

Jarosław MARCISZ  
Bogdan GARBARZ  
Jerzy STĘPIEŃ  
Tymoteusz TOMCZAK

Sieć Badawcza Łukasiewicz – IMŻ ■ Łukasiewicz Research Network – Institute of Ferrous Metallurgy

Lech STARCZEWSKI  
Robert NYC  
Michał GMITRZUK

Wojskowy Instytut Techniki Panczernej i Samochodowej

Marcin GOŁUŃSKI

Zakłady Mechaniczne Tarnów S.A.

## SKUTECZNOŚĆ OCHRONNA BLACH PANCERNYCH ZE STALI NANOBAINITYCZNEJ

### PROTECTIVE EFFECTIVENESS OF ARMOUR MADE OF NANOBAINITIC STEEL

W artykule przedstawiono wyniki badań odporności na przebicie blach ze stali nanobainitycznej o grubości w zakresie 6÷9 mm za pomocą pocisków o zróżnicowanym mechanizmie penetracji. Testy ostrzałem prowadzono stosując amunicję kal. 7,62×39 mm BZ zgodnie z wymaganiami dokumentu standardyzacyjnego NATO Stanag 4569A (poziom 2) oraz amunicję kal. 7,62×54R mm B32 w celu wyznaczenia parametru  $V_{50}$  dla wytypowanych wariantów i grubości blach. Blachy arkuszowe stanowiące materiał badań wytworzono w skali przemysłowej z dwóch wytopów o różnym składzie chemicznym. Arkusze blach ze stali nanobainitycznej poddano obróbce cieplnej obejmującej austenityzowanie, regulowane chłodzenie i bezpośrednie wygrzewanie izotermiczne, której parametry zoptymalizowano w celu uzyskania jak najwyższej zdolności ochronnej. W miejscach oddziaływania pocisku z blachą przeprowadzono badania mikrostruktury w celu szczegółowej analizy skutków ostrzału. Uzyskane wyniki badań wskazały graniczne wartości prędkości pocisków oraz grubości blach dla których ochrona balistyczna jest skuteczna. Określono zakres właściwości mechanicznych wyznaczanych w statycznej próbie rozciągania oraz rodzaj mikrostruktury, w tym zawartość i postać austenitu resztkowego, gwarantujące spełnienie wymaganego poziomu odporności na przebicie. Na podstawie wyników testów ostrzałem wytypowano warianty obróbki cieplnej dla blach o określonej grubości, przeznaczonych na opancerzenie kontenera obserwacyjno-obronnego. Badania i testy wykonano w ramach projektu POIR 04.01.04-00-0047/16, którego głównym celem jest obniżenie masy opancerzenia kontenera LOOK.

**Słowa kluczowe:** stal nanobainityczna, mikrostruktura, właściwości mechaniczne, odporność balistyczna

The article presents the results of tests on resistance to perforation of nanobainitic steel plates with a thickness in the range of 6–9 mm with the use of projectiles with different perforation mechanisms. Firing tests were carried out using 7.62×39 mm BZ ammunition in accordance with the requirements of the NATO Stanag 4569A standard document (level 2) and 7.62×54R mm B32 ammunition to determine the  $V_{50}$  parameter for selected variants and plate thickness. The plates constituting the testing material were manufactured on an industrial scale from two heats with different chemical composition. The nanobainitic steel plates were subjected to heat treatment including austenitisation, controlled cooling and direct isothermal annealing, the parameters of which were optimised in order to achieve the highest protective capacity. Microstructure studies were carried out in places where the projectile and the plate interacted, in order to analyse the effects of firing in detail. The obtained results indicated limit values of projectile velocities and plate thicknesses for which ballistic protection is effective. The range of mechanical properties determined in a static tensile test as well as the type of microstructure were determined, including the content and form of retained austenite, guaranteeing compliance with the required level of resistance to perforation. Based on the results of the firing tests, heat treatment variants were selected for plates of a certain thickness intended for the armour of an observation and protective container. The studies and tests were carried out as part of the POIR 04.01.04-00-0047/16 project, the main goal of which is to reduce the weight of a LOOK container armour.

**Keywords:** nanobainitic steel, microstructure, mechanical properties, ballistic resistance

## 1. WPROWADZENIE

Jednym z kierunków rozwoju technologii wytwarzania wysokowytrzymałych stali konstrukcyjnych jest dążenie do uzyskania jak najwyższej wytrzymałości, przy jednoczesnym zapewnieniu wystarczającej do określonych zastosowań plastyczności, ciągliwości i/lub odporności na pękanie. Dla materiałów stosowanych na opancerzenie, które poddawane są w trakcie użytkowania wielokrotnemu punktowemu wysokoenergetycznemu oddziaływaniu udarowemu, poszukuje się optymalnego zestawu właściwości mechanicznych, aby zagwarantować odporność na przebicie oraz pękanie. Nowe podejście do wytwarzania nanostruktur w stalach zaproponowane przez Bhadeshię [1], polegające na sterowaniu przebiegiem izotermicznych przemian fazowych w zakresie temperatury poniżej 300°C, doprowadziło do opracowania podstaw wytwarzania stali nanostrukturalnych o strukturze bezwęglkowego bainitu i austenitu resztkowego w ilości 15÷35% objętości. Prace dotyczące stali nanostrukturalnych bainitycznych prowadzone są w wielu światowych ośrodkach naukowych [2-7]. Z dotychczasowych wyników badań klasz stali nanostrukturalnych bainitycznych wykonanych w Ł-IMŻ [8-10] wynika, że możliwe jest osiągnięcie właściwości mechanicznych wyrobów (blach i prętów) na następującym poziomie: wytrzymałość 1,8÷2,2 GPa, umowna granica plastyczności 1,2÷1,6 GPa, wydłużenie całkowite w statycznej próbie rozciągania 12÷20% i twardość 550÷650 HV10. Zagadnieniem wymagającym dalszych badań, w celu komercjalizacji zastosowań wyrobów z nanostrukturalnej stali bainitycznej (nanobainitycznej), jest opracowanie odmian gatunkowych w zakresie zawartości poszczególnych pierwiastków oraz dostosowanych do tych składów parametrów wytwarzania, zapewniających jak najlepsze właściwości użytkowe do określonych zastosowań.

Optymalizacja parametrów wytwarzania wyrobów ze stali nanostrukturalnej bainitycznej do zastosowań na elementy opancerzenia, szczególnie w zakresie składu chemicznego i parametrów finalnej obróbki cieplnej, jest wciąż przedmiotem badań w Ł-IMŻ (np. [11-15]). Dla zapewnienia wymaganego poziomu ochrony zdefiniowanego przez odporność na przebicie określonymi rodzajami pocisków należy zoptymalizować wartości właściwości mechanicznych i mikrostruktury w taki sposób, aby osłona była odporna na wielokrotne wysokoenergetyczne oddziaływania udarowe. Dla materiałów wysokowytrzymałych szczególnie ważne jest zachowanie ciągliwości (udarność), aby zapobiec powstawaniu mikropęknięć i ich propagacji, a w efekcie pęknięć elementów osłon. Ww. czynniki zależą m.in. od mechanizmów umocnienia materiału, w tym w wyniku oddziaływania dynamicznego. Wzrost gęstości dyslokacji, powstawanie bliźniaków odkształcenia lub nowych faz w wyniku odkształcenia, np. adiabatycznych pasm ścinania lub wysokowęglowego martenzytu, sprzyjają obniżeniu ciągliwości, a z drugiej strony są elementami mikrostruktury, których powstawanie absorbuje energię. Określenie optymalnego udziału składników mikrostruktury w celu zapewnienia jednocześnie wysokiej zdolności do absorpcji i dyssypacji energii odkształcenia oraz odporności na pękanie jest wyzwaniem dla projektantów materiałów konstrukcyjnych, w szczególności do zastosowań w warunkach wysokoenergetycznych obciążeń udarowych. Identyfikacja właściwości materiału wyznaczanych w laboratoryjnych testach statycznych i dynamicznych, które decydują o odporności na wysokoenergetyczne oddziaływanie udarowe (np. w testach ostrzałem), wymaga opracowania bazy danych o odpowiedniej liczności. Taka baza danych jest niezbędna do wskazania parametrów (charakte-

## 1. INTRODUCTION

One of the directions of development of the technology for the production of high-strength structural steels is the pursuit of the highest possible strength, while ensuring sufficient plasticity, ductility and/or fracture resistance for specific applications. An optimal set of mechanical properties guaranteeing resistance to perforation and fracture is sought after for materials used for armour which is subjected to multiple high impact energy during use. A new approach to the production of nanostructures in steels proposed by Bhadeshia [1], consisting in controlling the course of isothermal phase transformation in the temperature range below 300°C, led to the development of the basis for the production of nanostructured steels with a structure of carbide-free bainite and retained austenite in the amount of 15-35% of volume. The work on bainitic nanostructured steels is carried out at many world research centres [2-7]. The results of the tests on the nanostructured bainitic steel grades carried out at Ł-IMŻ [8-10] thus far show that it is possible to achieve the mechanical properties of products (plates and rods) at the following level: strength of 1.8-2.2 GPa, yield strength of 1.2-1.6 GPa, total elongation in a static tensile test of 12-20%, hardness of 550-650 HV10. The issue requiring further research in order to commercialise the applications of products made of nanostructured bainitic (nanobainitic) steel is the development of grade varieties in terms of the content of individual elements and production parameters adapted to these compositions, ensuring the best performance properties for specific applications.

The optimisation of production parameters for nanostructured bainitic steel products for armour components, especially in the scope of chemical composition and final heat treatment parameters, is still the subject of research at Ł-IMŻ (e.g. [11-15]). To ensure the required level of protection defined by the resistance to perforation with certain types of projectiles, the values of mechanical properties and microstructure should be optimised in such a way that the shield is resistant to multiple high-energy impact. For high-strength materials, it is particularly important to maintain ductility (impact strength) to prevent the formation of microcracks and their propagation, and as a result - cracks in shield components. The factors mentioned above depend, among others, on the mechanisms of material strengthening, including as a result of dynamic impact. The increase in dislocation density, the formation of deformation twins or new phases as a result of deformation, e.g. adiabatic shear bands or high-carbon martensite, reduce the ductility, and on the other hand they are the elements of the microstructure, the formation of which absorbs energy. Determining the optimal proportion of microstructure components in order to ensure high capacity for absorption and dissipation of strain energy and resistance to fracture is a challenge for designers of structural materials, in particular for applications under high-energy impact loads. The identification of the material properties determined in static and dynamic laboratory tests that determine resistance to high-energy impact (e.g. in firing tests) requires the development of an appropriately extensive database. Such a database is necessary to indicate material parameters (characteristics) relevant for applications where dynamic impacts occur. The protective effectiveness of armour plates is determined by firing tests, e.g. multiple firing, according to the NATO standardisation document AEP -55 Vol. 1, determining the  $V_{50}$  parameter or measuring the energy absorbed using a ballistic pendulum [16].

rystyk) materiałowych istotnych dla zastosowań, w których występują oddziaływania dynamiczne. Skuteczność ochronną blach pancernych wyznacza się w testach ostrzałem, np. wielokrotnym zgodnie z dokumentem standaryzacyjnym NATO AEP -55 vol. 1, wyznaczając parametr  $V_{50}$  lub mierząc energię pochłoniętą z zastosowaniem wahadła balistycznego [16].

Projektowanie osłon i ocena ich odporności na przebicie, to zagadnienie złożone, obejmujące szereg czynników zarówno na etapie projektowania jak i badań materiału. Autor pracy [17] opisuje problematykę dotyczącą ochrony balistycznej, w aspektach obejmujących rodzaj amunicji oraz typ osłon. Przedstawia szereg wymagań dla materiałów ochronnych, określonych w normach i innych dokumentach. W pracy poddaje analizie wiele czynników istotnych dla poprawnej oceny zdolności ochronnych, takich jak: prawdopodobieństwo przebicia, wartość i gęstość energii uderzenia, masa i prędkość rdzenia pocisku oraz metody tej oceny. W pracy [18] przeprowadzono badania odporności na przebicie pięciu gatunków stali wysokowytrzymałych za pomocą amunicji małokalibrowej (7,62 mm), m.in. komercyjnych stali pancernych Domex Protect 500 i ArmoX 500T. Badano osłony złożone z jednej blachy o grubości 6 mm oraz dwuwarstwowe o grubości  $2 \times 6 = 12$  mm. Stosowano amunicję z rdzeniem miękkim ze stopu ołowiu z cyną oraz twardym stalowym (801 HV). W testach ostrzałem wykonano pomiary prędkości rezidualnej rdzeni pocisków (prędkości rdzenia pocisku/odłamków po przebicciu blachy). Dane eksperymentalne z testów ostrzałem zastosowano w symulacjach numerycznych penetracji blach. Na podstawie przeprowadzonych badań autorzy pracy [18] wykazali liniowy wzrost odporności na przebicie ze wzrostem granicy plastyczności materiału osłony, dla obydwu rodzajów amunicji. Stwierdzili, że wytrzymałość, a nie ciągliwość stali jest kluczowym czynnikiem, zapewniającym odporność na przebicie. Nie stwierdzili różnicy granicy balistycznej pomiędzy blachą pojedynczą, a układem dwuwarstwowym (bez odstępów pomiędzy blachami), uwzględniając sumaryczną grubość osłon. W pracy [19] przedstawiono wyniki badań właściwości mechanicznych i balistycznych, ultrawytrzymałej stali martenzytycznej ulepszonej cieplnie, o składzie chemicznym Fe-0,35%C-2,0%Si-1,0%Mn-0,98%Co-0,22%V ( $R_{p0,2}$  1900 MPa i  $K_{IC}$  40–50 MPa<sup>1/2</sup>). Po odpuszczaniu w temperaturze 300°C, stal charakteryzowała najwyższa udarność Charpy-V (powyżej 20 J) oraz  $R_{p0,2}$  1900 MPa,  $R_m$  ok. 2200 MPa i A 9% (długość pomiarowa próbki wynosiła 25 mm) oraz twardość ok. 600 HV. Testy ostrzałem wykonano dla blach o grubości 16 mm, za pomocą pocisku z twardym rdzeniem stalowym. Stwierdzono pozytywne wyniki testów, w porównaniu do blachy RHA (Rolled Homogeneous Armour), której grubość dla spełnienia wymagań ww. testu wynosi 20 mm. W pracy [20] przeprowadzono badania właściwości statycznych i dynamicznych oraz odporności na przebicie pociskami kal. 5,56×45 mm (M193) i 7,62×51 mm (NATO Ball), nowego gatunku stali pancernej. Autorzy przedstawili wyniki badań ciągliwości i wytrzymałości dynamicznej w testach rozciągania i ściskania metodą pręta Hopkinsona oraz charakterystykę mikrostruktury materiału, w tym adiabaticznych pasm ścinania oraz strefy odkształconej w wyniku ostrzału. Blachy o grubości 7,5 mm, ze stali o wytrzymałości na rozciąganie ok. 2100 MPa i wydłużeniu ok. 13%, spełniły wymagania poziomu I wg dokumentu Stanag 4569A. Dynamiczna granica plastyczności na rozciąganie i ściskanie, wyznaczona metodą pręta Hopkinsona, wynosiła odpowiednio ok. 2200 MPa i ok. 3000 MPa. W pracy [21] przedstawiono wyniki badań stali pancernej martenzytycznej z dodatkiem boru,

