. Ze względu na ograniczone możliwości oddziaływania na czystość stopów w kolejnych etapach wytapiania założono, że rafinacja zostanie przeprowadzona w czasie wytapiania stopów wyjściowych w piecu VGS 50. Drugi etap obejmował przygotowanie stopów wstępnych zawierających obok pierwiastków podstawowych (Fe, Mn, Cr, Mo, C i B) dodatki takich pierwiastków jak itr, erb, holm i cyrkon. Proces topienia i przetapiania prowadzono w atmosferze argonu. Stopy wstępne odlewano we wlewkę o masie około 3 kg. W trzecim etapie, z wytopów wstępnych przygotowano wsady o masie 150 lub 300 g, które uzupełniano dodatkiem itru lub erbu. W wyniku czwartego etapu uzyskano odlewy w postaci płytek, krążków i prętów o różnych wymiarach. Regulowanymi parametrami procesu były temperatura odlewania, czas odlewania oraz temperatura ścian wlewnicy, którą regulowano przez sterowanie intensywnością chłodzenia ścian wlewnicy wodą. Celem etapu piątego jest uzyskanie w odlanych wyrobach mieszanej struktury nanokrystaliczno-amorficznej zapewniającej uzyskanie wytrzymałości na rozciąganie w zakresie od 2000 MPa do 4000 MPa. Po każdym etapie procesu technologicznego wytworzone pręty i płytki poddano badaniom obejmującym:

- kontrolną analizę składu chemicznego,
- analizę struktury,
- pomiar twardości.

3.3.3. Opracowanie laboratoryjnej technologii wytwarzania stopów nanokrystaliczno-amorficznych na bazie żelaza i wykonanie próbek do badań ostrzałem

Do pierwszego etapu opracowywania technologii wytwarzania odlewów amorficznych na bazie żelaza wybrano stopy zawierające itr jako dodatek podwyższający podatność na zeszklenie. W trakcie wytopów próbnych stwierdzono, że pierwiastki stopowe takie jak itr i molibden trudno rozpuszczają się w przygotowanym stopie wyjściowym, co jest efektem znacznej odległości wsadu od induktora, a wykorzystanie tygla grafitowego w procesie odlewania uniemożliwia dostateczne ujednorodnienie materiału w procesie przetapiania. Dodatkowo, pierwiastki tworzące nowo opracowane stopy amorficzne charakteryzują się dużą podatnością do segregacji w procesie krzepnięcia. Konieczne było wprowadzenie modyfikacji układu polegającej na:

- wymianie tygla grafitowego na ceramiczny (Al_2O_3) umożliwiającej zmniejszenie niejednorodności materiału powstałej w procesie krzepnięcia przy przygotowywaniu stopów wyjściowych,
- przebudowaniu induktora tak, aby zmniejszyć jego odległość od materiału wsadowego, co podwyższa efektywność mieszania kąpieli przez pole magnetyczne.

Wsadem do odlewania były odcinki wlewków wstępnych ze stopów 1-4 (Tab. 11). Po załadowaniu wsadu do tygla i uszczelnieniu komory pieca, odpompowano powietrze do uzyskania ciśnienia 0,01 bara, a następnie wpompowano argon do ciśnienia 1 bara. Temperaturę wsadu kontrolowano za pomocą pirometru i termopary umieszczonej w zatyczce na głębokości umożliwiającej pomiar temperatury ciekłego stopu. Nagrzewanie wsadu do roztopienia prowadzono w dwóch etapach. W pierwszym etapie wsad nagrzewano do temperatury około 800°C, stosując moc generatora 5 kW. Następnie zwiększano moc generatora do 12 kW. Roztopianie wsadu następowało w temperaturze z zakresu 1080÷1300°C. Po roztopieniu wsadu ciekłe stopy podgrzewano do temperatury 1200÷1300°C. Wszystkie stopy w stanie ciekłym wytrzymywano w temperaturze przegrzania w czasie 2 minut. W trakcie odlewania wlewnice chłodzone były wodą o temperaturze 8°C. Nie zaobserwowano wzrostu temperatury ścian wlewnicy w czasie odlewania, która była równa temperaturze wody chłodzącej.

W większości odlanych prętów i płytek obserwowano powstawanie pęknięć, co było spowodowane naprężeniami cieplnymi związanymi z szybkim odbieraniem ciepła przez ścianki wlewnicy, w warunkach braku wystarczającej plastyczności materiału. Odlany pręt o średnicy 10 mm ze stopu nr 3 nie wykazywał pęknięć,

Tabela 11. Składy chemiczne stopów wyjściowych
Table 11. Chemical compositions of starting alloys

Nr stopu	Fe	Mo	Mn	Cr	Co	C	B	Y	Er	Ni
1	3,13	-	-	6,58	-	-	0,59	-	-	87,48
2	57,83	27,81	-	10,02	-	2,95	1,35	0,02	0,032	-
3	49,50	23,40	12,60	3,90	3,71	3,70	-	5,65	-	-
4	54,90	24,35	11,06	4,23	-	3,72	1,12	-	-	-

Tabela 12. Składy chemiczne stopów wyjściowych do drugiej fazy badań

Table 12. Chemical compositions of starting alloys used in the second stage of investigation

Nr stopu	Fe	Mo	Mn	Cr	Co	C	B	Al	P	S
5	51,5	30,3	9,80	3,7	0,0	3,27	1,40	0,04	0,002	0,003
6	47,3	22,7	16,4	4,9	3,7	3,60	1,38	0,01	0,001	0,003

które powstawały przy odlewaniu prętów ze stopów o innym składzie chemicznym. Skład tego stopu różni się od pozostałych brakiem dodatku boru, który jest pierwiastkiem silnie segregującym.

W drugiej fazie badań zmodyfikowano sposób przygotowania stopów wyjściowych. Stopy wyjściowe zostały przygotowane w postaci prętów o średnicy 15 mm odlanych w piecu VSG50, o składach chemicznych podanych w tabeli 12.

W przeprowadzonych próbach wytapiania nie udało się wprowadzić do stopu wstępnego dodatku itru. W wykonanych eksperymentach niezależnie od sposobu wprowadzania tego pierwiastka – na dno tygła, w zamkniętej kapsule stalowej – i zastosowaniu temperatury przegrzania stopu ciekłego do 1650°C, itr pozostawał w stanie nierozpuszczonym na powierzchni ciekłego stopu.

Pierwsze próby odlewania ciśnieniowego płytek o wymiarach 50 mm × 50 mm × 5 mm wykazały, że następuje niecałkowite wypełnienie wlewnicy ciekłym stopem, głównie w obszarze naroży. Dla ułatwienia rozprzelenia ciekłego stopu we wlewnicy zdecydowano o zwiększeniu otworu wylotowego z tygła grafitowego i otworu wlotowego do wlewnicy. Stwierdzono, że całkowite wypełnienie wlewnicy jest możliwe przy zastosowaniu otworów o średnicy 10 mm i przy przegrzaniu ciekłego stopu o minimum 100°C powyżej temperatury likwidus oraz ciśnieniu nad ciekłym stopem wynoszącym 4 bary.

Zmiennymi parametrami prób odlewania ciśnieniowego był skład chemiczny stopów wstępnych oraz sposób chłodzenia wlewnicy. Każdy z wariantów składu chemicznego (Tab. 13) odlewano do wlewnicy chłodzonej wodą i przy wyłączonym chłodzeniu wodnym. Zbliżone wyniki co do zawartości płytek uzyskano w obydwu wariantach chłodzenia wlewnicy. Wynika z tego, że czynnikiem kontrolującym podatność płytek do pęknięcia jest skład chemiczny stopu, a nie warunki chłodzenia. Stwierdzono, że dla stopów o mniejszej zawartości molibdenu, manganu i węgla nie zaobserwowano pęknięć w odlanych płytkach.

Obserwacje mikrostruktury płytek wskazują, że we wszystkich odlanych płytkach, za wyjątkiem płytki ze stopu D (Tab. 13), na całym przekroju poprzecznym występuje komórkowa lub drobnodendrytyczna struktura krzepnięcia o dużej zawartości faz międzymetalicznych i węglików pierwiastków stopowych. W przypadku płytki ze stopu D, w obszarze podpowierzchniowym obserwowano nietrawiące się obszary wskazujące na strukturę amorficzną (Rys. 13). Wyniki pomiarów twardości odlanych płytek podano w tabeli 13. Uzyskanie twardości płytek znacznie przewyższają możliwe do uzyskania twardości wyrobów ze stali konstrukcyjnych i stali szybko tnących. Możliwa do uzyskania twardość wyrobów ze stali szybko tnących nie przekracza 1100 HV (85 HRA). Wytworzone w projekcie płytki z wysokowęglowej stali bainitycznej NANOS-BA i ze stali maraging, po zastosowaniu optymalnej obróbki cieplnej, charakteryzują się twardością w zakresie od 600 HV do 800 HV. Wykonane próby oceny udarności wytworzonych płytek o twardości powyżej 1400 HV wykazały, że ich odporność na obciążenia dynamiczne jest niska. Udarność mierzona na wyciętych z płytek paskach o szerokości 10 mm i grubości 4 mm była na poziomie 3 J/cm². W celu podwyższenia plastyczności otrzymanych płytek wykonano próby wygrzewania w temperaturach 250 i 450°C w czasie 1 godziny. Zastosowana obróbka cieplna spowodowała obniżenie twardości do zakresu 1000÷1100 HV, ale nie doprowadziła do wzrostu udarności.

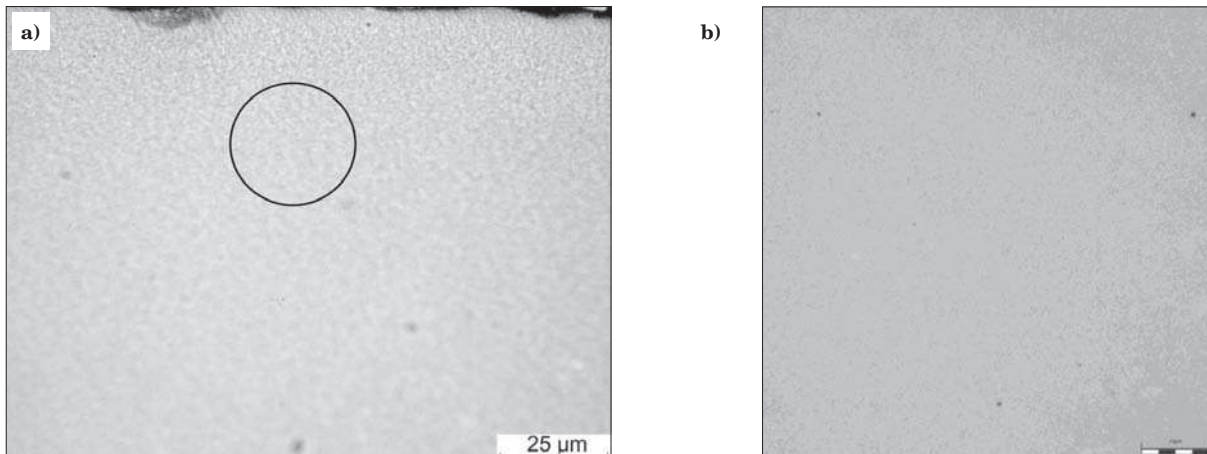
Dalsze doskonalenie technologii polegało na zmianach w sposobie odlewania płytek o wymiarach 50 mm × 50 mm × 5 mm:

- zmodyfikowano skład chemiczny stopu, zwiększając zawartość żelaza do ok. 70%, z jednoczesnym obniżeniem zawartości węgla do ok. 3% i molibdenu do ok. 10%,
- wykonano zmianę układu odlewania, polegającą na zwiększeniu średnicy otworu wylotowego z tygła, przez który jest wprowadzany ciekły stop do wlewnicy,

Tabela 13. Składy chemiczne stopów wstępnych i twardości płytek po odlaniu

Table 13. Chemical compositions of starting alloys and hardness of the cast plates

Oznaczenie stopu	Fe	Mo	Mn	Cr	Co	C	B	Al	P	S	Średnia twardość HV10
A	51,5	30,3	9,8	3,7	0	3,3	1,40	0,040	0,002	0,003	1243
B	47,3	22,7	16,4	4,9	3,7	3,6	1,38	0,010	0,001	0,003	1247
C	50,7	24,0	12,2	4,3	3,8	3,5	1,30	0,024	0,002	0,002	1314
D	60,5	20,0	10,5	4,2	0	3,5	1,30	0,022	0,004	0,002	1395
E	64,2	18,0	8,8	4,2	0	3,5	1,30	0,015	0,005	0,002	1401
F	67,4	15,0	8,8	4,0	0	3,5	1,30	0,004	0,005	0,002	1459
G	63,0	15,2	9,8	4,0	3,2	3,5	1,30	0,004	0,004	0,002	1333
H	67,5	15,2	8,8	4,0	0	3,2	1,30	0,004	0,005	0,003	1464
I	70,7	12,8	8,8	4,0	0	3,2	1,30	0,003	0,005	0,032	1423
J	72,2	10,5	8,8	4,0	0	3,2	1,30	0,003	0,005	0,003	1382



Rys. 13. Mikrostruktura na przekroju poprzecznym płytki ze stopu D (Tab. 13); a) brzeg płytki, b) obszar zaznaczony okręgiem na (a) przy powiększeniu 1000×; mikroskop świetlny

Fig. 13. Microstructure on the cross – section of plate made of D alloy (Tab. 13); a) plate edge, b) area marked with the circle in (a) at magnification of 1000×; optical microscope

– zwiększono stopień przegrzania ciekłego stopu o około 100°C powyżej temperatury likwidus.

Próby odlewania płytek według zmodyfikowanej procedury wykonano ze stopów o składach chemicznych zamieszczonych w tabeli 14. Płytki odlewano przy wyłączonym chłodzeniu wodnym ścianek wlewnicy.

Do prób metodą ostrzału w WITU przekazano płytki ze stopu K oznaczone symbolami 1/1; 1/2; 2/1; 2/2; 3/1; 3/2 oraz ze stopu L oznaczone symbolami 4/1 i 4/2 (Tab. 14). Wybrane do badań płytki poddano wygrzewaniu w piecu komorowym w atmosferze argonu w temperaturze 350°C w czasie 1 godziny. Po wygrzewaniu płytki poddano szlifowaniu, zbierając warstwę o grubości około 0,1 mm. Wyniki pomiarów twardości płytek podano w tabeli 15, a na rys. 14 zamieszczono przykładowe obrazy mikrostruktury ujawnione na przekroju poprzecznym płytek. Obserwacje mikrostruktury płytek wskazują, że we wszystkich płytkach odlanych ze stopu 1, na całym przekroju poprzecznym występuje komórkowa struktura krzepnięcia o dużej zawartości faz międzylanicznych i węglików pierwiastków stopowych.

W przypadku płytki odlanej ze stopu 2, zawierającego dodatek niklu, występuje dendrytyczna struktura krzepnięcia o prostopadłym do powierzchni zewnętrznej ułożeniu osi głównych dendrytów. Wszystkie płytki ze stopu 1 charakteryzują się wysoką twardością zawierającą się przedziale od 850 HV do 973 HV. Niższą twardość stwierdzono w płytkach odlanych ze stopu 2 z dodatkiem niklu. Średnia twardość płytek 4/1 i 4/2 wynosi około 750 HV₁₀. W porównaniu do twardości płytek odlanych ze stopów zawierających od 10 do 15% molibdenu oraz 4% chromu, zastosowana zmiana składu chemicznego stopu polegająca na zmniejszeniu zawartości wymienionych pierwiastków oraz wprowadzenie dodatku niklu spowodowała obniżenie twardości odlanych płytek.

Wyniki badań oraz wyniki prób odlewania wykazały, że możliwe jest uzyskanie z zaprojektowanych stopów na bazie żelaza, metodą odlewania ciśnieniowego i szybkiego chłodzenia od stanu ciekłego, płytek o wymia-

Tabela 14. Składy chemiczne zmodyfikowanych stopów wstępnych, z których odlano płytki 50 mm × 50 mm × 5 mm w urządzeniu A3-LPS zgodnie z ulepszoną technologią

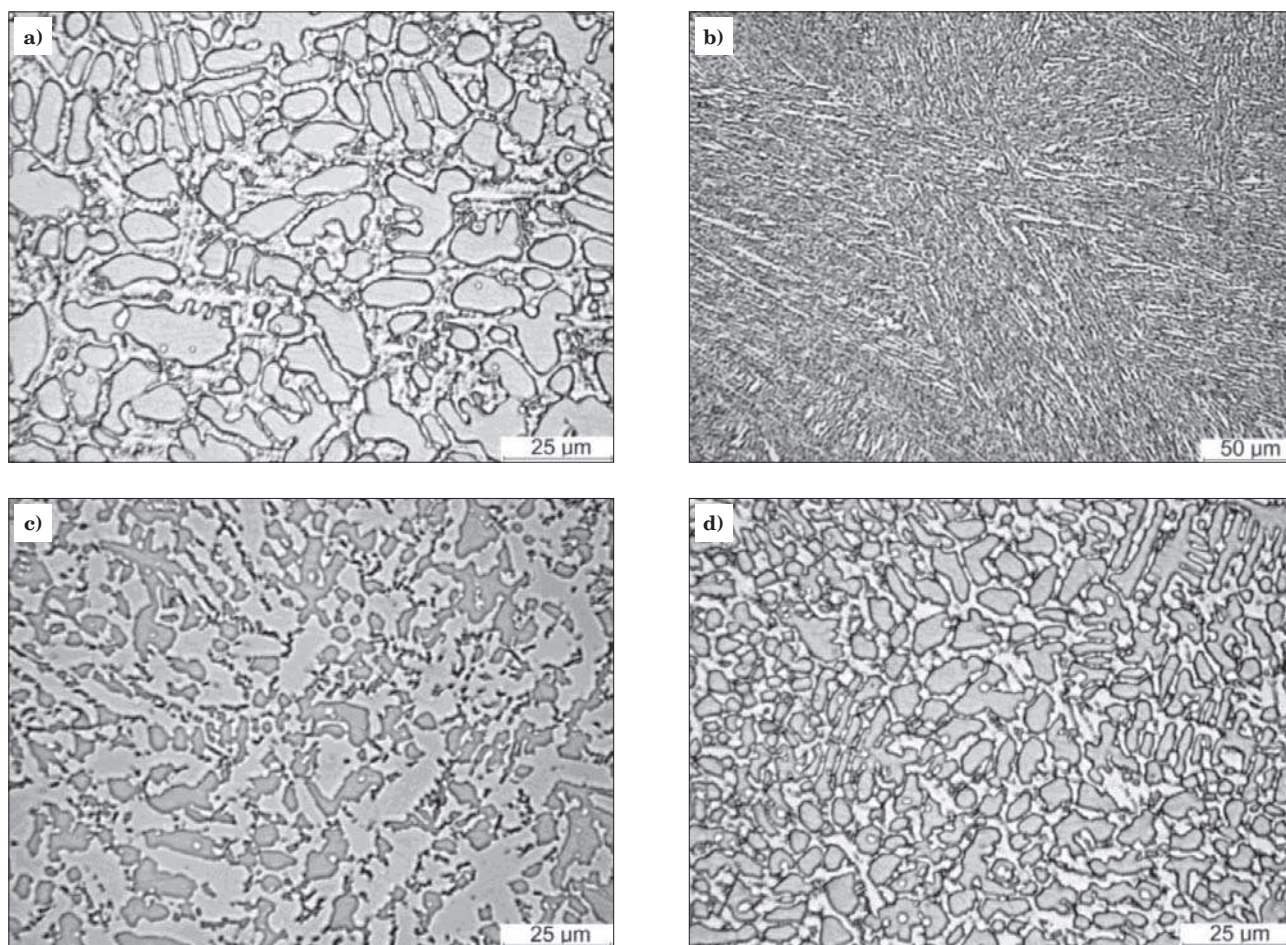
Table 14. Chemical compositions of the modified starting alloys used for casting of 50 mm × 50 mm × 5 mm plates in A3-LPS facilities according to the improved technology

Oznaczenie stopu	Fe	Mo	Mn	Cr	Ni	C	B	Al	P	S	Oznaczenie płytek odlanych ze stopu
K	73,5	10,2	8,8	3,0	-	3,0	1,20	0,003	0,005	0,002	1/1; 1/2; 2/1; 2/2; 3/1; 3/2
L	65,2	10,5	8,5	3,2	8,0	3,2	1,30	0,003	0,005	0,002	4/1; 4/2

Tabela 15. Wyniki pomiaru twardości płytek w stanie po odlewaniu ciśnieniowym w urządzeniu A3-LPS, przeznaczonych do badań ostrzałem

Table 15. Results of hardness measurements of the pressure cast plates in A3-LPS facilities, prepared for examination by firing

Oznaczenie próbki	Wyniki pomiarów twardości HV ₁₀			Średnia twardość
Płytki 1/1 ze stopu K	940	935	945	940
Płytki 1/2 ze stopu K	960	955	960	958
Płytki 2/1 ze stopu K	980	970	970	973
Płytki 2/2 ze stopu K	950	940	944	945
Płytki 3/1 ze stopu K	846	870	810	842
Płytki 3/2 ze stopu K	850	855	872	859
Płytki 4/1 ze stopu L	745	760	740	748
Płytki 4/2 ze stopu L	753	748	767	756



Rys. 14. Mikrostruktura płytek ze stopu K: a) płytka 1/1, b) płytka 2/1, c) płytka 3/1, d) płytka 3/2; mikroskop świetlny

Fig. 14. Microstructure of the plates made of K alloy: a) plate 1/1, b) plate 2/1, c) plate 3/1, d) plate 3/2; optical microscope

rach 50 mm × 50 mm × 5 mm o wysokiej twardości, nieosiągalnej dla stosowanych obecnie gatunków stali. Założony skład chemiczny stopów, który na podstawie analizy teoretycznej powinien gwarantować uzyskanie struktury amorficznej lub nanokrystaliczno-amorficznej w wyrobie o grubości około 5 mm, nie pozwalała uzyskać litych płytek o zaplanowanych wymiarach. Zastosowanie stopu o składzie chemicznym zbliżonym do teoretycznego potencjalnie gwarantującego uzyskanie struktury amorficznej, prowadzi do uzyskania płytki o obszarach wykazujących cechy struktury amorficznej w pobliżu powierzchni zewnętrznych, ale jednocześnie taki skład chemiczny powoduje wysoką podatność do pęknięcia płytki w czasie chłodzenia po odlaniu. Zmiana składu chemicznego stopu w kierunku zmniejszenia podatności płytek do pęknięcia pozwoliła na uzyskanie płytek litych o dużej twardości, ale niezawierających znaczącego udziału fazy amorficznej. Wyniki obserwacji mikrostruktury odlanych płytek wskazują, że dla badanych składów chemicznych stopów uzyskano płytki charakteryzujące się strukturą drobnokomórkową lub strukturą drobnodendrytyczną.