Shield design and assessment of their resistance to perforation is a complex issue, covering a number of factors at both the design and material testing stages. The author of article [17] describes the issues related to ballistic protection in aspects including the type of ammunition and the type of shields. He presents a number of requirements for protective materials specified in standards and other documents. In his paper, he analyses many factors important for the correct assessment of protective capacity, such as: probability of perforation, impact energy value and density, weight and velocity of projectile core, and methods of this assessment. In article [18], perforation resistance tests of five high-strength steel grades were carried out using small-calibre ammunition (7.62 mm), including commercial armoured steels Domex Protect 500 and ArmoX 500T. The tests were carried out for plates made of one 6 mm thick plate and two-layer shields with a thickness of  $2 \times 6 = 12$  mm. Ammunition with a soft core made of lead and tin alloy and a hard steel core (801 HV) was used. In the firing tests, the retained velocity of projectile cores (projectile core velocity/shrapnel after plate perforation) was measured. Experimental data from the firing tests were used in numerical simulations of plate perforation. Based on the tests, the authors of [18] showed a linear increase in resistance to perforation with an increase in yield strength of the shield material for both types of ammunition. They found that strength, not ductility, of steel is a key factor in providing resistance to perforation. They found no difference in ballistic limit between a single plate and a two-layer system (without spacing between plates), taking into account the total thickness of the shields. Article [19] presents the results of tests on mechanical and ballistic properties of ultra-strength quenched and tempered martensitic steel with chemical composition Fe-0.35%C-2.0%Si-1.0%Mn-0.98%Co-0.22%V ( $R_{p0,2}$  1900 MPa and  $K_{IC}$  40–50 MPa<sup>1/2</sup>). After tempering at 300°C, the steel was characterised by the highest Charpy-V impact strength (above 20 J) and  $R_{p0,2}$  of 1900 MPa,  $R_m$  of approx. 2200 MPa and A 9% (the sample measuring length was 25 mm) and hardness of approx. 600 HV. Firing tests were carried out for 16 mm thick plates with a hard steel core projectile. Positive test results were found compared to the RHA (rolled homogeneous armour) plate, the thickness of which is 20 mm if it is to meet the requirements of the above-mentioned test. In article [20], static and dynamic properties and resistance to perforation by 5.56×45 mm (M193) and 7.62×51 mm (NATO Ball) projectiles of a new grade of armoured steel were tested. The authors presented the results of ductility and dynamic strength tests in tensile and compression tests using the Hopkinson bar method and material microstructure characteristics, including adiabatic shear bands and the zone deformed as a result of firing. 7.5 mm thick plates made of steel with a tensile strength of approx. 2100 MPa and elongation of approx. 13% met the requirements of level I according to the Stanag 4569A document. Dynamic yield strength in terms of tensile strength and compression, determined using the Hopkinson bar method, was approx. 2200 MPa and approx. 3000 MPa respectively. Article [21] presents the results of tests on martensitic armoured steel with the addition of boron, in the scope of requirements specified in the MIL-A-12560 standard (firing with 7.62 mm AP M2 ammunition, 0° angle). After quenching in oil and tempering at 600°C, the tested Fe-0.23%C-0.19%Mn-0.19%Si-2.35%Co-1.40%Cr-0.50%Mo and 0.002% B steel was characterised by a tensile strength of 1250 MPa and elongation of 11%, and impact strength at -40°C of about 10 J/mm<sup>2</sup>. Deformation adiabatic shear bands and microcracks were



w zakresie wymagań określonych w normie MIL-A-12560 (ostrzał amunicją kal. 7,62 mm AP M2, kąt 0°). Badana stal Fe-0,23% C-0,19% Mn-0,19% Si-2,35% Co-1,40% Cr-0,50% Mo i 0,002% B po hartowaniu z chłodzeniem w oleju i odpuszczaniu w temperaturze 600°C, charakteryzowała się wytrzymałością na rozciąganie 1250 MPa i wydłużeniem 11% oraz udarnością w temperaturze -40°C wynoszącą ok. 10 J/mm<sup>2</sup>. W obszarach oddziaływania pocisków stwierdzono występowanie odkształceniowych adiabatycznych pasm ścinania oraz mikropełnięć. Autorzy pracy [21] wykazali wyższą wartość granicy balistycznej  $V_{50}$  stali z dodatkiem boru, w porównaniu do komercyjnej stali pancernej. Dla blachy o grubości 12,7 mm, wartość granicy balistycznej  $V_{50}$  wynosiła 775 m/s, a materiał odniesienia charakteryzował się  $V_{50}$  równą 745 m/s. Autorzy pracy [22] wykazali wpływ czasu odpuszczania stali pancernej na odporność na przebiecie pociskami przeciwpancernymi kalibrów 7,62 mm i 12,7 mm. Amunicję kal. 7,62 mm AP i 12,7 mm AP, charakteryzuje twardy rdzeń stalowy o masie odpowiednio 5,34 i 30,05 g, prędkości nominalnej 820 i 850 m/s oraz energii kinetycznej 1,796 i 10,85 kJ. Materiał badań stanowiła stal martenzytyczna o zawartości C 0,35÷0,44%, Mn 0,45÷0,55%; Si 1,8÷2,2%; Cr 0,8÷1,2%; Ni 2,5÷3,4% oraz Mo 0,45÷0,55%, hartowana z chłodzeniem w oleju i odpuszczana w temperaturze 300°C. Wytrzymałość na rozciąganie stali dla czasów odpuszczania 2, 24 i 48 godzin w temperaturze 300°C, wyniosła ok. 2000 MPa, a wydłużenie całkowite malało ze wzrostem czasu odpuszczania od ok. 13 do 11%. Wykazano, że dla amunicji mniejszego kalibru wpływ czasu odpuszczania jest nieznaczący, natomiast w przypadku amunicji większego kalibru, wystąpił spadek właściwości ochronnych ze wzrostem czasu odpuszczania. Autorzy pracy [22] stwierdzili, że materiał o najwyższej udarności Charpy-V, charakteryzuje się największą zdolnością do rozpraszania energii pocisku. Kompleksowe badania stali pancernej w gatunku 30PM w zakresie mikrostruktury, właściwości mechanicznych i odporności balistycznej wykonano w pracy [23]. Przedmiotem badań była stal martenzytyczna o składzie chemicznym Fe-0,30% C-1,20% Mn-0,50% Si-1,10% Ni-0,90% Cr-0,25% Mo i następujących właściwościach mechanicznych:  $R_{p0,2}$  1666 MPa;  $R_m$  1710 MPa;  $A$  9,2%, udarność KV 27 J (-40°C) i twardość 530 HB (dane dla blachy o grubości 8,0 mm). Badania balistyczne wykonano zgodnie z MIL-STD-662F i wyznaczono  $V_{50}$  dla amunicji z rdzeniem stalowym twardym, kalibru 7,62×51 mm AP P-80, przy kącie ostrzału 0°. Wyznaczona wartość granicy balistycznej  $V_{50}$ , dla blach o grubości 8,0 mm, wynosiła 922 m/s. Autorzy pracy [23] zwrócili uwagę na korzystne właściwości plastyczne blach, w warunkach wielokrotnych oddziaływań udarowych, objawiające się brakiem pęknięć i mikropełnięć w obszarach ostrzału. W pracy [24] przedstawiono wyniki badania ostrzałem blach o grubości od 4,8 do 25,4 mm, w szerokim zakresie rodzajów amunicji zgodnie z MIL-DTL-46100E. Dla blach o grubości 5,1 i 7,7 mm oraz amunicji kal. 7,62 mm AP M2, granica balistyczna  $V_{50}$  wynosiła odpowiednio 663 i 814 m/s. Autorzy wykazali wysoki potencjał aplikacyjny nowego gatunku stali pancernej martenzytycznej samoodpuszczanej. Przedstawiona analiza danych literaturowych, publikowanych w szerokim przedziale czasu, potwierdza interdyscyplinarność zagadnienia ochrony balistycznej oraz wciąż aktualne aspekty dotyczące np. poznania dominujących mechanizmów penetracji. Rozwój inżynierii materiałowej w tej dziedzinie, dotyczy w głównej mierze osiągnięcia wysokiej odporności na przebiecie przy jak najniższej masie powierzchniowej. Szereg czynników charakteryzujących materiał osłony, materiał rdzenia pocisku oraz zjawiska fi-

found in the areas of impact of the projectiles. The authors of article [21] showed a higher value of the ballistic limit  $V_{50}$  of steel with the addition of boron, compared to commercial armoured steel. For a 12.7 mm thick plate, the value of ballistic limit  $V_{50}$  was 775 m/s, and  $V_{50}$  of the reference material was 745 m/s. The authors of article [22] showed the impact of armour steel tempering time on the resistance to perforation of 7.62 mm and 12.7 mm calibre projectiles. 7.62 mm AP and 12.7 mm AP ammunition is characterised by a hard steel core weighing 5.34 g and 30.05 g, nominal rate of 820 and 850 m/s, and kinetic energy of 1796 and 10.85 kJ respectively. The testing material was martensitic steel with the content of C 0.35÷0.44%, Mn 0.45÷0.55%; Si 1.8÷2.2%; Cr 0.8÷1.2%; Ni 2.5÷3.4% and Mo 0.45÷0.55%, hardened with oil cooling and tempered at 300°C. The tensile strength of the steel for the tempering times of 2, 24 and 48 hours at 300°C was approx. 2000 MPa, and the total elongation decreased with an increase in tempering time from approx. 13 to 11%. It was shown that for smaller calibre ammunition the impact of tempering time is insignificant, while for larger calibre ammunition there was a decrease in protective properties with an increase in tempering time. The authors of article [22] found that the material with the highest Charpy-V impact strength is characterised by the highest ability to dissipate projectile energy. Comprehensive tests of 30PM armour steel in the scope of microstructure, mechanical properties and ballistic resistance were carried out in article [23]. The subject of the study was martensitic steel with chemical composition Fe-0.30% C-1.20% Mn-0.50% Si-1.10% Ni-0.90% Cr-0.25% Mo and the following mechanical properties:  $R_{p0,2}$  1666 MPa;  $R_m$  1710 MPa;  $A$  9.2%, impact strength KV 27 J (-40°C) and hardness 530 HB (data for a 8.0 mm thick plate). The ballistic tests were carried out in accordance with MIL-STD-662F and  $V_{50}$  was determined for hard steel core ammunition, calibre 7.62×51 mm AP P-80, at a 0° firing angle. The determined value of ballistic limit  $V_{50}$  for 8.0 mm thick plates was 922 m/s. The authors of article [23] noted the beneficial plastic properties of the plates in the conditions of multiple impact, manifested in the absence of cracks and microcracks in the firing areas. Article [24] presents the results of a firing test for plates with a thickness from 4.8 mm to 25.4 mm, with a wide range of ammunition types in accordance with MIL-DTL-46100E. For 5.1 mm and 7.7 mm thick plates and 7.62 mm AP M2 ammunition, ballistic limit  $V_{50}$  was 663 and 814 m/s respectively. The authors demonstrated the high application potential of a new grade of self-tempered martensitic armour steel. The presented analysis of literature data, published in a wide range of time, confirms the interdisciplinary nature of ballistic protection and continually current aspects regarding e.g. learning about dominant perforation mechanisms. The development of materials engineering in this field mainly concerns the achievement of high resistance to perforation at the lowest possible surface weight. A number of factors characterising the shield material, projectile core material and physical phenomena occurring during penetration are still the subject of research conducted by leading global research centres. An important aspect of armoured steel testing is the determination of the correlation between the mechanical properties and the microstructure of the material and its resistance to perforation.

The article contains the results of research on the development of broadly understood operational characteristics of nanobainitic steel in order to apply products manufactured from this class of steel in armour systems. It presents the results of research on nanobainitic steel plates, in variants

zyczne zachodzące w trakcie penetracji, są wciąż przedmiotem badań wiodących światowych ośrodków naukowych. Istotnym aspektem badań stali pancernych jest ustalenie korelacji właściwości mechanicznych i mikrostruktury materiału oraz jego odporności na przebicie.

Artykuł zawiera wyniki badań dotyczących opracowywania szeroko rozumianych charakterystyk użytkowych stali nanobainitycznej, w celu zastosowania wyrobów wytwarzanych z tej klasy stali w systemach opancerzenia. Przedstawiono wyniki badań blach ze stali nanobainitycznej, w wariantach zróżnicowanych co do składu chemicznego i parametrów finalnej obróbki cieplnej, co powoduje zróżnicowanie mikrostruktury, właściwości mechanicznych oraz odporności na przebicie pociskami, w tym pociskami przeciwpancernymi z twardym rdzeniem stalowym.

## 2. MATERIAŁ, ZAKRES I METODYKA BADAŃ

Materiał do badań stanowiły blachy arkusze walcowane na gorąco o grubości w zakresie 6–9 mm w warunkach przemysłowych z wytopów badawczych nr 882917 (P1) i nr 883040 (P2). Skład chemiczny blach podano w tabeli 1. Próbkę do badań poddano obróbce cieplnej obejmującej kolejno następujące etapy: nagrzewanie i austenitowanie w temperaturze 950°C przez 30 minut, regulowane chłodzenie w powietrzu i bezpośrednie wygrzewanie w temperaturze przemiany izotermicznej. Zastosowano temperatury przemiany: 210, 215 i 225°C oraz czasy przemiany 120, 96 i 72 godziny. Wytypowane temperatury przemiany gwarantują otrzymanie kombinacji wytrzymałości, granicy plastyczności i wydłużenia, które ustalono na podstawie dotychczas wykonanych badań [11, 15]. W warunkach przemysłowych jest możliwa realizacja długotrwałego wygrzewania izotermicznego w ww. temperaturach z tolerancją  $\pm 3^\circ\text{C}$ , a nawet wyższą po ustabilizowaniu procesu.