3.4. SYMULACJA KOMPUTEROWA PRZEBIJANIA PANCERZY

3.4.1. Metodyka i zakres symulacji

Komputerowe symulacje przebijania płyt pociskami wykonano metodą elementów skończonych oraz me-

todą punktów swobodnych [43, 44], z wykorzystaniem programów LS-DYNA oraz AUTODYN.

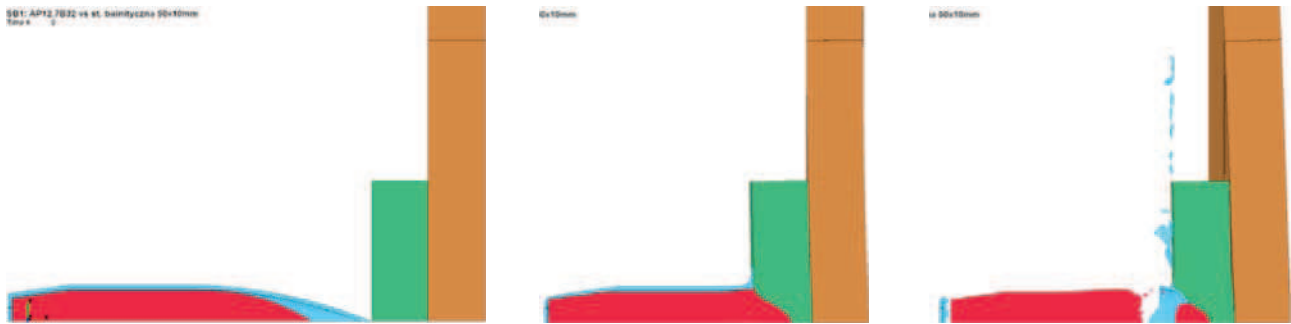
Opracowano, przetestowano i zweryfikowano za pomocą eksperymentu zderzeniowego, modele numeryczne oddziaływania pocisku kalibru 12,7 mm typu B-32 oraz płyty z ultrawytrzymałej stali nanobainitycznej. Kryteriami oceny poprawności modeli były:

- dla metody elementów skończonych: eksperymentalne testy quasi-statycznego rozciągania i ściskania, ściskania w przypadku dużych prędkości odkształceń oraz rezultaty testów ostrzałem (kształt i głębokość penetracji płyty pancernej ArmoX 500T, na której była umieszczona próbka ze stali nanobainitycznej);
- dla metody punktów swobodnych: rezultaty testów ostrzałem.

Do opisu właściwości wytrzymałościowych pocisku, próbki oraz płyty pancernej w obu metodach wykorzystano model Johnsona-Cooka. Stałe modeli materiałowych stalowego penetratora i wysokowytrzymałych stalowych próbek wyznaczono na podstawie pomiarów oraz optymalizacyjnych symulacji komputerowych i porównywania wyników symulacji z wynikami eksperymentalnymi.

3.4.2. Wyniki symulacji metodą elementów skończonych

Przeprowadzono symulację ostrzału pociskiem kalibru 12,7 mm typu B-32 płytki ze stali nanobainitycznej umieszczonej na płycie ze stali ArmoX 500T. W symu-



Rys. 15. Symulacja metodą elementów skończonych: od lewej – deformacja pocisku, badanej próbki i podkładowej płyty stalowej dla wybranych wartości czasu oddziaływania

Fig. 15. Finite-element method of simulation: from the left – deformation of projectile, tested specimen and backing steel plate at chosen values of time interaction

lacji użyto zestawu wyznaczonych stałych materiałowych. Przykład przebiegu deformacji pocisku oraz płyty stalowej dla wybranych wartości czasu oddziaływania, zamieszczono na rys. 15.

Zachowanie próbki ze stali nanobainitycznej w badaniach eksperymentalnych i numerycznych jest podobne jedynie w pierwszej fazie obciążenia. Rzeczywista próbka deformowała się plastycznie w dużym zakresie przemieszczeń, natomiast modele numeryczne próbek uległy kruchemu zniszczeniu. Porównanie wyników obliczeń z wynikami eksperymentalnymi dotyczącymi wymiarów i rodzaju odkształceń w płycie bazowej ze stali ArmoX 500T, na której mocowano próbki testowe ze stali nanobainitycznej, wykazało zadowalającą zgodność.

3.4.3. Wyniki symulacji metodą punktów swobodnych

W oparciu o wersję metody punktów swobodnych z wykorzystaniem tzw. markerów, zbudowano dla symetrii cylindrycznej kod komputerowy 2D, przeznaczony do modelowania zderzeń stalowych pocisków z próbkami z ultrawytrzymałej stali nanobainitycznej umiejscowionej na płycie pancerniej ArmoX 500T. Wyniki symulacji dla małych i średnich prędkości pokazały, że metoda numeryczna wprowadza niewielkie, ale wi-

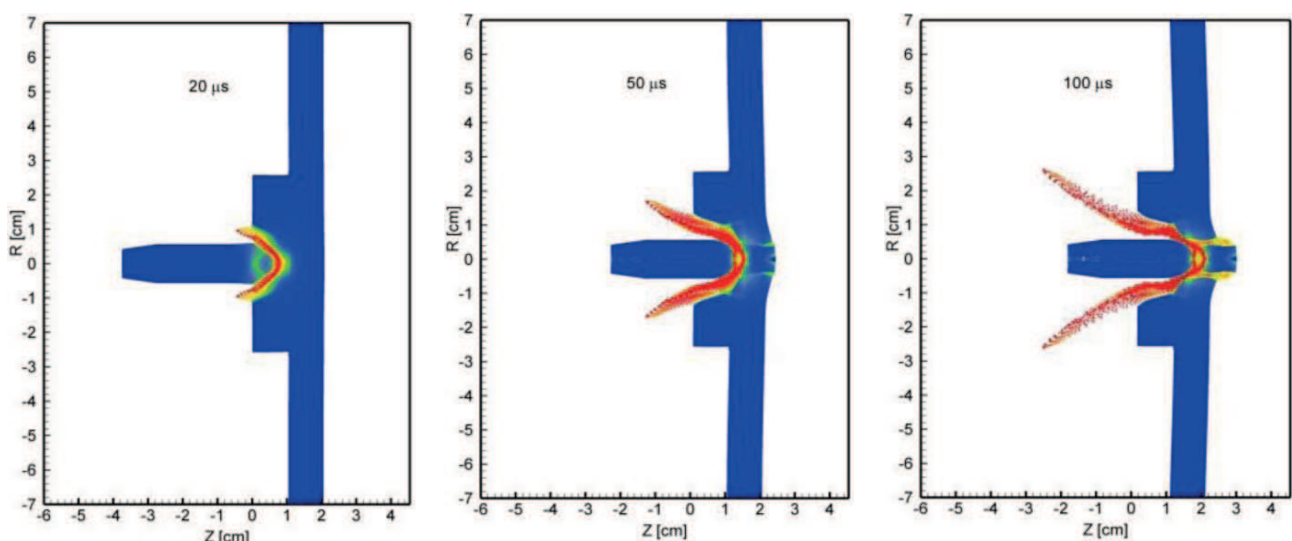
doczne, niefizyczne fluktuacje wszystkich parametrów (szczególnie ciśnienia). Po ostatecznym dopracowaniu kodu od strony numerycznej wykonano serie symulacji testowych. Modelowano zderzenia pocisku kalibru 12,7 mm wystrzelonego z prędkością 850 m/s z różnymi tarczami. Dopracowany i przetestowany kod komputerowy został użyty do weryfikacji i ustalenia stałych materiałowych stali nanobainitycznej w badaniach porównawczych teoria – eksperyment. Przykładowe wyniki symulacji komputerowej zamieszczono na rys. 16.

Podobnie jak w przypadku symulacji opartej na metodzie elementów skończonych, uzyskano zadowalającą zgodność wyników obliczeń z wynikami eksperymentalnymi dotyczącymi wymiarów i rodzaju odkształceń w płycie bazowej ze stali ArmoX 500T, na której mocowano próbki testowe ze stali nanobainitycznej.

3.5. BADANIA METODĄ OSTRZAŁU PRÓBEK EKSPERYMENTALNYCH MATERIAŁÓW NANOKRYSTALICZNYCH ORAZ PANELI WARSTWOWYCH

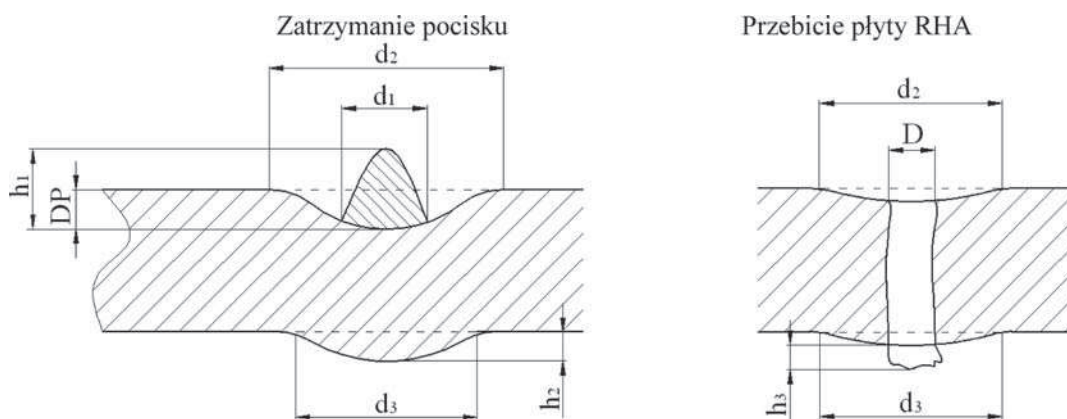
3.5.1. Metodyka badań ostrzałem opracowanych materiałów

Na poligonie Wojskowego Instytutu Technicznego Uzbrojenia w Zielonce przeprowadzono badania od-



Rys. 16. Symulacja metodą punktów swobodnych: od lewej – deformacja pocisku, badanej próbki i podkładowej płyty stalowej dla wybranych wartości czasu oddziaływania

Fig. 16. Particle method of simulation: from the left – deformation of projectile, tested specimen and backing steel plate at chosen values of time interaction



Rys. 17. Schematyczny rysunek płyty RHA po uderzeniu pocisku w płytkę z badanej stali: DP – głębokość penetracji – wgłębienia, h_1 – wysokość wzniesienia, D – średnica penetracji (średnica wlotowa krateru przebitej płyty RHA), d_1 – średnica wzniesienia, d_2 – średnica wgłębienia, d_3 – średnica wybrzuszenia tylnej części RHA, h_2 – wysokość wybrzuszenia tylnej części RHA, h_3 – wysokość wyrwanej tylnej części RHA

Fig. 17. Schematic drawing of RHA plate after hitting a projectile at a plate of investigated steel: DP – penetration depth, h_1 – lump height, D – penetration diameter, d_1 – lump diameter, d_2 – crater diameter, d_3 – bulge diameter at rear surface of RHA, h_2 – bulge height at rear surface of RHA, h_3 – tear height at rear surface of RHA

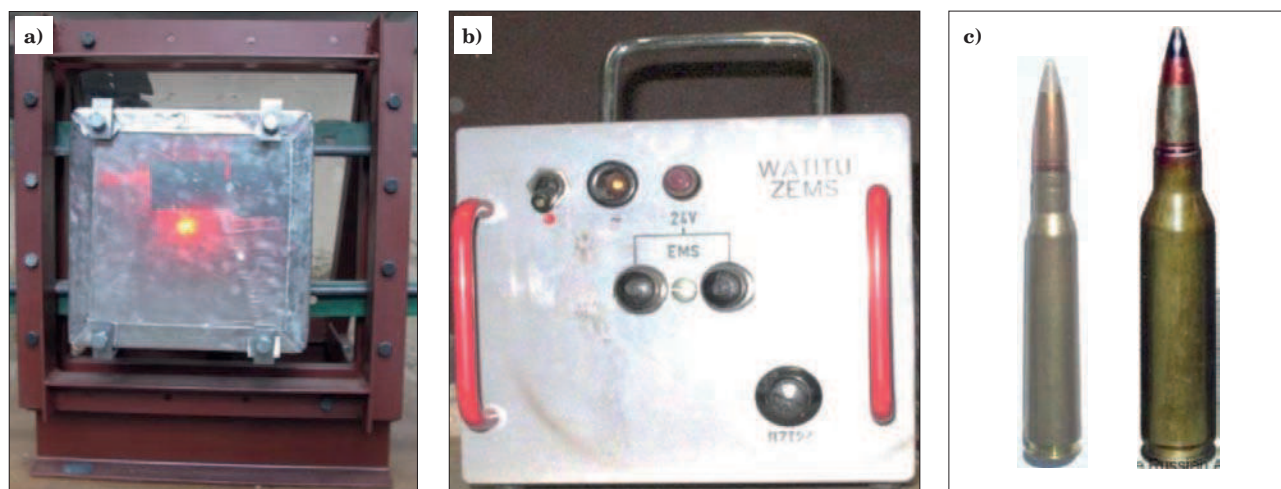
porności balistycznej płytek ze stali nanobainitycznej i z nowej generacji gatunków stali maraging, odlewanych ciśnieniowo płytek ze stopów żelaza o dużej zdolności do amorfizacji oraz paneli warstwowych. Podczas prób, na powierzchni standardowej płyty pancernej RHA (*Rolled Homogeneous Armour*) mocowano płytkę z badanego materiału. Wylot lufy karabinu znajdował się w odległości 3 m od płyty pancernej, a lufa była ustawiona prostopadłe do powierzchni płyty RHA. Płytki ostrzeliwano pociskiem AP (*armour piercing*) przeciwpancerno-zapalającym B-32 kalibru 12,7 mm i 14,5 mm. W celu wychwycenia powstających w momencie uderzenia pocisku w próbkę odłamków użyte zostały osłony stalowe. Po każdym strzale odkształcenia ostrzelanej płyty RHA w obszarach osłanianych przez badane płytki poddawano obserwacjom i pomiarom. W miejscach oddziaływania kolejnych pocisków mierzono na płycie RHA wymiary charakterystyczne powstałego odkształcenia (Rys. 17).

W wielowarstwowych eksperymentalnych panelach testowano wkłady z opracowanych gatunków stali ma-

raging i ze stali NANOS-BA. W finalnej serii badań do konstrukcji paneli wykorzystano następujące materiały: stal nanobainityczną NANOS-BA opracowaną w ramach projektu, stal ArmoX 500T, stal Armstal 30PM i stop aluminium. Warstwy w różnych kombinacjach łączono ze sobą tworząc panele. Elementy wchodzące w skład stanowiska do badań ostrzałem oraz stosowane do ostrzału pociski pokazano na rys. 18.

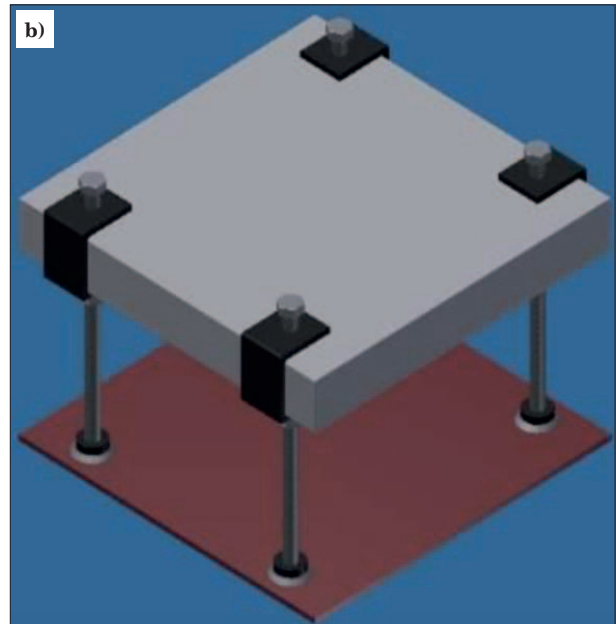
W ramie mocowano panele za pomocą czterech uchwytów oraz prętów gwintowanych wkręconych w tulejki. Pomiędzy podstawą a panelem umieszczona została płyta pancerza RHA typu ArmoX 500T o wymiarach 500 mm × 150 mm × 8 mm. Ramę z zamocowanym panelem oraz sposób montażu panelu przedstawiono na rys. 19.

Podobnie jak w przypadku ostrzału płytek, wylot lufy karabinu znajdował się w odległości 3 m od powierzchni panelu, a lufa była ustawiona pod kątem $\alpha = 0^\circ$ oraz $\alpha = 30^\circ$ od normalnej do powierzchni płyty RHA w płaszczyźnie poziomej. Kąt pomiędzy lufą karabinu a normalną do powierzchni panelu w przekroju pionowym



Rys. 18. Stanowisko badań paneli ostrzałem: a) rama z zamocowanym panelem, b) pulpit sterujący elektropustu, c) naboje z pociskami przeciwpancerno-zapalającym typu B-32 kalibru 12,7 mm oraz 14,5 mm

Fig. 18. Set-up for investigation of armour panels by the firing: a) frame with the panel, b) console for controlling the electrical trigger, c) shells with armour-piercing projectiles B-32 of 12.7 mm and 14.5 mm calibre



Rys. 19. Rama z zamocowanym panelem (a) oraz sposób montażu panelu (b)
Fig. 19. Frame with the fixed panel (a) and the method of assembling the panel (b)

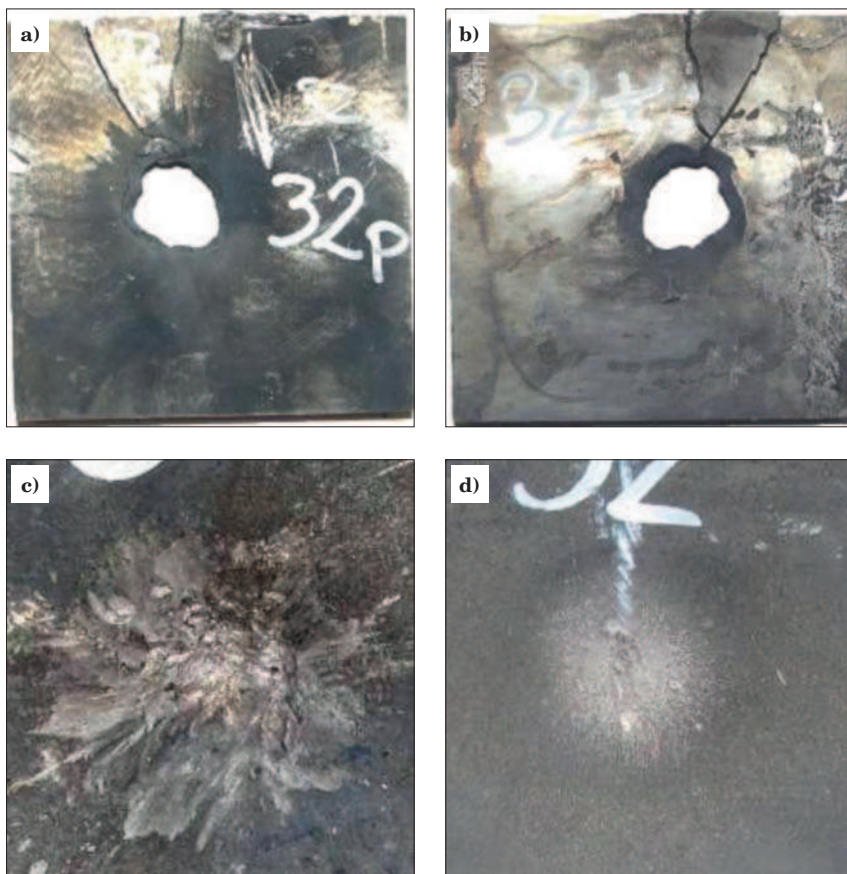
i poziomym sprawdzany był z użyciem kątomierza cyfrowego ze wskaźnikiem laserowym. Panele ostrzeliwano pociskami przeciwpancerno-zapalającymi typu B-32 kalibru 12,7 mm oraz 14,5 mm. Po każdym strzale prowadzono oględziny paneli oraz płyty świadek. Oceniany był wygląd zewnętrzny paneli oraz zniszczenie poszczególnych warstw. Zmierzono średnice otworów wlotowych i wylotowych, a także wysokość wybrzuszeń tylnej ściany paneli. Panele zostały rozebrane na poszczególne elementy, z których każdy opisano i sfotografowano.

3.5.2. Wyniki ostrzału próbek

Jako fizyczne modele warstwy ze stali nanobainitycznej w pancerzu wielowarstwowym zastosowano płytki ze stali NANOS-BA o zróżnicowanych właściwościach mechanicznych wynikających z zastosowanego wariantu obróbki cieplnej, o następujących wymiarach: 50 mm × 50 mm, 100 mm × 100 mm, 150 mm × 150 mm, 200 mm × 200 mm i grubościach od 4 mm do 15 mm. Stwierdzono na podstawie wielu testów, że płytki ze stali NANOS-BA po optymalnym wariacie obróbki o grubości z przedziału 8÷10 mm zatrzymywały pocisk 12,7 mm B-32 i uniemożliwiły mu penetrację płyty świadek, co jest wynikiem znacznie lepszym od zdolności ochronnej płyt stalowych o najwyższych parametrach dostępnych obecnie na rynku. Wykonano testy ostrzałem układów warstwowych złożonych z płyt o wymiarach 300 mm × 300 mm z następujących materiałów: aluminium (osłona), stal NANOS-BA, stal C45 oraz stal Armstal 30PM. Wyniki ostrzału płytek testowych i modeli paneli zawierających warstwę z blachy NANOS-BA o różnych właściwościach i o różnej grubości zostały wykorzystane do zaprojektowania ochronnego panelu wielowarstwowego. Przykładowe reprezentatywne wyniki ostrzału płytek ze stali nanobainitycznych umieszczanych na płycie ArmoX 500T, pociskami typu B-32 kalibru 12,7 mm i 14,5 mm podano w tabelach 16 i 17, a fotografie płytki badanej i płyty podkładowej ilustrujące efekty oddziaływania pocisku z badanym układem zamieszczono na rys. 20.