Zakres badań ustalony w celu doboru optymalnych parametrów obróbki cieplnej blach ze stali nanobainitycznej do składu chemicznego badanego materiału, obejmował charakterystykę mikrostruktury, pomiary zawartości austenitu reszkowego oraz pomiary właściwości mechanicznych w testach rozciągania kwazistatycznego i pomiary ułamka objętości austenitu reszkowego w stali nanobainitycznej wykonano z wykorzystaniem dyfraktometru rentgenowskiego stosując filtrowane promieniowanie kobaltu. Analiza ilościowa została wykonana metodą Averbacha-Cohena. Dla wariantów optymalnych, na podstawie wyników badań mikrostruktury i właściwości mechanicznych, wytworzono arkusze blach do testów ostrzałem. Testy ostrzałem przeprowadzono w Wojskowym Instytucie Techniki Pancernej i Samochodowej w Sulejówku. Ostrzał prowadzono z odległości 10 m pod kątem 0 i 30° zgodnie z wymaganiami dokumentu Stanag 4569A. Stosowano amunicję kal. 7,62×39 mm API BZ oraz dodatkowo kal. 7,62×54R mm B32. Pomiary prędkości uderzenia pocisków wykonano za pomocą radaru Dopplera.

diversified as to the chemical composition and parameters of the final heat treatment, which causes differentiation of microstructure, mechanical properties and resistance to projectile perforation, including anti-armour projectiles with a hard steel core.

## 2. MATERIAL, SCOPE AND METHODOLOGY

The testing material consisted of hot rolled plates with a thickness in the range of 6–9 mm in industrial conditions from test heats No. 882917 (P1) and No. 883040 (P2). The chemical composition of the plates is presented in Table 1. The test samples were subjected to heat treatment including the following stages: heating and austenitising at 950°C for 30 minutes, controlled cooling in air and direct annealing at isothermal transformation temperature. The following transformation temperatures: 210, 215 and 225°C, and times of 120, 96 and 72 hours were applied. The selected transformation temperatures guarantee obtaining a combination of strength, yield strength and elongation which were determined on the basis of tests performed so far [11, 15]. In industrial conditions, it is possible to carry out long-term isothermal annealing at the above-mentioned temperatures with a tolerance of  $\pm 3^\circ\text{C}$  and even higher after the process has stabilised.

The scope of the tests established in order to select the optimal heat treatment parameters of nanobainitic steel plates for the chemical composition of the material being tested included microstructure characteristics, measurement of retained austenite content and measurement of mechanical properties in quasi-static tensile tests and measurement of impact strength at ambient temperature. The measurements of the volume fraction of retained austenite in nanobainitic steel were taken using an X-ray diffractometer using filtered cobalt radiation. The qualitative analysis was carried out using the Averbach-Cohen method. For optimal variants, the plates for the firing tests were manufactured based on the results of the investigation of microstructure and mechanical properties. The firing tests were carried out at Wojskowy Instytut Techniki Pancernej i Samochodowej in Sulejówek. The firing was carried out from a distance of 10 m at 0 and 30° in accordance with the requirements of the Stanag 4569A document. 7.62×39 mm API BZ and 7.62×54R mm B32 ammunition were used. The projectile impact velocity was measured using a Doppler radar. The

Tabela 1. Skład chemiczny materiału badań, zawartości pierwiastków w % masowych

Table 1. Chemical composition of the testing material, element content in weight %

Nr wytopu ■ Heat No.	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Al	Cu	Suma pierw. ■ Total elem. Mn, Si, Cr, Mo	$M_s^{(obl.)}$ * [°C]
882917 (P1)	0,62	1,68	1,61	0,013	0,004	1,39	0,57	0,022	0,07	5,25	192
883040 (P2)	0,58	1,83	1,71	0,016	0,004	1,45	0,72	0,023	0,09	5,71	202

\*  $M_s [^\circ\text{C}] = 539 - 423 \cdot (\%C) - 30,4 \cdot (\%Mn) - 17,7 \cdot (\%Ni) - 12,1 \cdot (\%Cr) - 7,5 \cdot (\%Mo) + \%Si + 10 \cdot (\%Co)$  [25, 26]



W miejscach oddziaływania pocisków z blachą wykonano badania struktury.

### 3. WYNIKI BADAŃ

#### 3.1. WYNIKI BADAŃ MIKROSTRUKTURY I UŁAMKA OBJĘTOŚCI AUSTENITU RESZTKOWEGO

Na rys. 1 zamieszczono przykładowe obrazy mikrostruktury badanej stali po wygrzewaniu w temperaturze 215°C. Przy zastosowanych powiększeniach w mikroskopie świetlnym i skaningowym mikroskopie elektronowym obserwowano pakiety listwowego nanobainitu.

Na obrazach mikrostruktury nie można jednoznacznie wskazać obszarów występowania resztkowego austenitu blokowego. Stwierdzono występowanie pasmowości mikrostruktury w postaci równomiernie rozmieszczonych na grubości blachy pasm o różnej podatności do wytrawiania, o odległościach pomiędzy sąsiednimi pasmami od ok. 40 do 100 µm. Szczegółowe badania mikrostruktury kontynuowano z zastosowaniem skaningowego mikroskopu elektronowego.

Na rys. 2 zamieszczono wyniki badań mikrostruktury stali nanobainitycznej z wytopu P2 – wariant 215.96 za pomocą SEM, w tym wyniki mikroanalizy składu chemicznego w obszarach segregacji (pasmowości struktury). Stwierdzono znaczące różnice w zawartości głównych pierwiastków stopowych w stali pomiędzy pasmami segregacyjnymi występującymi w blachach po walcowaniu na gorąco i obróbce cieplnej (Rys. 2a, b).

Mikrostrukturę stanowił bezwęglkowy nanobainit w postaci listew. Obserwowano nieznaczne różnice w morfologii bainitu w obszarach segregacji (pasmowości). W obszarach wzbogaconych w pierwiastki stopowe (Mo, Cr, Mn, Si) obserwowano wyższą zawartość składników w postaci ziaren austenitu resztkowego (Rys. 2c). Typowa mikrostruktura składająca się z listew bainitu występowała w obszarach zubożonych w ww. pierwiastki stopowe (Rys. 2d). Jednoznaczna identyfikacja resztkowego austenitu blokowego zasto-

structure was examined at locations where the projectiles impacted the plates.

### 3. TEST RESULTS

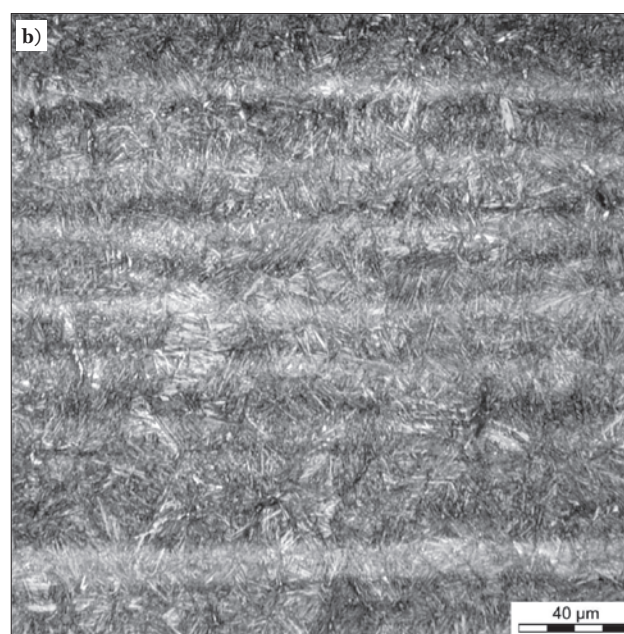
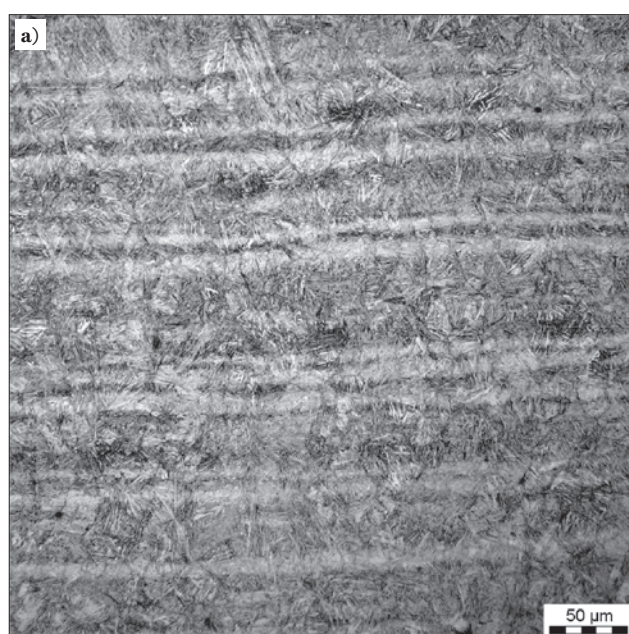
#### 3.1. RESULTS OF THE EXAMINATION OF MICROSTRUCTURE AND VOLUME FRACTION OF RETAINED AUSTENITE

Fig. 1 shows examples of images of the microstructure of the tested steel after heating at 215°C. Lath nanobainite packages were observed at the magnifications used in the light microscope and scanning electron microscope.

The microstructure images do not clearly indicate areas of blocky retained austenite. The banding of the microstructure was observed in the form of bands with different susceptibility to etching, evenly distributed over the thickness of the plate, with distances between adjacent bands from about 40 to 100 µm. Detailed microstructure studies were continued using a scanning electron microscope.

Fig. 2 presents the results of microstructure tests of nanobainitic steel from the P2 heat – variant 215.96 using SEM, including the results of the microanalysis of the chemical composition in the areas of segregation (structure banding). Significant differences in the content of the main alloying elements in steel were found between the segregation bands occurring in plates after hot rolling and heat treatment (Figs. 2a, b).

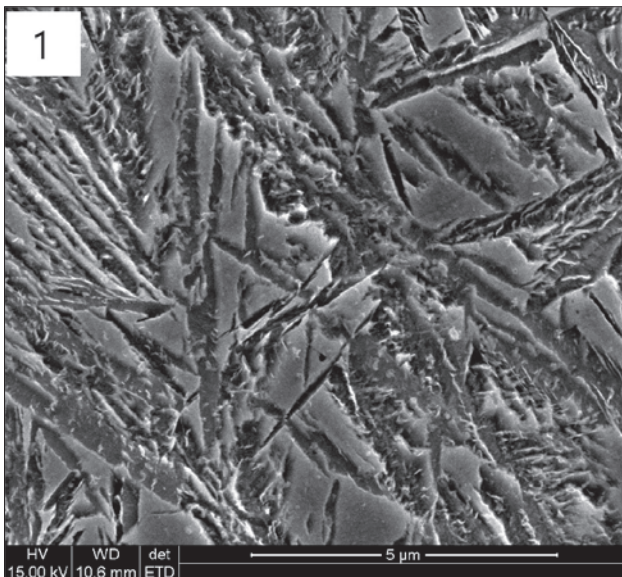
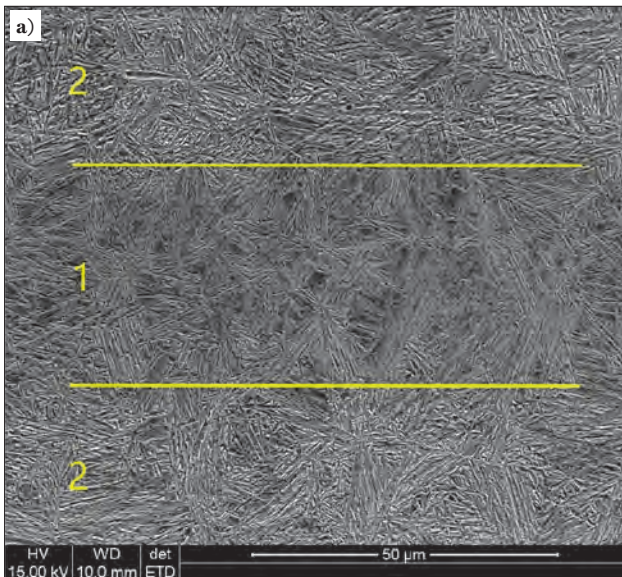
The microstructure was a carbide-free nanobainite in the form of laths. Slight differences in bainite morphology were observed in the segregation (banding) areas. In areas enriched with alloying elements (Mo, Cr, Mn, Si) a higher content of components in the form of retained austenite grains was observed (Fig. 2c). A typical microstructure consisting of bainite laths was observed in areas with a lower content of the alloying elements mentioned above (Fig. 2d). The unequivocal identification of blocky retained austenite using observation with the used magnification and the method of revealing (etching) the microstructure is not possible. Therefore, detailed morphology tests and measurement of



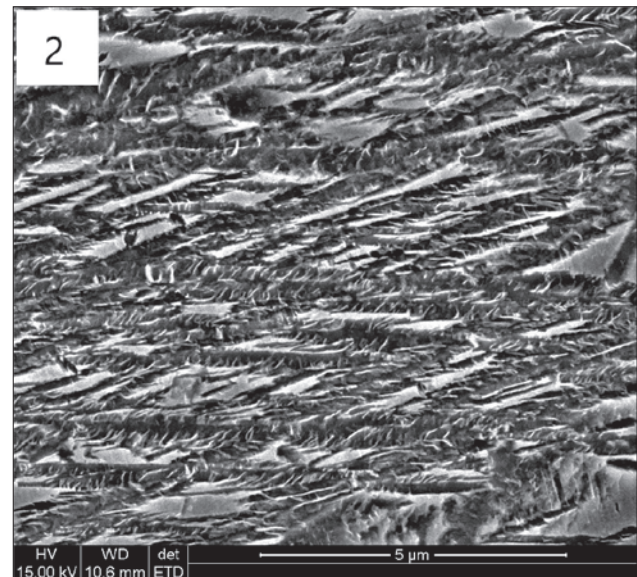
Rys. 1. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym blachy z wytopu P1 (a) i P2 (b) – wariant 215.96. Mikroskop świetlny

Fig. 1. Microstructure on a longitudinal section of a plate from heat P1 (a) and P2 (b) – variant 215.96. Light microscope





Pierwiastek ■ Element	% masowe ■ weight %	
Obszar ■ Area	1	2
Si	1,75–2,05	1,55–1,80
Mo	<b>1,05–1,35</b>	<b>0,60–0,70</b>
Cr	1,60–1,90	1,45–1,50
Mn	1,40–1,60	1,15–1,40
$M_s$ [°C] (0,56%C)	219–205	233–223



Rys. 2. Mikrostruktura stali nanobainitycznej. Zgład wzdłużny. Wytop P2, wariant 215.96, skaningowy mikroskop elektronowy. (c) obszar oznaczony 1 na rys. 2a; (d) obszar oznaczony 2 na rys. 2a

Fig. 2. Microstructure of nanobainitic steel. Longitudinal microsection. Heat P2, variant 215.96, scanning electron microscope. (c) area marked as 1 in Fig. 2a; (d) area marked as 2 in Fig. 2a

sowaniem obserwacji przy zastosowanych powiększeniach i metodzie ujawnienia (wytrawienia) mikrostruktury nie jest możliwa. W związku z tym wykonano szczegółowe badania morfologii i pomiaru ułamka objętości austenitu resztkowego blokowego stosując metodę EBSD.