Wykonano i przetestowano fizyczne modele warstw pancerza wielowarstwowego w postaci płytek ze stali maraging o różnych właściwościach mechanicznych i o różnych wymiarach: 50 mm × 50 mm, 100 mm × 100 mm oraz 200 mm × 200 mm i grubościach 5 mm, 6 mm, 7 mm, 8 mm, 10 mm. Poszczególne warianty znacznie różniły się właściwościami wytrzymałościowymi, w zależności od gatunku stali i obróbki cieplnej. Twardość modelowych płytek zmieniała się w granicach od 30 HRC, do 65 HRC po starzeniu na maksymalną twardość. Płytki ze stali maraging, które w połączeniu z płytą pancerną „świadek” zatrzymywały pocisk, pękały w sposób kruchy. Najmniejsza twardość płytki ze stali maraging, gwarantująca brak przebicia płyty „świadek” mieści się w zakresie 49÷58 HRC. W wyniku analizy skuteczności ochrony płyty podkładowej dobraneo optymalne warianty składu chemicznego i obróbki testowanych płytek ze stali maraging. Wykonano także badania porównawcze różnych gatunków stali i stwierdzono, że zdolność ochronna płytek z stali maraging o zoptymalizowanych właściwościach jest wyższa od zdolności ochronnej płyt stalowych o najwyższych parametrach dostępnych obecnie na rynku. Do konstrukcji modeli paneli warstwowych wytypowano dwa gatunki stali maraging: o najwyższej wytrzymałości i twardości – MS550 oraz o zwiększonej ciągliwości MS350. Układy warstwowe o wymiarach 300 mm × 300 mm wykonano z warstw: aluminium (osłona), stal maraging, stal C45 oraz stal Armstal 30PM. Za układem zamocowano płytę „świadek”. Rezultaty ostrzału płytek ze stali maraging zilustrowano przykładami zamieszczonymi w tabelach 18 i 19 oraz na rys. 21.

Wykonano fizyczne modele warstwowych paneli ochronnych z jedną z warstw ułożoną z płytek stopu nanoziarnisto-amorficznego Fe – Xi (Xi = 10%Mo + 8,5%Mn + 3,0%Cr + 3,2%B). Do konstrukcji układu warstwowego zastosowano następujące materiały: aluminium (osłona), dwufazowa stal nanoziarnisto-amorficzna Fe-Xi oraz stal Armstal 30PM. Grubość układów z uwzględnieniem przedniej warstwy obudowy alumi-



Rys. 20. Wynik ostrzału płytki nr 3.3 – tabela 17: a) przód płytki, b) tył płytki, c) przód płyty podkładowej RHA, d) tył płyty podkładowej RHA

Fig. 20. Results of firing of plate no 3.3 – table 17: a) front surface of the plate, b) rear surface of the plate, c) front surface of the backing RHA plate, d) rear surface of the backing RHA plate

Tabela 16. Wyniki ostrzału płytek ze stali nanobainitycznej i – porównawczo – płytek ze stali ArmoX 600, umieszczonych na płycie podkładowej ArmoX 500T, pociskami typu B-32 kalibru 12,7 mm; symbole mierzonych śladów na płycie RHA wg rys. 17

Table 16. Results of the firing of the plates of nanobainite steel and – for comparison – of the plates of ArmoX 600 steel mounted on ArmoX 500T backing plate, using B-32 of 12.7mm calibre projectiles; symbols of the measured traces on the RHA plate according to fig. 17

Nr	Oznaczenie; wymiary, [mm]; twardość, HRC	Wymiary odkształceń płyty ArmoX 500T, [mm]							Wynik ostrzału	Uwagi
		DP	d_2	h_1	h_2	d_3	h_3	D		
1.2	276B1/100/3	5,5	30,4	-	2,7	38,9	-	-	+	Pocisk zatrzymany, brak pęknięć próbki
	100×100×5									
	53									
2.2	276B1/100/1	5,7	27,1	-	3,2	45,0	-	-	+	Pocisk tkwi w płycie, brak pęknięć próbki, wybrzuszenie płyty
	100×100×5									
	49									
3.2	276B1/100/1	5,2	23,5	-	2,4	32,3	-	-	+	Drugi strzał w płytkę 2.2, pocisk zatrzymany, próbka w rozpadła się
	100×100×5									
	49									
4.2	ArmoX 600/2 ArmoX 600/3	0	0	-	0	0	-	-	+	Pocisk zatrzymany, brak pęknięć próbki (1), próbka (2) nienaruszona
	100×100×10									
	54									
5.2	ArmoX 600/2 ArmoX 600/3	0	0	-	0	0	-	-	+	Drugi strzał w płytkę 4.2, pocisk zatrzymany, pęknięcie próbki (1), próbka (2) nienaruszona
	100×100×10									
	54									
6.2	ArmoX 600/2 ArmoX 600/3	0	0	-	0	0	-	-	+	Trzeci strzał w płytkę 4.2, pocisk zatrzymany, próbka (2) nienaruszona
	100×100×10									
	54									
7.2	276C/200/1	3,7	28,7	-	2,1	30,8	-	-	+	Próbka wygięta – brak przylegania do płyty ArmoX 500T; Pocisk zatrzymany, próbka rozpadła się
	200×200×5									
	49									

niowej wynosiła: obudowa 1 mm Al + 1 mm Al, 5 mm warstwa stopu Fe-Xi, 10 mm płyta 30PM – w sumie 17 mm. Stwierdzono, że w wyniku ostrzału pociskiem typu B-32 kalibru 12,7 mm testowane układy warstwowe zostały przebite, a płytki ze stali nanoziarnisto-amor-

ficznej Fe-Xi pękały w sposób kruchy. Z wykonanych badań ostrzałem wynika, że dla energii zastosowanego pocisku stal nanoziarnisto-amorficzna na osiągniętym etapie rozwoju nie może być rozważana jako materiał konstrukcyjny w pancerzach warstwowych.

Tablica 17. Wyniki ostrzału płytek ze stali nanobainitycznych umieszczonych na płycie ArmoX 500T, pociskami typu B-32 kalibru 14,5 mm; oznaczenia mierzonych parametrów śladów na płycie RHA wg rys. 17

Table 17. Results of the firing of the plates of nanobainite steel mounted on ArmoX 500T backing plate, using B-32 of 14.5 mm calibre projectiles; symbols of the measured traces on the RHA plate according to fig. 17

Nr	Oznaczenie; wymiary [mm]; twardość HRC	Wymiary odkształceń płyty ArmoX 500T, [mm]							Wynik ostrzału	Uwagi
		DP	d_2	h_1	h_2	d_3	h_3	D		
1.3	276A/50/1	4,8	32,3	-	1,5	46,2	-	-	+	Pocisk zatrzymany, fragmentacja próbki
	50x50x15									
	55									
2.3	272B1/100/3	9,8	44,8	-	6,2	56,3	-	-	+	Pocisk zatrzymany, oderwany fragment próbki
	100x100x12									
	50									
3.3	271B1/100/2	8,3	49,6	-	5,9	57,2	-	-	+	Pocisk zatrzymany, oderwany niewielki fragment próbki
	100x100x12									
	49									

Tabela 18. Wyniki ostrzału płytek ze stali maraging, umieszczonych na płycie ArmoX 500T, pociskami typu B-32 kalibru 12,7 mm; oznaczenia mierzonych parametrów śladów na płycie RHA wg rys. 17

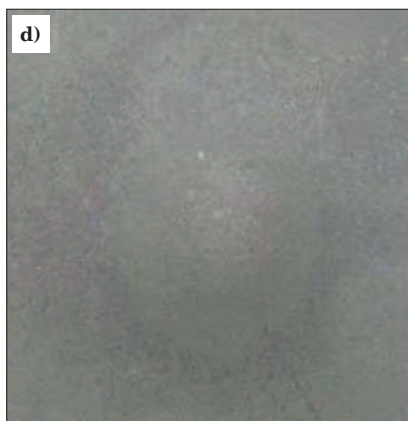
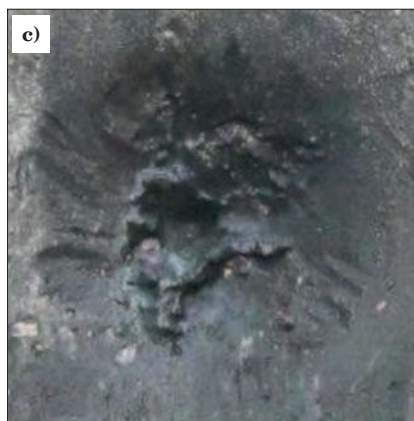
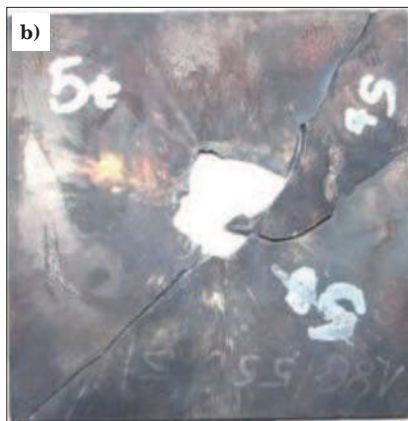
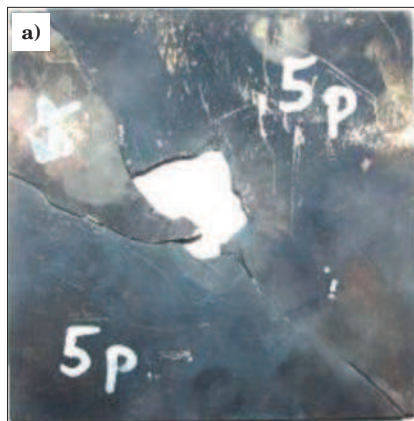
Table 18. Results of the firing of the plates of maraging steel mounted on ArmoX 500T backing plate, using B-32 of 12.7 mm calibre projectiles; symbols of the measured traces on the RHA plate according to fig. 17

Nr	Oznaczenie; wymiary, [mm]; Twardość, HRC	Wymiary odkształceń płyty ArmoX 500T, [mm]							Wynik ostrzału	Uwagi
		DP	d_2	h_1	h_2	d_3	h_3	D		
1.4	186/480/20/1	4,5	27,2	-	1,8	34,5	-	-	+	Pocisk zatrzymany, duże wybrzuszenie płyty ArmoX 500T
	100x100x7									
	55									
2.4	186/550/5/1	3,4	32	-	1,5	35,9	-	-	+	Pocisk zatrzymany, próbka rozpadła się na kilka fragmentów
	100x100x6									
	55									
3.4	186/550/2/1	4,0	29,6	-	1,4	37,9	-	-	+	Pocisk zatrzymany, brak pęknięć próbki
	100x100x6									
	50									
4.4	230/550/10/1	4,0	29,8	-	1,6	36,3	-	-	+	Pocisk zatrzymany, próbka rozpadła się na kilka fragmentów
	100x100x6									
	56									
5.4	185/460/20/1	3,9	29,3	-	1,7	38,1	-	-	+	Pocisk zatrzymany, próbka w kawałkach
	100x100x6									
	57									
7.4	185/460/20/1	4,6	31,7	-	1,6	35,0	-	-	+	Pocisk zatrzymany, próbka w kawałkach
	150x150x6									
	55									
8.4	278/510/3/II	3,8	26,5	1	1,3	32,5	-	-	+	Pocisk zatrzymany, próbka w kawałkach
	100x100x6									
	48									
12.4	186/550/2/1	3,5	20,6	-	3,3	28,8	-	-	+	Drugi strzał, pocisk zatrzymany, oderwany fragment próbki
	100x100x6									
	50									
17.4	212/490/10	3,9	27,8	-	3,2	28,5	-	-	+	Pocisk zatrzymany, brak pęknięć próbki
	100x100x6									
	45									
18.4	212/490/10	4,2	25,7	-	2,0	36,3	-	-	+	Pocisk zatrzymany, próbka rozpadła się na kilka fragmentów
	100x100x6									
	45									

Tabela 19. Wyniki ostrzału płytki ze stali maraging umieszczonej na płycie Armox 500T, pociskiem typu B-32 kalibru 14,5 mm; oznaczenia mierzonych parametrów śladów na płycie RHA wg rys. 17

Table 19. Results of the firing of the plate of maraging steel mounted on Armox 500T backing plate, using B-32 of 14.5 mm calibre projectiles; symbols of the measured traces on the RHA plate according to fig. 17

Nr	Oznaczenie; wymiary [mm]; twardość HRC	Wymiary odkształceń płyty Armox 500T, [mm]							Wynik ostrzału	Uwagi
		DP	d_2	h_1	h_2	d_3	h_3	D		
1.5	278/510/3/VII	6,0	30,8	1,0	2,9	40,8	-	-	+	Pocisk zatrzymany, próbka w kawałkach
	100×100×14									
	47									



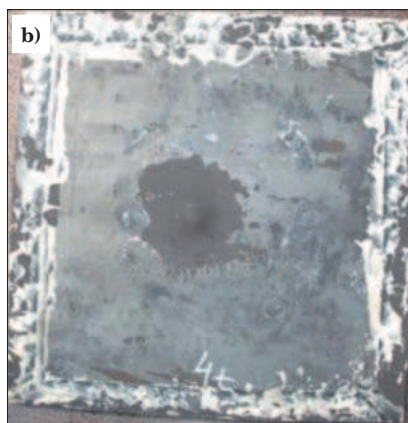
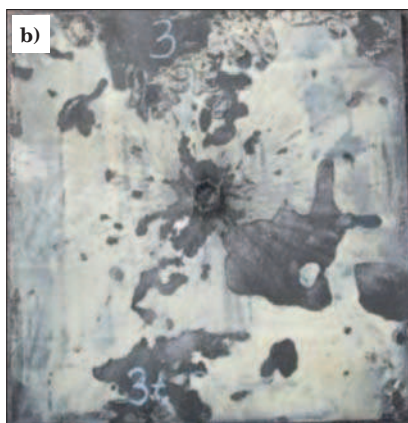
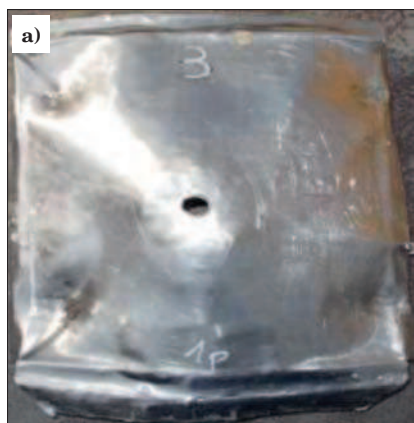
Rys. 21. Wynik ostrzału płytki nr 5.4 – tabela 18: a) przód płytki, b) tył płytki, c) przód płyty podkładowej RHA, d) tył płyty podkładowej RHA

Fig. 21. Results of firing at plate No 5.4 – table 18: a) front surface of the plate, b) rear surface of the plate, c) front surface of the backing RHA plate, d) rear surface of the backing RHA plate

3.5.3. Wyniki ostrzału paneli

Ocenę skuteczności ochronnej paneli wykonano na podstawie szczegółowych oględzin i pomiarów efektów ostrzału wszystkich warstw panelu i płyty RHA

znajdującej się za panelem. W finalnej serii badań przetestowano 26 wariantów paneli skonstruowanych z warstw następujących materiałów: stal nanobainityczna NANOS-BA opracowana w ramach projektu,



Rys. 22. Warstwy panelu nr 3 (Tab. 20) po ostrzaśle pociskiem B-32 kalibru 12,7 mm: a) przód warstwy osłonowej (blacha Al), b) tył warstwy z blachy NANOS-BA, c) tył warstwy z blachy 30PM

Fig. 22. Layers of panel no 3 (Tab. 20) after firing with B-32 of caliber 12.7 projectile: a) front surface of casing layer (Al sheet), b) rear surface of NANOS-BA plate, c) rear surface of 30PM plate

stal Armox 500T, stal Armstal 30PM i osłonowa blacha aluminiowa, w różnych kombinacjach i o różnych grubościach. Panele ostrzeliwano pociskami przeciwpancerno-zapalającymi typu B-32 kalibru 12,7 mm oraz typu B-32 kalibru 14,5 mm, pojedynczymi strzałami lub kilkoma strzałami następującymi kolejno po sobie. Wyniki ostrzału przykładowych paneli pociskami typu B-32 kalibru 12,7 mm podano w tabeli 20, a wygląd poszczególnych warstw tych paneli zamieszczono na rys. 22–25.

Na podstawie badań różnych wariantów paneli zawierających warstwę blachy ze stali nanobainitycznej NANOS-BA, sformułowano następujące główne wnioski:

- Najmniejszą masą powierzchniową spośród paneli, które zatrzymały pocisk typu B-32 kalibru 12,7 mm,

wynoszącą 116 kg/m², charakteryzował się panel o budowie: warstwa osłonowa Al + 6 mm stal NANOS-BA + 8 mm stal 30PM.

- Panel o budowie: 10 mm stal NANOS-BA + 10 mm stal 30PM o masie powierzchniowej 157 kg/m², ostrzeliwany pociskami typu B-32 kalibru 12,7 mm, spełnił warunki ostrzału wielokrotnego. Do panelu oddano 8 strzałów, panel nie został przebity ani nie uległ pęknięciu (Rys. 24).
- Najwięcej strzałów bez przebiccia pociskiem typu B-32 kalibru 14,5 mm, oddano w panel o budowie: 12,4 mm stal NANOS-BA + 10 mm stal 30PM. Dwa kolejne strzały nie uszkodziły panelu, a po trzecim strzale pękła blacha ze stali NANOS-BA i nastąpiło przebiccie blachy ze stali 30PM (Rys. 25).

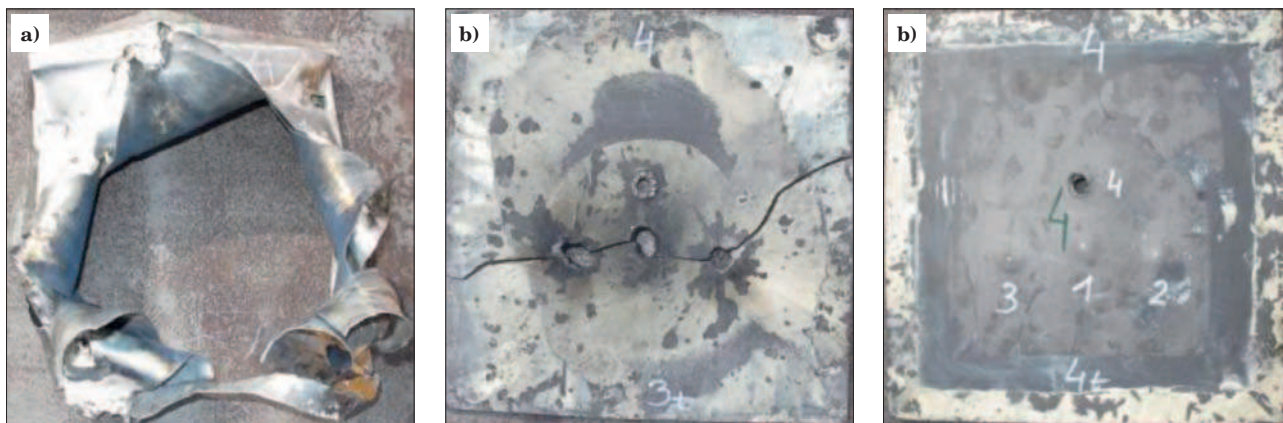
Tabela 20. Wyniki ostrzału przykładowych paneli pociskami B-32 kalibru 12,7 mm i kalibru 14,5 mm;

- budowa panelu nr 3: obudowa 2 × 1 mm Al + warstwa 6 mm NANOS-BA + warstwa 10 mm 30PM,
- budowa panelu nr 4: obudowa 2 × 1 mm Al + warstwa 8,5 mm NANOS-BA + warstwa 8 mm 30PM,
- budowa panelu nr 6: warstwa 10 mm NANOS-BA + warstwa 10 mm 30PM,
- budowa panelu nr 7: warstwa 12,4 mm NANOS-BA + warstwa 10 mm 30PM

Table 20. Results of the firing of chosen armour panels, using B-32 of 12.7 mm and of 14.5 mm calibre projectiles;

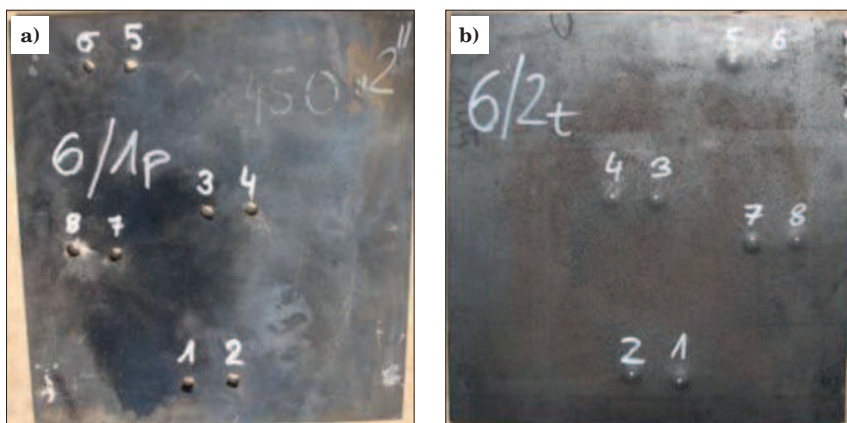
- structure of panel no 3: casing of 2 × 1mm Al + layer of 6 mm NANOS-BA + layer of 10 mm 30PM,
- structure of panel no 4: casing of 2 × 1mm Al + layer of 8.5 mm NANOS-BA + layer of 8 mm 30PM,
- structure of panel no 6: layer of 10 mm NANOS-BA + layer of 10 mm 30PM,
- structure of panel no 7: layer of 12.4 mm NANOS-BA + layer of 10 mm 30PM