Badania morfologii i ułamka objętości blokowego austenitu resztkowego metodą EBSD przeprowadzono z zastosowaniem trzech powiększeń 3000, 5000 i 8000×. Dla każdej próbki analizowano dwa odległe obszary. Najmniejsze z zastosowanych powiększeń umożliwiło analizę nierównomiernego rozmieszczenia austenitu blokowego, ale minimalna identyfikowalna wielkość ziarna fazy austenitu była ograniczona do ok. 1 μm. W związku z tym zawartość austenitu resztkowego wyznaczona przy powiększeniu 3000× nie uwzględnia całej frakcji austenitu blokowego. Przy powiększeniach 5000 i 8000× obserwowano ziarna/listwy austenitu blokowego o wielkości od 100÷200 nm (0,1÷0,2 μm). Wyniki pomiarów ułamka objętości blokowego austenitu resztkowego przy powiększeniach 5000× wykorzystano do wyznaczenia zawartości austenitu nanolistwowego.

the volume fraction of blocky retained austenite were determined using the EBSD method.

The investigation of morphology and volume fraction of blocky retained austenite using the EBSD method was performed at three magnifications: 3000×, 5000× and 8000×. Two distant areas were analysed for each sample. The lowest of the used magnifications enabled an analysis of the uneven distribution of blocky austenite, but the minimum identifiable grain size of the austenite phase was limited to approx. 1 μm. Therefore, the retained austenite content determined at a 3000× magnification does not take into account the entire blocky austenite fraction. Blocky austenite grains/laths with a size of 100–200 nm (0.1–0.2 μm) were observed at 5000× and 8000× magnifications. The results of the measurement of the volume fraction of blocky retained austenite at a 5000× magnification were used to determine the content of nano-lath austenite.

Fig. 3 shows examples of test results for blocky retained austenite in the P1 heat material after final heat treatment – variant 215.96. Studies at a 3000× magnification showed the

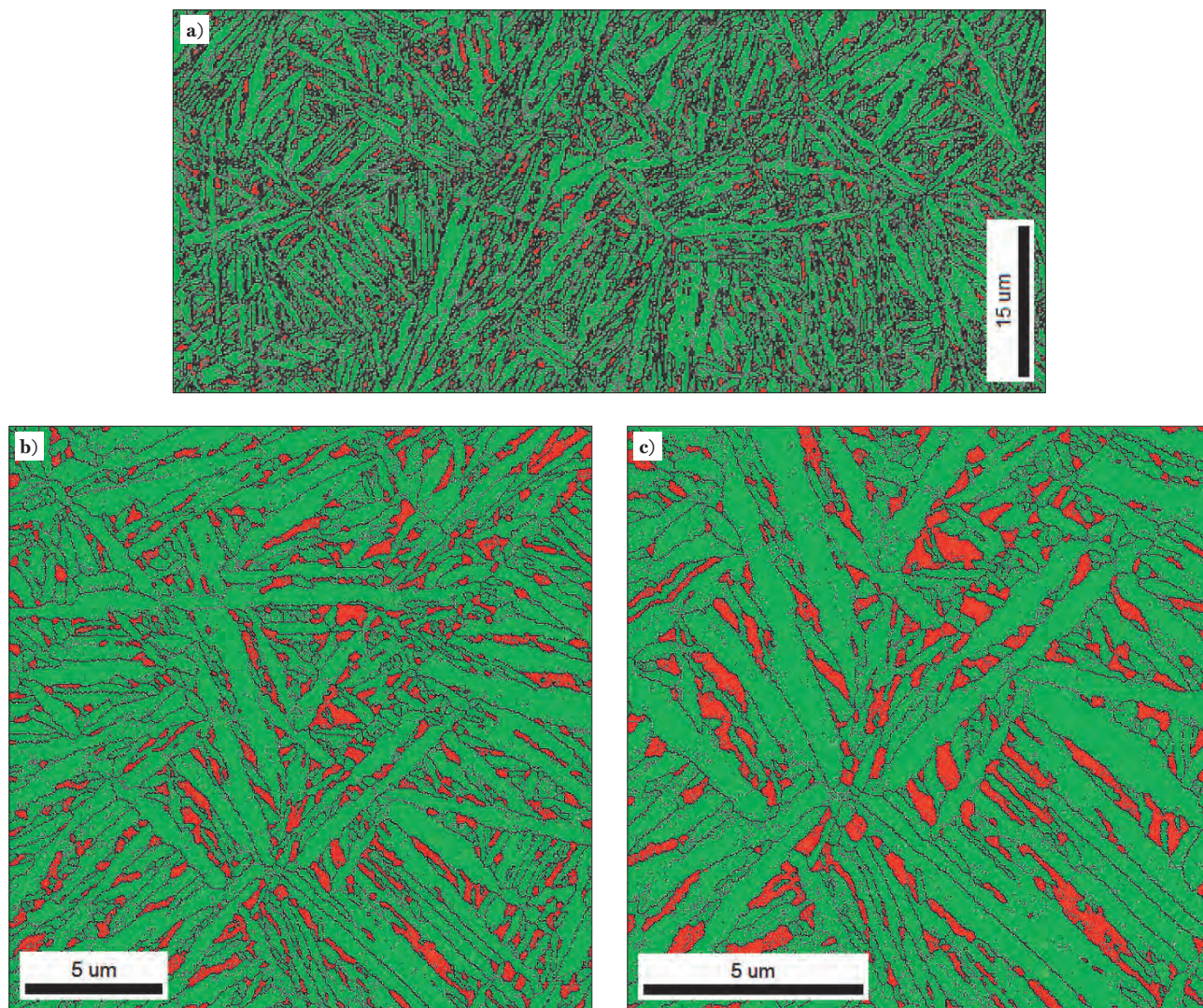


Na rys. 3 zamieszczono przykładowe wyniki badań resztkowego austenitu blokowego w materiale z wytopu P1 po finalnej obróbce cieplnej – wariant 215.96. Badania przy powiększeniu 3000× wykazały występowanie niejednorodności rozmieszczenia austenitu resztkowego o wielkości ziaren powyżej 1 μm. Ta frakcja austenitu charakteryzowała się morfologią zbliżoną do równoosiowej (globularnej) (Rys. 3a). Odległości pomiędzy strefami o zwiększonej zawartości austenitu blokowego, usytuowanie tych stref i ich szerokość korespondują z pasmowością mikrostruktury blach, stwierdzoną w badaniach za pomocą mikroskopu świetlnego. Przy powiększeniach 5000 i 8000× obserwowano dwa rodzaje morfologii austenitu resztkowego: globularne ziarna oraz listwy. Szerokość listew oraz średnia cięciwa ziaren zawierała się w zakresie 0,1÷2,0 μm, a długość listew osiągała maksymalnie ok. 5 μm (Rys. 3b,c).

Na rys. 4 zamieszczono wyniki badań resztkowego austenitu blokowego w materiale z wytopu P2 po finalnej obróbce cieplnej-wariant 215.96. Badania przy powiększeniu 3000× wykazały występowanie niejednorodności rozmieszczenia austenitu resztkowego o wielkości ziaren powyżej 1 μm. Ta frakcja austenitu charakteryzowała się morfologią zbliżoną do równoosiowej (globularnej) (Rys. 4a). Odległości

occurrence of heterogeneity in the distribution of retained austenite with a grain size above 1 μm. This austenite fraction was characterised by equiaxed (globular) morphology (Fig. 3a). The distances between the zones with increased content of blocky austenite, the location of these zones and their width correspond to the banding of the plates' microstructure, observed in tests using a light microscope. Two types of retained austenite morphology were observed at 5000 and 8000× magnifications: globular grains and laths. The width of the laths and the average intercept of the grains was 0.1–2.0 μm, and the length of the laths reached a maximum of about 5 μm (Figs. 3b, c).

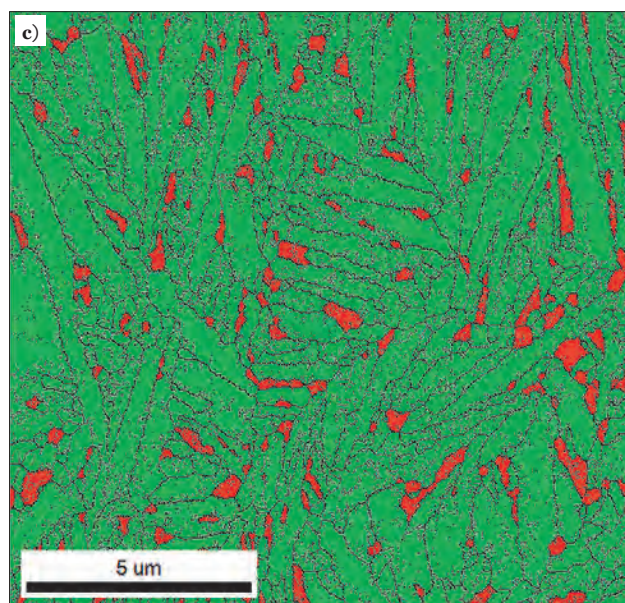
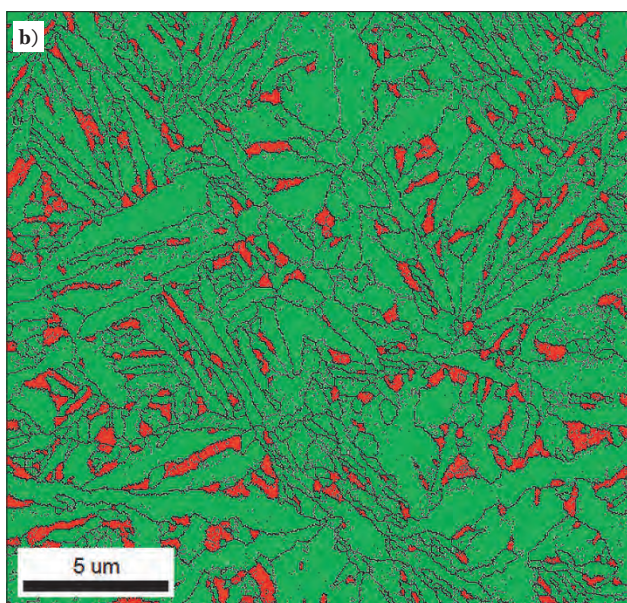
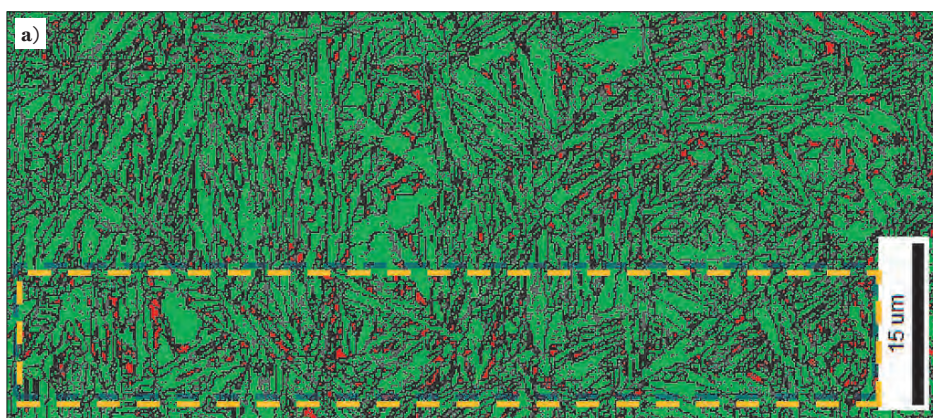
Fig. 4 shows the test results for retained blocky austenite in the P2 heat material after final heat treatment – variant 215.96. Studies at a 3000× magnification showed the occurrence of heterogeneity in the distribution of retained austenite with a grain size above 1 μm. This austenite fraction was characterised by equiaxed (globular) morphology (Fig. 4a). The distances between the zones with increased content of blocky austenite (10–20 μm), the location of these zones and their width correspond to the banding of the plates' microstructure, observed in tests using a light microscope and scanning electron microscope. Two types of retained austenite



Rys. 3. Wyniki pomiarów ułamka objętości oraz badań morfologii austenitu resztkowego blokowego. Wytop P1, wariant 215.96. a) 8,1%, pow. 3000×, b) 13,0%, pow. 5000×, c) 15,1%, 8000×. Skaningowy mikroskop elektronowy, metoda EBSD

Fig. 3. Results of the measurement of volume fraction and the study of the morphology of blocky retained austenite. Heat P1, variant 215.96. a) 8.1%, magn. 3000×, b) 13.0%, magn. 5000×, c) 15.1%, 8000×. Scanning electron microscope, EBSD method





Rys. 4. Wyniki pomiarów ułamka objętości oraz badań morfologii austenitu resztkowego blokowego. Wytop P2, wariant 215.96. a) 5,6%, pow. 3000×, b) 10,4%, pow. 5000×, c) 8,2%, 8000×. Skaningowy mikroskop elektronowy, metoda EBSD

Fig. 4. Results of the measurement of volume fraction and the study of the morphology of blocky retained austenite. Heat P2, variant 215.96. a) 5.6%, magn. 3000×, b) 10.4%, magn. 5000×, c) 8.2%, 8000×. Scanning electron microscope, EBSD method

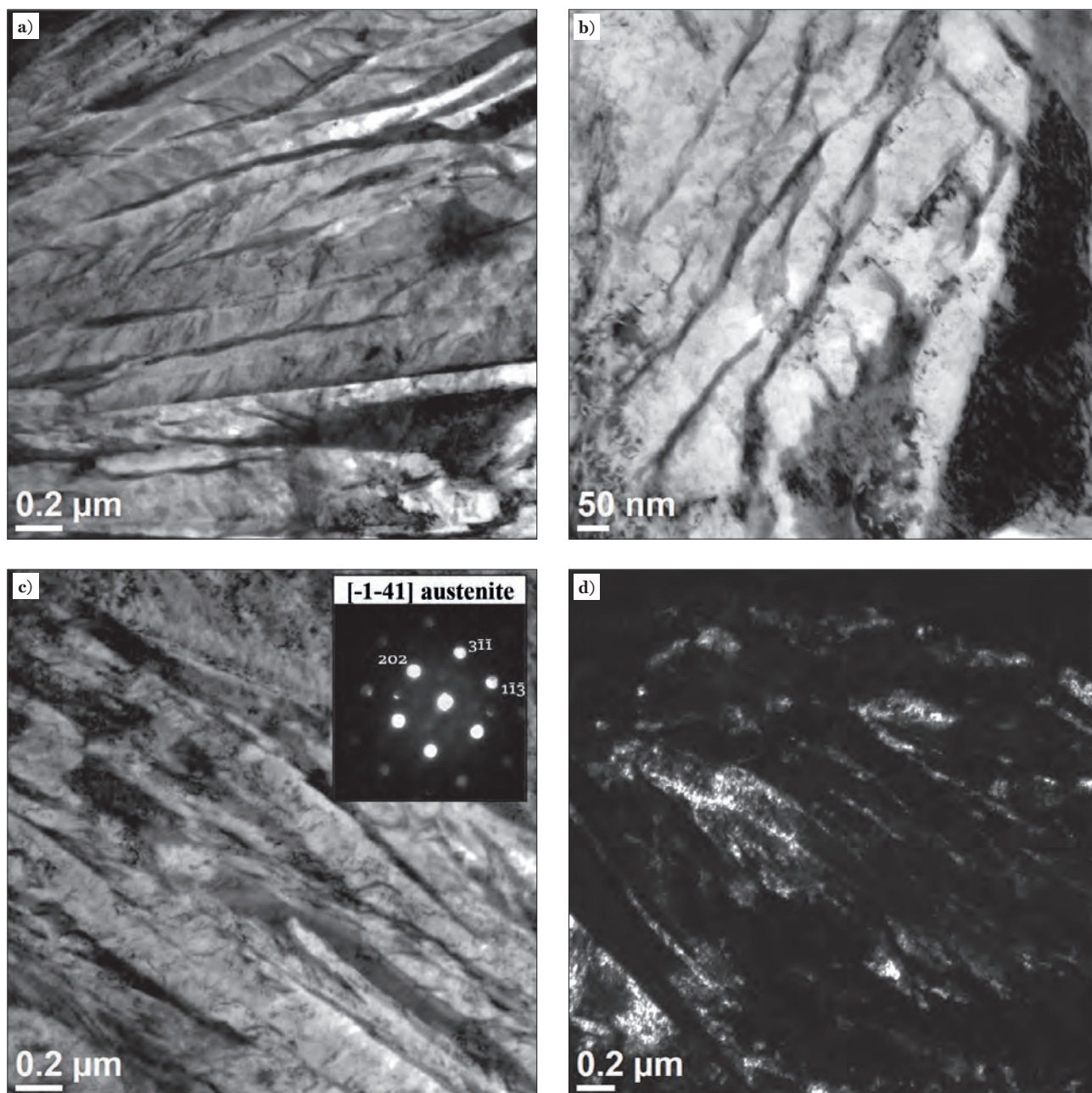
ści pomiędzy strefami o zwiększonej zawartości austenitu blokowego ( $10\div 20\ \mu\text{m}$ ), usytuowanie tych stref i ich szerokość korespondują z pasmowością mikrostruktury blach stwierdzoną w badaniach za pomocą mikroskopu świetlnego i skaningowego mikroskopu elektronowego. Przy powiększeniach 5000 i 8000× obserwowano dwa rodzaje morfologii austenitu resztkowego: globularne ziarna oraz listwy. Szerokość listew oraz średnia cięciwa ziaren zawierała się w zakresie  $0,1\div 1,0\ \mu\text{m}$ , a długość listew osiągała maksymalnie ok.  $3\ \mu\text{m}$  (np. Rys. 4b,c).

Badania mikrostruktury stali nanobainitycznej z zastosowaniem transmisyjnego mikroskopu elektronowego umożliwiają identyfikację wszystkich składników mikrostruktury: nanolistew bezwęglowego bainitu, resztkowego austenitu nanolistwowego usytuowanego pomiędzy listwami bainitu, resztkowego austenitu blokowego oraz wydzieliń – jeżeli w procesie wytwarzania wystąpiły warunki termodynamiczne do ich powstania. Wyniki badań próbek z wytopu P1 w wariacie obróbki cieplnej 215.96 zamieszczono na rys. 5. Mikrofotografie przedstawiają nanolistwy bainitu o dużej gęstości dyslokacji i listwy austenitu resztkowego. Przeprowadzono badania morfologii austenitu resztkowego listwowego i blokowego z wykorzystaniem metody dyfrakcji elektronowej i techniki ciemnego pola widzenia (Rys. 5c,d).

ite morphology were observed at 5000 and 8000× magnifications: globular grains and laths. The width of the laths and the mean intercept of the grains was  $0.1\text{--}1.0\ \mu\text{m}$ , and the length of the laths reached a maximum of about  $3\ \mu\text{m}$  (e.g. Figs. 4b, c).

The examination of the microstructure of nanobainitic steel using a transmission electron microscope enables the identification of all components of the microstructure: carbide-free bainite nano-laths, retained nano-lath austenite situated between bainite laths, retained blocky austenite and precipitates – if thermodynamic conditions occurred in the production process. The results of the examination of samples from the P1 heat in heat treatment variant 215.96 are shown in Fig. 5. The micrographs show bainite nano-laths with high dislocation density and retained austenite laths. The morphology of retained lath and blocky austenite was examined using the electron diffraction method and the dark field technique (Figs. 5c, d). The studies confirmed the presence of two fractions (morphology) of retained austenite, nano-lath and blocky, in nanobainitic steel after final heat treatment. No carbides were found during the tests.





Rys. 5. Mikrostruktura stali nanobainitycznej, wytop P1, wariant 215.96. Transmisyjny mikroskop elektronowy, a-c) jasne pole widzenia i dyfrakcja elektronowa, d) ciemne pole widzenia

Fig. 5. Microstructure of nanobainitic steel, heat P1, variant 215.96. Transmission electron microscope, a-c) bright field image and electron diffraction pattern, d) dark field image

Badania potwierdziły obecność dwóch frakcji (morfologii) austenitu resztkowego w stali nanobainitycznej po finalnej obróbce cieplnej, nanolistwowego i blokowego. W badaniach nie stwierdzono obecności węglików.

#### Wyniki pomiarów zawartości austenitu resztkowego

Pomiary zawartości austenitu resztkowego wykonano metodą rentgenowską (XRD) za pomocą dyfraktometru oraz metodą EBSD za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego. Z zastosowaniem metody XRD analizie jest poddany łącznie austenit resztkowy w postaci ziaren (blokowy) oraz w postaci nanolistew usytuowanych pomiędzy nanolistwami bainitu. Obszar badania obejmuje powierzchnię kilku mm<sup>2</sup>, a szacunkowa głębokość wnikania promieniowania wynosi 100 μm. Metoda EBSD umożliwia ocenę morfologii ziaren austenitu oraz ich rozmieszczenie w objętości

#### Results of retained austenite content measurement

The measurement of retained austenite was carried out using the X-ray method (XRD) with a diffractometer and the EBSD method with a scanning electron microscope. Using the XRD method, the total retained austenite in the form of grains and in the form of nano-laths located between bainite nano-laths is analysed. The test area covers an area of several mm<sup>2</sup> and the estimated depth of radiation penetration is 100 μm. The EBSD method enables the assessment of the morphology of austenite grains and their distribution in the volume of the material. Due to the limit-



Tabela 2. Wyniki pomiarów ułamka objętości austenitu resztkowego metodą rentgenowską. Stal nanostrukturalna bainityczna, wytopy P1 i P2

Table 2. Results of retained austenite volume fraction measurement using the X-ray method. Nanostructured bainitic steel, heat P1 and P2

Oznaczenie próbki ■ Sample identification	Ułamek objętości austenitu resztkowego, % obj. ■ Volume fraction of retained austenite, vol. % , ( $\gamma_{XRD}$ )	Ułamek objętości austenitu resztkowego blokowego, % obj. ■ Volume fraction of blocky retained austenite, vol. %	
		( $\gamma_{EBSD}$ – pow. ■ magn. 5000×)	( $\gamma_{EBSD}$ – pow. ■ magn. 8000×)
P1.210/96	14,5 ± 1,6	11,1; 9,5	11,7; 11,4
P1.210/120	14,9 ± 0,9	8,3; 10,5	8,3; 11,4
P1.215/96	14,8 ± 2,2	9,6; 13,0	8,5; 15,1
P1.225/72	17,5 ± 1,9	11,2; 12,3	12,1; 12,4
P2.210/96	15,5 ± 1,5	10,9; 9,5	12,4; 9,5
P2.210/120	22,6 ± 1,2	11,9; 9,9	13,4; 9,3
P2.215/96	25,0 ± 1,2	17,2 <sup>s</sup> ; 10,4; 9,2	17,1 <sup>s</sup> ; 10,4; 8,2
P2.225/72	15,6 ± 0,4	7,3; 6,4	9,2; 8,9

s – obszar o podwyższonej zawartości pierwiastków stopowych ■ area with increased content of alloying elements

materiału. Z uwagi na ograniczoną rozdzielczość metody EBSD, w zależności od zastosowanego powiększenia analizie poddawany jest austenit w postaci ziaren i/lub listew o rozmiarach powyżej 100 nm. Dla przyjętych powiększeń 3000, 5000 i 8000× powierzchnia analizowanego obszaru wynosiła odpowiednio:  $38 \times 87 = 3306 \mu\text{m}^2$ ;  $21 \times 21 = 441 \mu\text{m}^2$  i  $13 \times 13 = 169 \mu\text{m}^2$ . Może to skutkować, szczególnie w przypadku występowania segregacji, zróżnicowaniem wyników poszczególnych pomiarów zawartości austenitu resztkowego, co wymaga zastosowania odpowiedniej liczby pomiarów oraz dobrania właściwego powiększenia.

Wyniki pomiarów ułamka objętości austenitu resztkowego zamieszczono w tabeli 2. W tabeli 2 zamieszczono także wyniki pomiarów ułamka objętości austenitu resztkowego blokowego wyznaczonego metodą EBSD dla powiększeń 5000 i 8000×. Przy powiększeniu 8000× możliwa do analizy minimalna wielkość obszaru fazy austenitu wynosi pomiędzy 100 a 200 nm. Dla badanych wariantów obróbki cieplnej z wytopu P1 zawartość austenitu wyniosła 15÷17%. W przypadku wytopu P2 zawartości austenitu dla takich samych parametrów obróbki cieplnej jak dla P1 były wyższe od 20 do 25%. Wariant P2.210.96 wymaga dalszych badań w celu potwierdzenia uzyskanego wyniku pomiaru, który odbiega od pozostałych wariantów o zbliżonych parametrach obróbki cieplnej, np. 215.96 lub 210.120. Ułamek objętości austenitu resztkowego określony metodą rentgenowską jest wyższy od wartości wyznaczonych metodą EBSD, co potwierdza obecność frakcji austenitu nanolistwowego, który nie jest możliwy do identyfikacji z zastosowaniem metody EBSD.

#### Analiza wyników pomiarów zawartości austenitu resztkowego

Na podstawie wyników pomiarów ułamka objętości austenitu dwoma metodami, poddano analizie zawartość poszczególnych frakcji austenitu resztkowego, różniących się wielkością i morfologią. Zwrócono uwagę na zawartość austenitu nanolistwowego, który wyznaczono jako różnicę pomiędzy zawartościami wyznaczonymi metodami XRD ( $\gamma_{XRD}$ ) i EBSD ( $\gamma_{EBDS}$ ). Średnią zawartość austenitu blokowego  $\gamma_{EBDS}$  wyznaczono dla powiększenia 5000×. W tabeli 3 zamieszczono wyniki obliczeń zawartości austenitu nanolistwowego. Dla wytopu P1 uzyskano zawartość austenitu nanolistwowego w zakresie 3,50÷5,75% przy całkowitej zawartości austenitu 15÷17%. Wyraźnie większą zawartość austenitu nanolistwowego uzyskano dla wytopu P2 od 8,75

ed resolution of the EBSD method, depending on the used magnification, austenite in the form of grains and/or laths over 100 nm is subjected to the analysis. For the adopted magnification of 3000, 5000 and 8000×, the surface of the analysed area was:  $38 \times 87 = 3306 \mu\text{m}^2$ ;  $21 \times 21 = 441 \mu\text{m}^2$  and  $13 \times 13 = 169 \mu\text{m}^2$  respectively. This may result, especially in the case of segregation, in different results of individual measurement of retained austenite content, which requires the use of an appropriate series of measurement and the selection of an appropriate magnification.

The measurement results for the volume fraction of retained austenite are given in Table 2. Table 2 also contains the results of measurement of the volume fraction of blocky retained austenite determined using the EBSD method at 5000 and 8000× magnifications. At an 8000× magnification, the minimum size of the austenite phase area that can be analysed is between 100 and 200 nm. For the studied heat treatment variants from the P1 heat, the content of austenite was 15–17%. In the case of the P2 heat, austenite contents for the same heat treatment parameters as for P1 were higher than 20 to 25%. Variant P2.210.96 requires further studies to confirm the obtained measurement result, which differs from other variants with similar heat treatment parameters, e.g. 215.96 or 210.120. The volume fraction of retained austenite determined using the X-ray method is higher than the values determined using the EBSD method, which confirms the presence of nano-lath austenite fraction, which is not identifiable using the EBSD method.