Panel nr Strzał nr	Grubość panelu, [mm]	Średnica otworu wlotowego, [mm]		Średnica otworu wylotowego, [mm]		Wysokość wybruszenia, [mm]	Wynik strzału +/-	Uwagi
		max	min	max	min			
Ostrzał pociskami B-32 kalibru 12,7 mm, $\alpha = 0^\circ$								
$\frac{3}{1}$	18	16,3	12,4	-	-	3,9	+	Częściowa perforacja warstwy NANOS-BA, wybruszenie warstwy 30PM
$\frac{4}{1}$	18,5	20,2	15,7	-	-	2,7	+	
$\frac{4}{2}$	18,5	15,1	11,8	-	-	3,3	+	
$\frac{4}{3}$	18,5	20,7	12,2	-	-	3,9	+	
$\frac{4}{4}$	18,5	10,9	10,8	15,3	12,4	3,6	-	Pęknięcie warstwy NANOS-BA, przebiccie warstwy 30PM
$\frac{6}{1}$	20	19,7	17,9	-	-	2,5	+	
$\frac{6}{2}$	20	18,2	13,4	-	-	2,2	+	
$\frac{6}{3}$	20	22,1	16,2	-	-	3,4	+	
$\frac{6}{4}$	20	15,0	14,3	-	-	2,5	+	
$\frac{6}{5}$	20	17,3	14,4	-	-	3,5	+	
$\frac{6}{6}$	20	18,7	13,7	-	-	2,1	+	
$\frac{6}{7}$	20	16,7	13,8	-	-	2,5	+	
$\frac{6}{8}$	20	18,3	14,9	-	-	2,4	+	
Ostrzał pociskami B-32 kalibru 14,5 mm $\alpha = 0^\circ$								
$\frac{7}{1}$	22,4	36,4	22,8	-	-	5,5	+	Wybruszenie warstwy 30PM
$\frac{7}{2}$	22,4	35,3	34,7	-	-	7,2	+	
$\frac{7}{3}$	22,4	24,6	23,2	26,3	16,5	8,3	-	Pęknięcie warstwy NANOS-BA, przebiccie warstwy 30PM



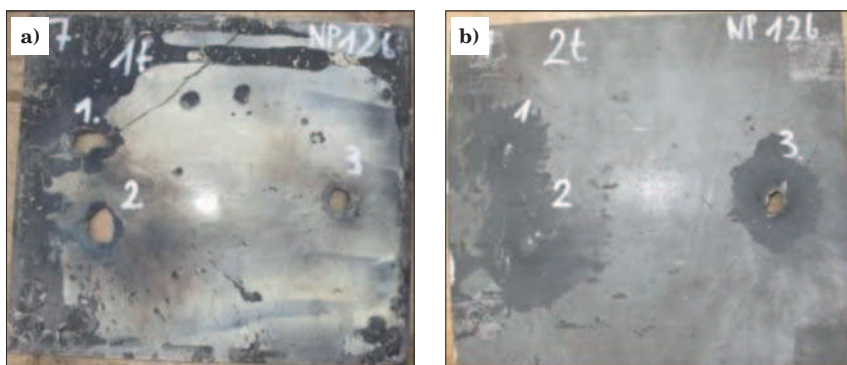
Rys. 23. Warstwy panelu nr 4 (Tab. 20) po ostrzale kolejno czterema pociskami B-32 kalibru 12,7 mm: a) przód warstwy osłonowej (blacha Al), b) tył warstwy z blachy NANOS-BA, c) tył warstwy z blachy 30PM

Fig. 23. Layers of panel no 4 (Tab. 20) after firing with consecutive four B-32 of caliber 12.7 projectiles: a) front surface of casing layer (Al sheet), b) rear surface of NANOS-BA plate, c) rear surface of 30PM plate



Rys. 24. Warstwy panelu nr 6 (Tab. 20) po ostrzale kolejno ośmioma pociskami B-32 kalibru 12,7 mm: a) przód warstwy z blachy NANOS-BA, b) tył warstwy z blachy 30PM

Fig. 24. Layers of panel no 6 (Tab. 20) after firing with consecutive eight B-32 of caliber 12.7 mm projectiles: a) front surface of NANOS-BA plate, b) rear surface of 30PM plate



Rys. 25. Warstwy panelu nr 7 (Tab. 20) po ostrzale kolejno trzema pociskami B-32 kalibru 14,5 mm: a) przód warstwy z blachy NANOS-BA, b) tył warstwy z blachy 30PM

Fig. 25. Layers of panel no 7 (Tab. 20) after firing with consecutive three B-32 of caliber 14.5 mm projectiles: a) front surface of NANOS-BA plate, b) rear surface of 30PM plate

4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Celem głównym projektu UDA-POIG.01.03.01-00-042/08-05 było opracowanie nowych gatunków stali o strukturze nanokrystalicznej przeznaczonych do zastosowania w konstrukcji pancerzy chroniących przed przebicciem pociskami przeciwpancernymi oraz opracowanie modeli pancerzy zawierających warstwy z opracowanych materiałów. Najważniejsze rezultaty osiągnięte w wyniku zrealizowania projektu są następujące:

Podstawy technologii wytwarzania stali nanobainitycznej i wyrobów z tej stali

- Opracowano nowy gatunek stali ultrawytrzymałej nanostrukturalnej (oznaczony NANOS-BA) o składzie chemicznym 0,6%C-1,8%Si-2,0%Mn + dodatki

Cr, Co, Mo, V, zapewniającym wytworzenie struktury nano-duplex składającej się z nanolistew bezwęglowego bainitu i austenitu resztkowego. W wyniku wykonanych symulacji numerycznych, badań przemian fazowych i symulacji fizycznych w skali półprzemysłowej, opracowano wytyczne do technologii przemysłowej wytwarzania blach ze stali NANOS-BA o grubości z zakresu 4÷20 mm i ich obróbki cieplnej. Po finalnej obróbce cieplnej właściwości mechaniczne blach NANOS-BA są następujące: $R_m > 1,9$ GPa, $R_{0,2} > 1,3$ GPa, $A_5 > 14\%$, HV10 > 600.

Wytyczne do przemysłowej technologii wytwarzania blach ze stali nano-duplex bainityczno-austenitycznej NANOS-BA opracowano w dwóch odmianach: jako technologię zintegrowaną polegającą na wykonywaniu

kolejnych operacji następujących bezpośrednio po sobie oraz jako technologię etapową, składającą się z etapu obejmującego nagrzewanie wsadu, walcowanie na gorąco i regulowane chłodzenie po walcowaniu oraz etapu obejmującego dwuoperacyjną obróbkę cieplną blach. Ze względu na możliwość zastosowania w obecnych warunkach krajowego przemysłu technologii etapowej, ta odmiana technologii będzie podlegać komercjalizacji.

Skład chemiczny opracowanej stali i jej obróbka cieplna zostały opatentowane, a na oznaczenie stali nano-duplex bainityczno-austenitycznej i blach wykonanych z tej stali uzyskano ochronę znaku towarowy:

- 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*,
- patent IMŻ na podstawie zgłoszenia nr P. 396431 (UP RP) z dnia 26.09.2011: *Sposób obróbki cieplnej stali bainityczno-austenitycznej*,
- prawo ochronne UP RP na znak towarowy NANOS-BA[®], udzielone od dnia 14.11.2011 (klasa towarowa: 06 blachy stalowe – blachy stalowe o dużej wytrzymałości i plastyczności).

Opracowane w projekcie podstawy wytwarzania stali nanostrukturalnej NANOS-BA[®] są wykorzystywane w realizowanym obecnie projekcie aplikacyjnym oraz do przygotowywania wniosków na kolejne projekty o charakterze technologicznym.

Technologia wytwarzania gatunków stali maraging nowej generacji

- Zaprojektowano zmodyfikowane gatunki ultrawytrzymałych stali maraging w klasach od MS350 do MS550 i parametry niestandardowej obróbki cieplnej zwiększającej ciągliwość oraz nową stal umacnianą wydzieleniowo o obniżonej w stosunku do stali typu maraging zawartości pierwiastków stopowych, oznaczoną NANOS-D3. Skład chemiczny stali NANOS-D3 został zgłoszony do opatentowania:
- zgłoszenie patentowe z dnia 13.08.2012 r. przez Instytut Metalurgii Żelaza do Urzędu Patentowego RP dotyczące prawa ochronnego na wynalazek: *Sposób otrzymywania ultrawytrzymałej stali umacnianej wydzieleniowo*, nr P. 400358.

Opracowano technologię finalnej obróbki cieplnej stali umacnianych wydzieleniowo typu maraging MS350, MS400 i MS550, nadającą stali lepszą plastyczność przy podobnie wysokich parametrach wytrzymałościowych, jakie otrzymuje się po standardowej obróbce cieplnej. Nowa obróbka wykonywana jest w temperaturze wyższej od standardowej, ale w znacznie krótszym czasie od typowego czasu starzenia. Temperatura starzenia krótkotrwałego zawiera się w przedziale od 530°C do 600°C (w przypadku standardowej obróbki jest to typowo 480÷500°C), a czas starzenia krótkotrwałego jest krótszy niż 15 minut (w przypadku standardowej obróbki jest to typowo 180÷240 minut). Metoda krótkotrwałej obróbki cieplnej jest przedmiotem zgłoszenia patentowego:

- zgłoszenie z dnia 14.11.2012 r. przez Instytut Metalurgii Żelaza do Urzędu Patentowego RP: *Sposób krótkotrwałej obróbki cieplnej stali umacnianej wydzieleniowo*, nr P. 401621.

Podstawy projektowania i wytwarzania amorficzno-nanokrystalicznych stopów na bazie żelaza

- Metodą symulacji numerycznych i eksperymentów fizycznych opracowano skład chemiczny stopu na bazie żelaza Fe-10%Mo-3%Cr-3,2%C-1,2%B charakteryzujący się zdolnością do amorfizacji przy stosunkowo małej szybkości chłodzenia ze stanu ciekłego (rzędu 10² °C/s), co potencjalnie pozwala uzyskiwać elementy o grubości kilku milimetrów zawierające fazę amorficzną. Wytwarzanie stopów metalicznych o grubości kilkumilimetrowej o strukturze amorficznej jest metodą nową w skali światowej i osiągnięcie poziomu pozwalającego na otrzymywanie wyrobów o wymaganym zespole właściwości do zastosowań przemysłowych wymaga jeszcze dalszych badań. W projekcie opracowano, zbudowano i uruchomiono stanowisko laboratoryjne do odlewania ze stopów na bazie Fe elementów o grubości do 5 mm wykazujących strukturę nanokrystaliczno-amorficzną.