#### Analysis of the results of retained austenite content measurement

Based on the results of measurement of the volume fraction of austenite using two methods, the content of individual retained austenite fractions, differing in size and morphology, was analysed. Attention was paid to the content of nano-lath austenite, which was determined as the difference between the contents determined using the XRD ( $\gamma_{XRD}$ ) and EBSD ( $\gamma_{EBDS}$ ) methods. The average content of blocky austenite  $\gamma_{EBDS}$  was determined for a magnification of 5000×. Table 3 presents the results of the calculation of nano-lath austenite content. Nano-lath austenite content in the range of 3.50–5.75% was obtained for the P1 heat with a total content of austenite of 15–17%. A significantly higher content of nano-lath austenite was obtained for the P2 heat from

Tabela 3. Zestawienie wyników pomiarów ułamka objętości austenitu resztkowego z zastosowaniem metod XRD i EBSD

Table 3. Results of measurement of the volume fraction of retained austenite using the XRD and EBSD methods

Oznaczenie próbki ■ Identification No.	Ułamek objętości austenitu resztkowego, % obj. ■ Volume fraction of retained austenite, vol. % ( $\gamma_{XRD}$ )	Ułamek objętości austenitu resztkowego blokowego, % obj. ■ Volume fraction of blocky retained austenite, vol. % ( $\gamma_{EBSD}$ pow. ■ magn. 5000×)	Ułamek objętości austenitu resztkowego nanolistwowego, % obj. ■ Volume fraction of retained nano-lath austenite, vol. % ( $\gamma_{NL} = \gamma_{XRD} - \gamma_{EBSD}$ )	$\gamma_{NL} / \gamma_{XRD}$ %
P1.210.96	14,5 ± 1,6	10,3	4,2	29
P1.210.120	14,9 ± 0,9	9,4	5,5	37
P1.215.96	14,8 ± 2,2	11,3	3,5	24
P1.225.72	17,5 ± 1,9	11,75	5,75	33
P2.210.96	15,5 ± 1,5	10,2	5,3	34
P2.210.120	22,6 ± 1,2	10,9	11,7	52
P2.215.96	25,0 ± 1,2	9,8	15,2	61
P2.225.72	15,6 ± 0,4	6,85	8,75	56

do 15,2% przy całkowitej zawartości austenitu 15÷25%. Wariant P2.210.96 wymaga badań uzupełniających w celu potwierdzenia uzyskanych wyników. W tabeli 3 zamieszczono procentowy udział austenitu nanolistwowego w odniesieniu do całkowitej zawartości tej fazy. Dla wytopu P1 udział ten wynosi od 24 do 37%, a dla wytopu P2 od 52 do 61%.

### 3.2. WYNIKI POMIARÓW WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH ORAZ UDARNOŚCI

Wyniki badań właściwości mechanicznych w statycznej próbie rozciągania dla wariantów obróbki cieplnej wytypowanych na podstawie dotychczasowych badań stali nanostrukturalnej zamieszczono w tabeli 4. Dla wytopu P1 w wariantach 210.96 uzyskano wytrzymałość na rozciąganie powyżej 2000 MPa przy wydłużeniu większym niż 12%. Granica plastyczności wyniosła ok. 1390 MPa. Ww. kryteria spełnił materiał z wytopu P2 w wariantach 210.96 i 215.96. Stal nanobainityczna z obydwu wytopów w pozostałych wariantach obróbki cieplnej uzyskała bardzo zbliżone wartości wytrzymałości i wydłużenia. Na rys. 6 zamieszczono przykładowe krzywe rozciągania stali nanobainitycznej. Charakterystyczny jest dla tego gatunku stali szeroki zakres umocnienia odkształceniowego.

Na podstawie wyników pomiarów właściwości mechanicznych ustalono zakres temperatury i czasu wygrzewania izotermicznego, w wyniku którego otrzymano wymagany zestaw właściwości mechanicznych i rodzaj mikrostruktury,

8.75 to 15.2% with a total austenite content of 15–25%. Variant P2.210.96 requires complementary tests to confirm the obtained results. Table 3 presents the percentage share of nano-lath austenite in relation to the total content of this phase. For heat P1, this content is from 24 to 37%, and for heat P2 it is from 52 to 61%.

### 3.2 RESULTS OF MEASUREMENT OF MECHANICAL PROPERTIES AND IMPACT STRENGTH

The results of the studies on the mechanical properties in a static tensile test for heat treatment variants selected on the basis of existing nanostructured steel tests are presented in Table 4. For heat P1 in variant 210.96, tensile strength above 2000 MPa was obtained with elongation greater than 12%. Yield strength was approx. 1390 MPa. The criteria mentioned above were met by heat P2 in variants 210.96 and 215.96. The nanobainitic steel from both heats in other heat treatment variants obtained very similar values of strength and elongation. Fig. 6 presents examples of stress-strain curves of nanobainitic steel. A wide range of strain hardening is characteristic for this steel grade.

Based on the results of measurement of mechanical properties, the range of temperature and time of isothermal annealing was determined, as a result of which the required set of mechanical properties and the type of microstructure were obtained, indicating a high probability of obtaining the required resistance to perforation and fracture in firing tests.

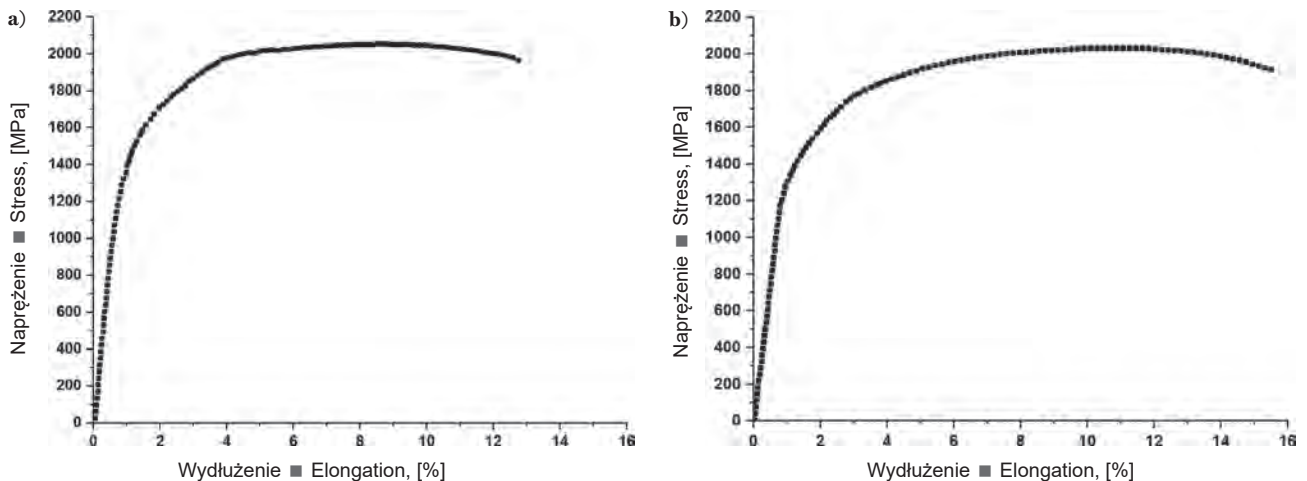
Tabela 4. Wyniki pomiarów właściwości mechanicznych w statycznej próbie rozciągania; oznaczenie obróbki cieplnej próbek: temperatura przemiany izotermicznej w °C/czas wygrzewania w godzinach, wartości podane w tabeli to średnia z co najmniej trzech pomiarów

Table 4. Results of measurement of mechanical properties in static tensile test; determination of heat treatment of samples: isothermal transformation temperature in °C/time of annealing in hours, the values in the table are the average of at least three measurements

Oznaczenie wariantu (950°C/30 min + chłodzenie w powietrzu) ■ Variant designation (950°C/30 min + cooling in air)	$R_{p0.2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_5$ [%]	$R_m/R_{p0.2}$	Energia łamania ■ Impact energy (23°C), [J]	Udarność ■ Impact strength (23°C) [J/cm <sup>2</sup> ]
P1-210.96	1388	2047	14	1,47	14	23
P1-210.120	1508	2068	14	1,37	nb	nb
P1-215.96	1477	2062	11	1,40	14	23
P1-225.72	1469	1967	14	1,34	14	23
P2-210.96	1328	2032	15	1,53	15	25
P2-210.120	1374	1995	14	1,45	nb	nb
P2-215.96	1357	2014	14	1,48	17	28
P2-225.72	1343	1947	15	1,45	16	27

nb – nie badano ■ not tested





Rys. 6. Przykładowe krzywe rozciągania próbek z blach ze stali nanostrukturalnej bainitycznej. a) P1-210.96; b) P2-210.96

Fig. 6. Examples of stress-strain curves of samples from nanostructured bainitic steel plates. a) P1-210.96; b) P2-210.96

wskazujące na wysokie prawdopodobieństwo uzyskania wymaganej odporności na przebicie i pękanie w testach ostrzałem. Zakres temperatury przemiany izotermicznej wynosi od 210 do 225°C, a czas od 72 do 120 godzin. W podanym wyżej zakresie temperatury i czasu prowadzono dalsze badania w celu optymalizacji właściwości użytkowych, w szczególności w testach ostrzałem.

Pomiary udarności blach ze stali nanobainitycznych przeprowadzono na próbkach o wymiarach 7,5×10×55 mm z karbem typu V w temperaturze otoczenia. Wymiary próbek wynikały z zakresu grubości blach stanowiących materiał do badań. Stosowano próbki poprzeczne (długość próbki prostopadła do kierunku walcowania), z karbem wyciętym prostopadłe do powierzchni blachy. Dla każdego wariantu materiału wykonano pomiary na trzech próbkach. Wyniki pomiarów udarności zamieszczono w tabeli 4, jako średnią z trzech pomiarów lub z dwóch po odrzuceniu wyniku odbiegającego istotnie od pozostałych. Stwierdzono wyższą udarność w temperaturze otoczenia stali z wytopu P2 (25÷28 J/cm<sup>2</sup>) w porównaniu z P1 (23 J/cm<sup>2</sup>).

### 3.3. WYNIKI TESTÓW OSTRZAŁEM

W tabeli 6a zamieszczono parametry i wyniki testów ostrzałem blach ze stali nanobainitycznej z wytopu P1. Na podstawie wyników testów blach z wytopu P1 wytypowano wariant 215.96. Blacha o grubości nominalnej 8,5 mm spełniła test ostrzałem z użyciem amunicji kal. 7,62×39 mm API BZ pod kątem 0°, w całym zakresie prędkości określonej w dokumencie Stanag 4569A – poziom 2 (695÷715 m/s). Blacha o grubości 8,5 mm z wytopu P1 w wariantcie 210.96 wykazała także odporność na przebicie pociskiem kal. 7,62×39 mm dla zakresu prędkości ustalonej dla 2 poziomu ww. dokumentu. W jednym przypadku rdzeń pocisku został zatrzymany w blasze, ale zdołał wybić tzw. „korek”. Wariant ten z uwagi na to że wykazał odporność na przebicie przy maksymalnej prędkości pocisku (znacznie powyżej górnej granicy określonej w dokumencie Stanag 4569), zostanie zweryfikowany w kolejnych testach. Blachy w pozostałych wariantach obróbki cieplnej wykazały potencjał ochronny, ale występowały pojedyncze przypadki niespełnienia testu, które mogą wynikać z niejednorodności właściwości, jakości powierzchni i grubości. Blachy z wytopu P1 w testach ostrzałem wielokrotnym nie wykazały pęknięć.

Blachy z wytopu P2 przygotowano do testów ostrzałem w szerokim zakresie parametrów finalnej obróbki cieplnej.

The isothermal transformation temperature range is 210 to 225°C, and the time is 72 to 120 hours. Within the above temperature and time range, further studies were carried out to optimise performance, in particular in firing tests.

The measurement of impact strength of nanobainitic steel plates was carried out on 7.5×10×55 mm samples with a V-notch at ambient temperature. The dimensions of the samples resulted from the thickness range of the plates constituting the material for testing. Transverse samples (sample length perpendicular to the rolling direction) were used, with the notch cut perpendicular to the plate surface. The measurement was taken on three samples for each material variant. The results of the measurement of impact strength are given in Table 4 as the average of three measurements or two after rejecting the result significantly different from the others. A higher impact strength at ambient temperature of the steel from heat P2 (25–28 J/cm<sup>2</sup>) compared to P1 (23 J/cm<sup>2</sup>) was observed.

### 3.3. FIRING TEST RESULTS

Table 6a shows the parameters and test results of firing at nanobainitic steel plates from the P1 heat. Variant 215.96 was selected based on the results of testing plates from heat P1. The plate with a nominal thickness of 8.5 mm passed the firing test with the use of 7.62×39 mm API BZ ammunition at an angle of 0°, within the entire velocity range determined in document Stanag 4569A – level 2 (695–715 m/s). The 8.5 mm thick plate made of heat P1 in the 210.96 variant also showed resistance to perforation with a 7.62×39 mm projectile for the velocity range set for level 2 of the document mentioned above. In one case, the core of the projectile was stopped in the plate, but managed to knock out the “plug”. This variant, due to the fact that it showed resistance to perforation at maximum projectile velocity (well above the upper limit specified in the Stanag 4569 document), will be verified in subsequent tests. The plates in the other heat treatment variants showed protective potential, but there were isolated cases of failure to meet the requirements, which may be due to heterogeneity of properties, surface quality and thickness. No cracks were observed on the plates from heat P1 during multiple firing tests.

Tabela 6. Wyniki testów ostrzałem blach ze stali nanostrukturalnej bainitycznej

Table 6. Results of firing tests of nanostructured bainitic steel plates

NP – brak przebicia no perforation; P – przebicie perforation

a) wytop P1 ■ heat P1 (kal. 7,62×39 mm API BZ, 0°)

Nr testu ■ Test No.	Material. Oznaczenie wariantu ■ # grubość blachy ■ Material. Variant identification ■ # plate thickness	Prędkość uderzenia ■ Impact velocity [m/s]	Wynik testu ■ Test result
1	P1.225.72 #8,5 mm	713,0	NP
2		721,9	NP
3		713,7	P
4		704,5	NP
5		710,5	NP
6		711,4	NP
1	P1.225.72 #8,5 mm	719,9	NP
2		713,0	NP
3		711,5	NP
4		716,6	P
5		717,3	NP
6		706,6	NP
1	P1.210.120 #8,5 mm	710,5	NP
2		711,2	NP
3		716,8	NP
4		711,2	NP
5		717,4	NP
6		710,8	P
1	P1.210.120 #8,5 mm	710,6	NP
2		714,0	NP
3		709,0	NP
4		704,9	P
5		709,0	NP
6		709,6	NP
1	P1.215.96 #8,5 mm	711,0	NP
2		710,6	NP
3		711,0	NP
4		710,0	NP
5		712,8	NP
6		713,7	NP
7		775,5	NP
8		757,5	NP
1	P1.215.96 #8,5 mm	712,8	NP
2		707,8	NP
3		717,6	NP
4		712,8	NP
5		715,6	NP
6		722,8	NP
7		772,6	P
1	P1.210.96 #8,5 mm	704,4	NP/P <sup>*)</sup>
2		706,1	NP
3		700,8	NP
4		705,5	NP
5		704,6	NP
6		710,7	NP
7		767,2	NP

\*) rdzeń w blasze/ (core in panel)

b) wytop ■ heat P2 (kal. 7,62×39 mm API BZ, 0°)

Nr testu ■ Test No.	Material. Oznaczenie wariantu ■ # grubość blachy ■ Material. Variant identification ■ # plate thickness	Prędkość uderzenia ■ Impact velocity [m/s]	Wynik testu ■ Test result
1	P2.225.72 #7,5 mm	693,8	NP
2		709,8	NP
3		709,4	NP
4		703,2	NP
5		712,5	NP
6		704,2	NP
7		765,9	NP
1	P2.215.96 #7,5 mm	710,2	NP
2		714,5	NP
3		710,4	NP
4		704,4	NP
5		703,4	NP
6		713,2	NP
7		764,5	NP
1	P2.210.96 #8,5 mm	712,8	NP
2		712,2	NP
3		709,0	NP
4		706,3	NP
5		704,0	NP
6		710,1	NP
7		767,0	NP
1	P2.210.96 #7,5 mm	723,5	NP
2		729,7	NP
3		721,6	NP
4		714,2	NP
5		713,7	NP
6		711,8	NP
7		765,5	NP
1	P2.210.120 #7,5 mm	717,9	NP
2		716,6	P
3		714,5	NP
4		716,1	P
5		709,4	P
6		709,1	NP



Tabela 6 cd. Wyniki testów ostrzałem blach ze stali nanostrukturalnej bainitycznej  
Table 6 cont. Results of firing tests of nanostructured bainitic steel plates

c) wytop ■ heat P2 (kal. 7,62×39 mm API BZ, 30°)

Nr testu ■ Test No.	Materiał. Oznaczenie wariantu ■ grubość blachy ■ Material. Wariant identification ■ plate thickness	Prędkość uderzenia ■ Impact velocity [m/s]	Wynik testu ■ Test result
1	P2.215.96 #6,6 mm	708,3	NP
2		709,4	NP
3		706,0	NP
4		712,5	NP
5		695,7	NP
6		699,6	NP
7		699,3	NP
8		697,4	NP
9		706,9	NP
10		705,0	NP
11		741,9	NP

d) wytop ■ heat P2 (kal. 7,62×54R mm B32, 30°)

Nr testu ■ Test No.	Materiał. Oznaczenie wariantu ■ grubość blachy ■ Material. Wariant identification ■ plate thickness	Prędkość uderzenia ■ Impact velocity [m/s]	Wynik testu ■ Test result
1	P2.215.96 #8,8 mm	866,6	P
2		868,5	NP
3		871,0	P
4		830,6	NP
5		849,1	NP
6		874,2	P
7		843,0	NP
8		„pełny” ■ full**	NP
9		839,0	NP
10		846,7	P
1	P2.215.96 #6,6 mm	839,0	NP
2		834,9	P
3		853,2	P
4		825,1	NP
5		836,6	NP
6		846,9	NP
7		867,9	P
8		876,9	P
9		861,7	P
10			

\*) nie wykonano pomiaru prędkości ■ velocity was not measured

Wyniki testów zamieszczone w tabeli 6b-c potwierdziły bardzo dobre właściwości ochronne blach z wytopu P2. Wymagania poziomu 2 Stanag 4569 spełniły blachy o grubości nominalnej 7,5 mm w trzech wariantach obróbki cieplnej: 210.96; 215.96 i 225.72. Dodatkowo blachy te wykazały odporność na przebicie pociskiem kal. 7,62×39 mm (kąt 0°) dla prędkości ok. 765 m/s – znacznie powyżej górnej wartości granicznej określonej w dokumencie Stanag 4569A. Dla arkuszy o wymiarach 300×300 mm nie stwierdzono obecności pęknięć w warunkach ostrzału wielokrotnego.

Wyniki testów ostrzałem blach 500×500 mm z wytopu P2 w wariantcie 215.96 przedstawione w tabeli 6c, wykazały pozytywny wynik dla ostrzału blachy o grubości 6,6 mm pod kątem 30° zgodnie z wymaganiami poziomu 2. Tego rodzaju badania są przewidziane dla blach do opancerzenia dachu kontenera.

W celu wyznaczenia prędkości  $V_{50}$  dla amunicji kal. 7,62×54R mm B32 wykonano testy ostrzałem pod kątem 30°. Wyniki tych testów zamieszczono w tabeli 6d oraz na diagramach na rys. 7. Dla blach z materiału P2 w wariantcie 215.96 o grubości 8,8 i 6,6 mm wartość  $V_{50}$  wynosiła odpowiednio 864 i 845 m/s.

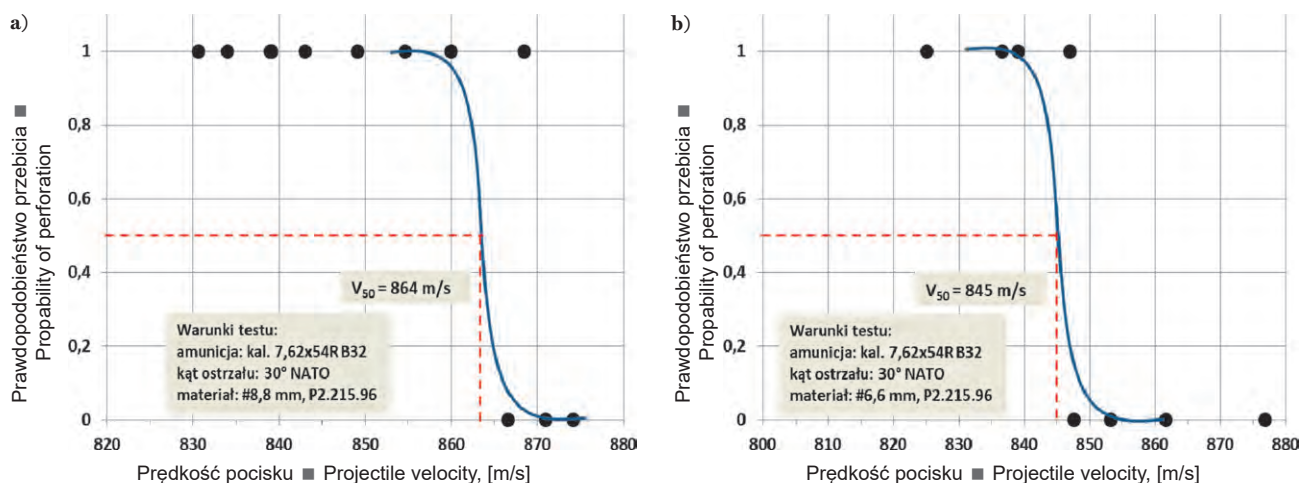
Na rys. 8 zamieszczono fotografie blach o grubości 7,5 mm po ostrzału wielokrotnym. Z uwagi na wymiary blach 300×300 mm wykonano ostrzału w sześciu punktach z prędkością z zakresu 700÷730 m/s oraz jeden z prędkością maksymalną dla tego rodzaju amunicji ok. 765 m/s. W wybranych miejscach uderzenia pocisku przeprowadzono badania mikrostruktury (Rys. 9). W obszarze oddziaływania rdzenia pocisku stwierdzono zmiany mikrostruktury w postaci adiabatywnych pasm ścinania oraz mikropeknięć. Z uwagi na wysoką wartość odkształcenia plastycznego zlokalizowanego w miejscu uderzenia pocisku, badania mikrostruktury

The plates from the P2 heat were prepared for firing tests in a wide range of final heat treatment parameters. The test results presented in Table 6b-c confirmed very good protective properties of plates from the P2 heat. Stanag 4569 level 2 requirements were met by plates with a nominal thickness of 7.5 mm in three heat treatment variants: 210.96; 215.96 and 225.72. In addition, these plates showed resistance to perforation by a 7.62×39 mm projectile (0° angle) at a velocity of about 765 m/s – well above the upper limit value specified in the Stanag 4569A document. No cracks were found in the 300×300 mm plates in the conditions of multiple firing.

The results of firing tests for 500×500 mm plates from the P2 heat in variant 215.96 presented in Table 6c showed a positive result for firing at a 6.6 mm thick plate at an angle of 30° in accordance with the requirements of level 2. Such tests are prescribed for the container's rooftop armour plates.

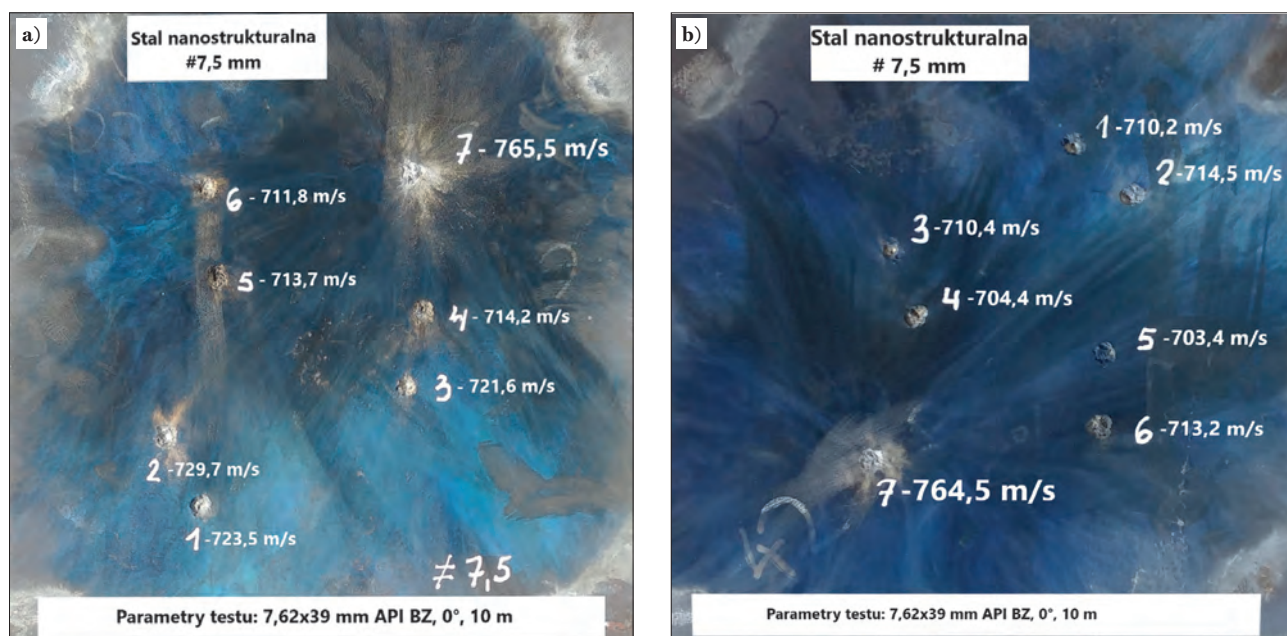
In order to determine velocity  $V_{50}$  for 7.62×54R mm B32 ammunition, firing tests at an angle of 30° were carried out. The results of these tests are presented in Table 6d and Fig. 7. For 8.8 mm and 6.6 mm thick plates from material P2 in variant 215.96, the value of  $V_{50}$  was 864 and 845 m/s respectively.

Fig. 8 shows photographs of 7.5 mm thick plates after multiple firing. Due to the dimensions of the 300×300 mm plates, the firing was carried out at six points at a velocity of 700–730 m/s and one at the maximum velocity for this type of ammunition, i.e. approx. 765 m/s. Microstructure investigation was carried out at selected locations of the projectile impact (Fig. 9). Microstructure changes in the form of adiabatic shear bands and microcracks were observed within the area of impact of the projectile core. Due to the high value of



Rys. 7. Wartości parametru  $V_{50}$  blach o grubości 8,8 mm (a) oraz 6,6 mm (b) z wytopu P2 w wariacie 215.96 ostrzelanych pociskiem przeciwpancernym kal. 7,62x54R mm B32 (kąt ostrzału 30°)

Fig. 7. Values of parameter  $V_{50}$  of 8.8 mm (a) and 6.6mm (b) thick plates from heat P2 in variant 215.96 fired at with anti-armour projectile cal. 7.62x54R mm B32 (30° firing angle)