Badanie metodą ostrzału opracowanych materiałów oraz zaprojektowanie konstrukcji pancerza warstwowego

- Wykonano numeryczne symulacje oddziaływania pocisków z pancerzem z blachy stalowej z wykorzystaniem programów LS-DYNA oraz AUTODYN. Do opisu odkształcenia i zniszczenia pancerza zastosowano model Johnsona-Cooka, a do opisu odkształcenia i zniszczenia rdzenia pocisku model Johnsona-Holmquista. Uzyskano zadowalającą zgodność wyników obliczeń z wynikami eksperymentalnymi dotyczącymi wymiarów i odkształceń w płycie bazowej ze stali Armox 500T, na której mocowano próbki testowe z opracowanych materiałów.
- Wykonano porównawcze badania balistyczne metodą ostrzału próbek z materiałów opracowanych i wytworzonych w projekcie i ze stali pancernych produkowanych przemysłowo. Na podstawie wyników tych badań stwierdzono, że zdolność ochronna płytek ze stali NANOS-BA[®] i ze stali maraging o zoptymalizowanych właściwościach jest wyższa od zdolności ochronnej płyt stalowych o najwyższych parametrach dostępnych obecnie na rynku. Oceniając właściwości mechaniczne, poziom ochrony balistycznej, koszty wytwarzania i możliwość uruchomienia produkcji w kraju, do przemysłowego wytwarzania elementów pancerzy wytypowano stal nanobainityczną NANOS-BA[®].
- Wykonano fizyczne modele pancerza w postaci warstwowych układów zawierających opracowane i wytworzone w projekcie materiały. Eksperymentalne panele warstwowe testowano metodą ostrzału, w tym ostrzału wielokrotnego. Wyniki tych testów wykorzystano do zaprojektowania warstwowego pancerza pasywnego. Opracowany warstwowy pancerz pasywny stanowi bazę do rozwinięcia tej konstrukcji w celu otrzymania pancerza reaktywnego.
- Zaprojektowano konstrukcję oraz opracowano dokumentację konstrukcyjną i wykonawczą modułu pasywnego pancerza warstwowego w wersji produkcyjnej, zawierającego warstwę z opracowanej w projekcie stali NANOS-BA[®]. Opracowany panel ochronny jest przedmiotem zgłoszenia patentowego z dnia 5.06.2013 r. przez Wojskowy Instytut Techniki Uzbrojenia do Urzędu Patentowego RP: *Pasywny, modułowy pancerz warstwowy* (nr zgłoszenia P. 403247).

LITERATURA

- Garbarz B., Burian W.: Sprawozdanie z pracy badawczej IMŻ nr S0-0666 pt. „Opracowanie podstaw półprzemysłowej technologii wytwarzania blach z supertwardej stali bainitycznej nowej generacji”. Sierpień 2008, niepublikowane
- Garbarz B., Marcisz J., Burian W., Wiśniewski A.: Mechanizmy odkształcenia dynamicznego w ultrawytrzymałych stalach nanostrukturalnych przeznaczonych na pancerze. *Problemy Techniki Uzbrojenia, WITU, Zeszyt 118, 2, 2011, s. 41-50*
- Wiśniewski A., Żochowski P.: The influence of the bainitic transformation temperature on protective properties of passive armours made from the high-carbon nanostructural bainitic steel. *Problemy Techniki Uzbrojenia, WITU, Zeszyt 117, 1, 2011, s. 177-186*
- Marcisz J., Garbarz B., Burian W., Adamczyk M., Wiśniewski A.: New generation maraging steel and high-carbon bainitic steel for armours. *Proceedings of 26th International Symposium on Ballistics, 12-16 September 2011, Miami-Florida, USA, p. 1595-1606*
- Żak A., Burian W.: Metal Fe-based amorphous and amorphous-nanocrystalline materials for armours construction. *Problems of Mechatronics, WAT, no. 4(10), 2012, p. 23-37*
- Marcisz J., Garbarz B., Adamczyk M., Wiśniewski A.: New Nano-Precipitates Hardened Steels of Wide Range of Strength and Toughness and High Resistance to Piercing with Projectiles. *Problems of Mechatronics, WAT, no. 4(10), 2012, p. 39-54*
- Garbarz B., Burian W., Adamczyk M., Wiśniewski A.: The Nano-Duplex NANOS-BA Steel for Application in Construction of Armours. *Problems of Mechatronics, WAT, no. 4(10), 2012, p. 7-22*
- Wiśniewski A., Żochowski P.: Building and validation of the numerical models of the B-32 type armour piercing projectile. *Problems of Mechatronics, WAT, no. 2(12), 2013, p. 19-30*
- Wiśniewski A., Żochowski P.: Constitutive Model for the Nanocomposite NANOS-BA Steel Used for Light Armored Vehicles Protection. *Proceedings of 27th International Symposium on Ballistics, 22-26 April 2013, Freiburg, Germany, p. 1134-1145*
- Marcisz J., Garbarz B., Burian W., Stepień J., Starczewski L.: Ballistic testing of nano-precipitates hardened and nano-duplex bainitic-austenitic steels. *Proceedings of 27th International Symposium on Ballistics, 22-26 April 2013, Freiburg, Germany, p. 1834-1845*
- Burian W., Garbarz B., Marcisz J., Adamczyk M., Wiśniewski A.: Nano-Duplex Bainitic-Austenitic and Nano-Precipitates Hardened Steels for Application in Armors Constructions. *Proceedings of 27th International Symposium on Ballistics, 22-26 April 2013, Freiburg, Germany, p. 1825-1832*
- Garbarz B., Burian W.: Microstructure and Properties of Nanoduplex Bainite-Austenite Steel for Ultra-High-Strength Plates. *Steel Research International, vol. 85, 2014, no 12, p. 1620-1628; article first published online: 9 APR 2014 | DOI: 10.1002/srin.201300453*
- Garbarz B., Niznik-Harańczyk B.: Modification of microstructure to increase impact toughness of nanostructured bainite-austenite steel. *Materials Science and Technology, vol. 31, 2015, no 7, p. 773-780; article first published online: 6/10/2014, <http://dx.doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000675>*
- Garbarz B., Marcisz J., Burian W.: Technological peculiarities of manufacturing nanobainitic steel plates. *Proceedings of 9th METEC Congress, 15-19 June 2015, Düsseldorf, Germany*
- Wiśniewski A.: Tworzywa ceramiczne w warstwach ochronnych. *Problemy Techniki Uzbrojenia i Radiolokacji, t. XXVII, 1998, zeszyt 67*
- Janiszewski J.: *Badania materiałów inżynierskich w warunkach obciążenia dynamicznego. Wyd. Wojskowa Akademia Techniczna, Warszawa, 2012*
- Nahme H., Lach E.: Dynamic Behaviour of High Strength Armor Steel. *J. Phys. IV France 7, 1997, C3, p. 373-378*
- Maweja K., Stumpf W.: The design of advanced performance high strength low - carbon martensitic armour steels. *Microstructural considerations. Materials Science and Engineering A, vol. 280, 2008, p. 160-166*
- SSAB Oxelosund AB Data Sheet: Protection plates ARMOX
- www.ruukki.pl
- Kaiser H. J., Kern A., Scharf S., Gooch W.A.: Ballistic testing of Thyssenkrupp Steel Europe armor steel in accordance with U.S. military armor specifications. *Proceedings of 26th International Symposium on Ballistics, Miami, USA, 12-16.09.2011, p. 1167*
- Informacje producentów stalowych blach wysokowytrzymałych w Polsce: ISD Huta Częstochowa Sp. z o.o. oraz HSW Huta stali Jakościowych Sp. z o.o.
- Caballero F. G., Bhadeshia H.K.D.H., Mawella K.J.A., Jones D. G., Brown P.: Design of novel high strength bainitic steel. *Mater. Sci. Technol., vol. 17, 2001, p. 512-516*
- Garcia-Mateo C., Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H.: Development of Hard Bainite. *ISIJ Int., vol. 43, 2003, p. 1238-1243*
- Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H.: Very strong bainite. *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci., vol. 8, 2004, p. 251-257*
- Bhadeshia H.K.D.H.: Bulk nanocrystalline steel. *Ironmaking and Steelmaking, vol. 32, 2005, p. 405-410*
- Maweja K., Stumpf W.: The design of advanced performance high strength low-carbon martensitic armour steels *Microstructural considerations. Materials Science and Engineering, vol. A 480, 2008, p. 160-166*
- Srivathsa B., Ramakrishnan N.: Ballistic performance maps for thick metallic armour. *Journal of Materials Processing Technology, vol. 96, 1999, p. 81-91*
- http://www.imz.pl/pl/aktualnosci/BWZaklad_Technologii_Wytwarzania_i_Aplikacji/Walcarka_do_walcowania_na_goraco
- Magnee A., Viatour P., Drapier J.M., Coutsouradis D., Habracken L.: Microstructure, Strength and Toughness of 13Ni(400) Maraging Steel. *COBALT, 1973, no. 1, p. 3*
- Yin Z., Kataura Y., Suto H.: Fatigue Strength of Cleaned 3.5 GPa Grade Maraging Steels. *J. Japan Inst. Metals, vol.46,1982, no. 11, p. 1068*
- Fukumachi M., Kawabe Y., Nakazawa K., Muneki S.: Transmission Electron Microscopy Studies of Structural Changes in 13Ni-15Co-10Mo Maraging Steel as a result of aging. *J. Japan Inst. Metals, vol.47,1983, no. 3, p. 237*
- Ogawa K., Fukumachi M., Kawabe Y.: Transmission Electron Microscopy Studies of 3.5 GPa grade 10Ni-18Co-14Mo Maraging Steel. *J. Japan Inst. Metals, vol.47,1983, no. 10, p. 863*
- Muneki S., Kawabe Y., Takahashi J.: Strengthening of 10Ni-18Co-12Mo-1Ti Maraging Steel by Cold Working. *ISIJ, vol. 69, 1983, no. 16, p. 2030*
- Hornbogen E., Rittner K.: Development of thermo-mechanical treatments of a maraging steel for yield strengths above 3 GPa. *Steel Research, vol. 58, 1987, no. 4, p. 172*
- Stepień J., Burdek M., Garbarz B., Marcisz J.: Wykonanie badań w celu określenia możliwości zastosowania stali maraging na korpusy rakietowych silników startowych. *Spr. z pracy bad. IMŻ Nr B0-1222, 2008 (niepublikowane)*
- Weiss B.Z.: *Maraging Steels – Structure, Properties and Applications. Specialty Steels and Hard Materials, Pergamon Press Ltd, p. 35*
- Hays C., Stemmler R.P.: Banding of MAR-Aging Steel. *Jour. of Mater. Eng. and Performance, vol. 9(2), April 2000, p. 147*
- Rusanenko V.V., Edneral A.F.: Multifunctional maraging alloys. *Phys. Met. Metallogr. vol. 96, 2003, p. 100*
- Inoue A.: Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. *Acta Materialia, vol. 48, 2000, p.279-306*
- Cheney J., Vecchio K.: Prediction of glass-forming compositions using liquidus temperature calculations. *Materials Science and Engineering A, vol. 471, 2007, p. 135-143*
- Lu K.: Nanocrystalline metals crystallized from amorphous solids: nanocrystallization, structure, and properties. *Mater. Sci. Eng., vol. R16, 1996, p. 161-221*
- Jach K.: *Modelowanie komputerowe zjawisk kumulacyjnych. WAT, Warszawa 1990*
- Jach K., Świerczyński R. i inni: *Modelowanie komputerowe dynamicznych oddziaływań ciał metodą punktów swobodnych. PWN, Warszawa 2001*