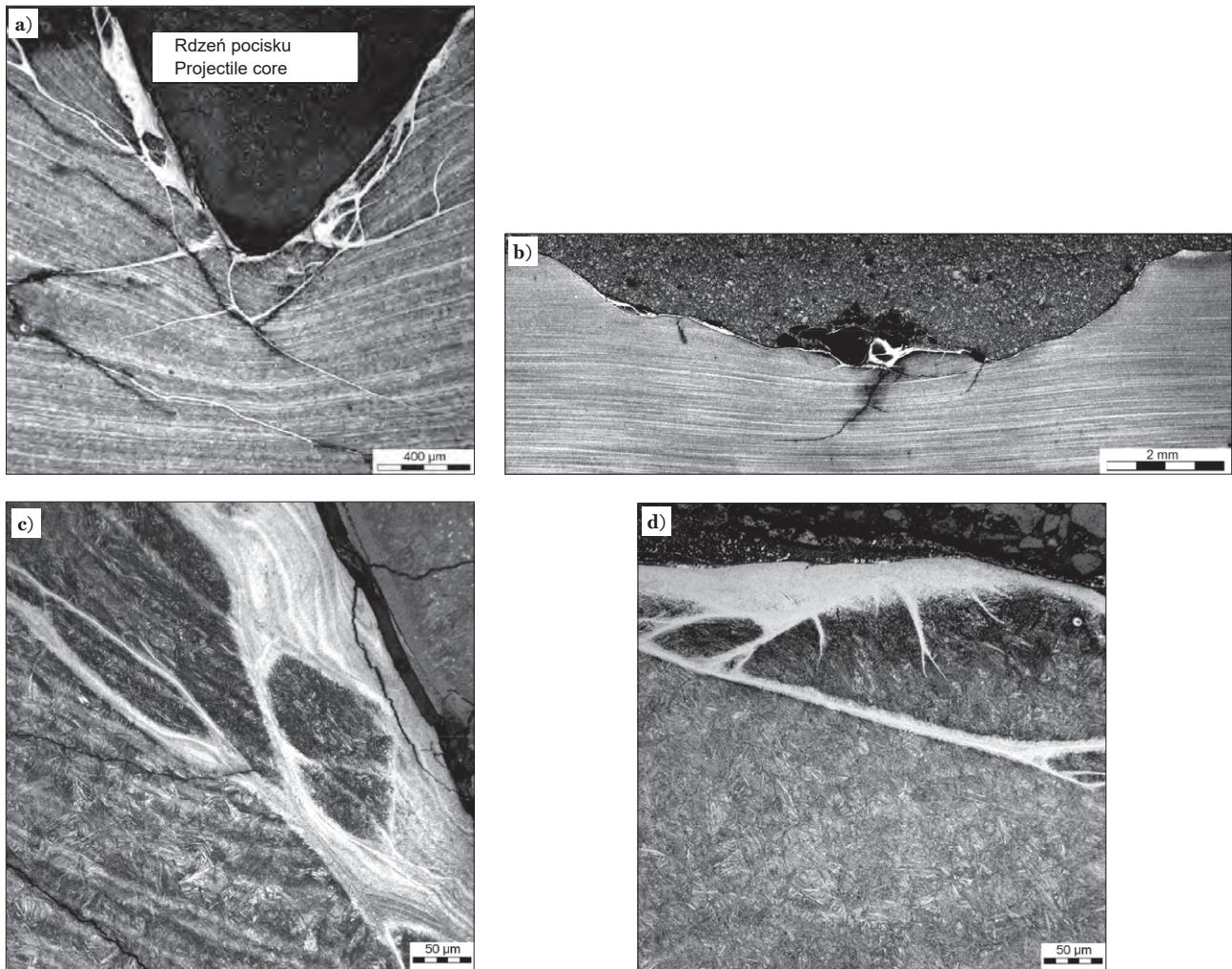
Rys. 8. Fotografie blach ze stali nanostrukturalnej bainitycznej. a) P2.210.96 i b) P2.215.96 o grubości 7,5 mm po ostrzale amunicją kal. 7,62x39 mm BZ. Wyniki testu zawiera tabela 6b

Fig. 8. Photographs of 7.5 mm thick nanostructured bainitic steel plates. a) P2.210.96 and b) P2.215.96 after firing with 7.62x39 mm BZ ammunition. The test results are shown in Table 6b

w tym obszarze, w szczególności badania ilościowe austenitu resztkowego wymagają zastosowania zaawansowanych technik w tym transmisyjnej mikroskopii elektronicznej. Dodatkowo opracowania wymaga metodyka pobierania próbek do badań z obszaru odkształconego dynamicznie. Badania te są kontynuowane. Dotychczas wykonane badania mikrostruktury i pomiary twardości pasm ścinania wykazały, że składają się one z równoosiowych ziaren o średniej cięciwie 100÷200 nm, a ich twardość osiąga 1000 HV [12, 13]. Nie stwierdzono uprzywilejowanych elementów mikrostruktury z punktu widzenia powstawania i przebiegu pasm adyabatycznych. Cechą pozytywną stali nanobainitycznych jest zdolność do hamowania pęknięć, które często powstają wewnątrz pasm ścinania lub na granicy pasmo-osnowa.

plastic deformation located at the point of impact of the projectile, microstructure tests in this area, in particular quantitative retained austenite tests, require the use of advanced techniques including transmission electron microscopy. In addition, the methodology for collecting samples for testing from the dynamically deformed area requires development. The research is being continued. The microstructure studies and shear band hardness measurement carried out so far have shown that they consist of equiaxed grains with an average intercept of 100–200 nm, and their hardness reaches 1000 HV [12, 13]. No privileged elements of the microstructure were found from the point of view of the formation and course of adiabatic bands. A positive feature of nanobainitic steels is the ability to cracks inhibit, which are often formed inside the shear bands or on the band-matrix transition zone.





Rys. 9. Makro- (a, b) i mikrostruktura (c, d) w obszarach uderzenia pocisków. Blacha o grubości 8,5 mm – P1.210.96, test nr 7 – 767 m/s (a, c) i blacha o grubości 7,5 mm – P2.210.96 test nr 4 – 714 m/s (b, d) z tabeli 6a,b

Fig. 9. Macro- (a, b) and microstructure (c, d) in projectile impact areas. 8.5 mm thick plate – P1.210.96, test No. 7 – 767 m/s (a, c) and a 7.5 mm thick plate – P2.210.96 test No. 4 – 714 m/s (b, d) from Table 6a,b

#### 4. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

W artykule przedstawiono wyniki testów odporności balistycznej oraz badań właściwości mechanicznych i mikrostruktury stali nanobainitycznej, wykonanych w celu wytypowania zakresu parametrów wygrzewania izotermicznego umożliwiających uzyskanie jak najwyższej odporności na przebicie. Przeprowadzono analizy, pomiary i badania austenitu resztkowego, którego udział objętościowy, morfologia i rozmieszczenie może mieć istotny wpływ na zdolność do pochłaniania i rozpraszania energii udarowej.

Materiał z wytopu P2 w wariantach 210.96; 215.96 i 225.72 o korzystnym zestawie właściwości mechanicznych i wysokiej odporności na przebicie charakteryzowała zawartość austenitu resztkowego w zakresie 15÷25%, w tym ok. połowę stanowił austenit nanolistkowy. Austenit blokowy występował w postaci ziaren o cięciwie w zakresie 0,1÷1,0 μm i listew o długości do ok. 3 μm, równomiernie rozmieszczonych w objętości materiału. Właściwości mechaniczne stali w statycznej próbie rozciągania były następujące:  $R_{p0,2}$  1320÷1370 MPa,  $R_m$  1950÷2030 MPa, wydłużenie całkowite 14÷15% oraz udatność KV w temperaturze otoczenia 25÷28 J/cm<sup>2</sup>.

Na podstawie przeprowadzonych analiz wyników testów ostrzałem oraz badań mikrostruktury i właściwości mecha-

#### 4. SUMMARY AND CONCLUSIONS

The paper presents the results of testing the ballistic resistance and the investigation of mechanical properties and microstructure of nanobainitic steel in order to determine the range of isothermal annealing parameters, enabling obtaining the highest possible resistance to perforation. Analyses, measurement and studies on retained austenite were performed, as its volume fraction, morphology and distribution may have a significant impact on the ability to absorb and dissipate impact energy.

The material from the P2 heat in variants 210.96; 215.96 and 225.72 with a favourable set of mechanical properties and high resistance to perforation was characterised by a retained austenite content in the range of 15–25%, of which about half was nano-lath austenite. Blocky austenite was in the form of grains with an intercept in the range of 0.1–1.0 μm and laths up to approx. 3 μm long, evenly distributed in the volume of the material. The mechanical properties of the steel in a static tensile test were as follows:  $R_{p0,2}$  1320–1370 MPa,  $R_m$  1950–2030 MPa, total elongation 14–15% and impact strength KV at ambient temperature 25–28 J/cm<sup>2</sup>.

Based on the results of the analysis of firing test as well as the microstructure and mechanical properties of nanobainitic steel plates, it was shown that the level 2 ballistic pro-

nicznych blach ze stali nanobainitycznej wykazano, że wymagania ochrony balistycznej poziomu 2 wg dokumentu standaryzacyjnego Stanag 4569A spełniły blachy o grubości 7,5 mm ze stali P2 w wariantach obróbki 210.96; 215.96 i 225.72. Ustalono następujące minimalne wartości właściwości materiału P2, które gwarantują wysoką odporność na przebicie pociskami przeciwpancernymi i na pęknięcie: wytrzymałość na rozciąganie 1950 MPa, granica plastyczności 1300 MPa, wydłużenie całkowite 14% i udurowienie KV w temperaturze otoczenia 25 J/cm<sup>2</sup>. Właściwości te zostały osiągnięte przy ułamku objętości austenitu resztkowego w zakresie 15÷25% i stosunku zawartości austenitu blokowego do zawartości austenitu nanolistwowego w przybliżeniu 1:1.

*Artykuł zawiera wyniki badań zrealizowanych w ramach projektu finansowanego z funduszy strukturalnych POIR 4.1.4.-00-0047/16 pt.: Opracowanie technologii produkcji lekkiego kontenera obserwacyjno-obronnego (LOOK) ze stali nanostrukturalnych ultrawytrzymałych.*



tection requirements according to the Stanag 4569A standardisation document were met by 7.5 mm thick P2 steel plates in treatment variants 210.96; 215.96 and 225.72. The following minimum values of P2 material properties were established, which guarantee high resistance to perforation by anti-armour projectiles and to cracking: tensile strength 1950 MPa, yield strength 1300 MPa, total elongation 14% and impact strength KV at ambient temperature of 25 J/cm<sup>2</sup>.

These properties were achieved with a volume fraction of retained austenite in the range of 15–25% and a ratio of blocky austenite to nano-lath austenite content of approximately 1:1.

*The article contains the results of research carried out under the project financed from structural funds POIR 4.1.4.-00-0047/16: Development of the technology for the production of a lightweight observation and protective container (LOOK) made of ultra-high strength nanostructured steels.*

## LITERATURA ■ REFERENCES

- [1] H.K.D.H. Bhadeshia. Bulk nanocrystalline steel. *Ironmaking & Steelmaking*, 2005, 32 (5), p. 405-410.
- [2] L. Wenyan, Q. Jingxin, S. Hersheng. Fatigue crack growth behaviour of a Si-Mn steel with carbide-free lath bainite. *Journal of Materials Science*, 1997, 32, p. 427-430.
- [3] F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia, K.J.A. Mawella, D.G. Jones, P. Brown. Very strong low temperature bainite. *Materials Science and Technology*, 2002, 18, p. 279-284.
- [4] C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia. Development of hard bainite. *ISIJ International*, 2003, 43 (8), p. 1238-1243.
- [5] C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia. Acceleration of low-temperature bainite. *ISIJ International*, 2003, 43 (11), p. 1821-1825.
- [6] C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero. Ultra-high-strength bainitic steels. *ISIJ International*, 2005, 45 (11), p. 17361-1740.
- [7] F. Hu, K.M. Wu, P.D. Hodgson. Effect of retained austenite on wear resistance of nanostructured dual phase steels. *Mater. Sci. Tech.* 2016, 32 (1), p. 40-48.
- [8] B. Garbarz, B. Niżnik-Harańczyk. Modification of microstructure to increase impact toughness of nanostructured bainite-austenite steel. *Materials Science and Technology*, 2015, 31 (7), p. 773-780.
- [9] B. Garbarz, W. Burian. Microstructure and properties of nanoduplex bainite-austenite steel for ultra-high-strength plates. *Steel Research int.*, 2014, 85 (12), p. 1620-1628.
- [10] B. Garbarz, J. Marcisz, W. Burian. *Technological peculiarities of manufacturing nanobainitic steel plates*, METEC, Düsseldorf, June 15-19, 2015.
- [11] J. Marcisz, W. Burian, J. Stępień, L. Starczewski, M. Wnuk, J. Janiszewski. Static, dynamic and ballistic properties of bainite-austenite steel for armours. In: *28th International Symposium on Ballistics*. Atlanta, USA, 2014, p. 1348-1361.
- [12] J. Marcisz, J. Janiszewski, W. Burian, B. Garbarz, J. Stępień, L. Starczewski. Badania właściwości dynamicznych wysokowytrzymałej stali nanostrukturalnej. *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 2015, 67 (2), p. 96-105.
- [13] J. Marcisz, W. Burian, J. Janiszewski, R. Rozmus. Microstructural changes of the nanostructured bainitic steel induced by quasi-static and dynamic deformation. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2017, 62 (4), p. 2317-2329.
- [14] J. Marcisz, J. Janiszewski. Mechanical behaviour of nanostructured bainitic steel under high strain shear and compression loading. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2019, 64 (3), p. 1151-1162.
- [15] W. Burian, J. Marcisz, B. Garbarz, L. Starczewski. Nanostructured bainite-austenite steel for armours construction. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2014, 59 (3), p. 1211-1216.
- [16] K. Świątek, B. Szturomski. Zastosowanie zmodernizowanego wadła balistycznego do prób przebicia pociskiem kalibru 12,7 mm materiałów stosowanych na osłony antyterrorystyczne. *Zeszyty Naukowe Akademii Marynarki Wojennej*, 2009, 50 (2) (177), p. 91-106.
- [17] B.P. Kneubuehl. *Ballistic protection*. Beat P. Kneubuehl, Switzerland, German edition: 2000, English edition: 2002, Revised: 2003.
- [18] T. Borvik, S. Deya, A.H. Clausen. Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles. *International Journal of Impact Engineering*, 2009, 36, p. 948-964.
- [19] H.H. Kolla, B. Mishra, P.K. Jena, K. Siva Kumar, T.B. Bhat, M. Srinivas, A.V. Reddy. Development of an ultrahigh strength low alloy steel for armour applications. *Materials Science and Technology*, 2011, 27 (2), p. 551-555.
- [20] J.N. Bester, W.E. Stumpf. Material characterization of a novel new armour steel. In: *EPJ Web of Conferences 26*, DYMAT 2012.
- [21] Ş. Hakan Atapek. Development of a new armor steel and its ballistic performance. *Defence Science Journal*, 2013, 63 (3), p. 271-277.
- [22] P.K. Jena, P. Senthil, S. Kumar. Effect of tempering time on the ballistic performance of a high strength armour steel. *Journal of Applied Research and Technology*, 2016, 14, p. 47-53.
- [23] L. Starczewski, S. Szczęch, D. Tudyka. Badania stali pancernych w aspekcie ich skuteczności ochronnej. *Prace Instytutu Metalurgii Żelaza*, 2010, 62 (1), p. 110-117.
- [24] W. Gooch, D. Showalter, M. Burkins, J. Mantgomery, R. Squillacioti, A. Nichols, L. Martin, R. Bailey, G. Swiatek. *Development and ballistic testing of a new class of auto-tempered high hard steels under military specification MIL-DTL-46100E*, TMS, San Francisco USA, (2009).
- [25] C.Y. Kung, J.J. Rayment. An Examination of the Validity of Existing Empirical Formulae for the Calculation of MS Temperature. *Metall. Trans.*, 1982, 13A, p. 328-331.
- [26] K.W. Andrews. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *J. Iron Steel Inst.*, 1965, 203, p. 721-729.