



## KONCEPCJA PENETRATORA SEGMENTOWEGO Z WOLFRAMOWYCH STOPÓW CIĘŻKICH O ZMIENNYCH PARAMETRACH WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH

### CONCEPT OF A SEGMENTED PENETRATOR MADE OF TUNGSTEN HEAVY ALLOYS WITH VARIABLE STRENGTH PARAMETERS

Mariusz MAGIER, Daniel STAROŃ

Instytut Mechaniki i Poligrafii, Wydział Inżynierii Produkcji, Politechnika Warszawska,  
Zakład Mechaniki i Techniki Uzbrojenia, Narbutta 85, 02-524 Warszawa  
*The Institution of Mechanics and Armament Technologies at the Faculty of Production  
Engineering and Institute of Mechanics and Polygraphy of Warsaw University of Technology,  
85 Narbutta St., 02-524 Warsaw, Poland*  
*Author's e-mail address: magierm@imik.wip.pw.edu.pl; ORCID: 0000-0002-4431-9537*

Paweł ŻOCHOWSKI

Wojskowy Instytut Techniczny Uzbrojenia, ul. Wyszyńskiego 7, 05-220 Zielonka  
*Military Institute of Armament Technology, 7 Wyszyński St., 05-220 Zielonka, Poland*

DOI 10.5604/01.3001.0013.5887

**Streszczenie:** W artykule przedstawiono koncepcję możliwości zwiększenia zdolności penetracji pocisku podkalibrowego z penetratorem wykonanym ze spieku na osnowie wolframowej poprzez zastosowanie materiałów o zmiennych właściwościach mechanicznych penetratora w poszczególnych jego segmentach. Na podstawie przeglądu literatury problemu określono wpływ dodatków stopowych w spiekach na osnowie wolframowej na wybrane parametry wytrzymałościowe, następnie wykonano analizy numeryczne procesu penetracji płyty stalowej przez penetrator segmentowy dla wybranych konfiguracji materiałów konstrukcyjnych segmentów penetratora. W podsumowaniu przedstawiono możliwości modyfikacji struktury spieków na osnowie wolframowej, które mogą mieć decydujący wpływ na zwiększenie zdolności penetracji.

**Słowa kluczowe:** pocisk kinetyczny, spieki na osnowie wolframowej, penetracja, symulacje numeryczne

### 1. Wprowadzenie

Obecne ograniczenia konstrukcyjne 120 i 125 mm armat czołgowych (t.j. parametry

**Abstract:** The paper describes a concept of increasing the penetration capacities of kinetic antitank projectiles, having a penetrator made of a tungsten based sinter, through the application of materials with variable mechanical characteristics for penetrator's particular segments. The influence of alloy additions on some strength parameters for the tungsten based sinters were assessed by using the literature data, and in the next step by numerical analyses of steel plate penetration process calculated for selected configurations of structural materials of penetrator segments. The summary describes some possibilities for modification of the structure of tungsten based sinters which may decisively improve the penetrating capacities.

**Keywords:** kinetic projectile, tungsten based sinters, penetration, numerical simulations

### 1. Introduction

Current performances of antitank projectiles of APFSDS (Armour-Piercing

wytrzymałościowe  $R_m$ ,  $R_e$ , wytrzymałość zmęczenia materiału lufy) oraz charakterystyki balistyczne (parametry fizykochemiczne) stosowanych obecnie klasycznych materiałów miotających, wykluczają możliwość osiągnięcia przez pocisk przeciwpancerny typu APFSDS (ang. *Armour-Piercing Fin Stabilised Discarding Sabot*) o masie penetratora 5 kg, prędkości początkowej powyżej 1750 m/s dla lufy o długości wynoszącej 55 kalibrów (obecnie lufa taka występuje tylko w czołgu Leopard 2A6/7). Dalszym ograniczeniem, szczególnie dla wozów bojowych lżejszych od współczesnych czołgów (o masie 50÷65 t), jest wielkość impulsu odrzutu ograniczająca parametry bojowe zastosowanej armaty, szczególnie w zakresie jej masy własnej, a także ograniczenia w zakresie wartości energii kinetycznej wystrzeliwanych pocisków podkalibrowych oraz parametry wytrzymałościowe stosowanych spieków na osnowie wolframowej (ograniczające smukłość penetratora, a w efekcie końcowym jego gęstość energetyczną).

Stąd, ważnym zagadnieniem jest znalezienie innego sposobu zwiększenia zdolności penetracji pociskami podkalibrowymi bez zmiany parametrów balistycznych naboju.

## 2. Wpływ dodatków stopowych w spiekach na osnowie wolframowej na wybrane parametry wytrzymałościowe

Wolfram (ang. *tungsten*) jest metalem przejściowym 6 grupy i 6 okresu w układzie okresowym pierwiastków o liczbie atomowej 74. Jego średnia masa atomowa wynosi  $183,85 \pm 0,03$  u. Metal ten występuje postaci amorficznej oraz w trzech odmianach krystalicznych:

- odmiana  $\alpha$ -W jest jedyną stabilną odmianą, która występuje w postaci regularnie przestrzennie centrowanej typu A2 o parametrze sieci  $3,16524 \text{ \AA}$ , ma gęstość  $19,254 \pm 0,0046 \text{ g/cm}^3$ ;
- odmiana  $\beta$ -W jest metastabilną odmianą, która przechodzi w odmianę  $\alpha$  po podgrzaniu z 600 do 700°C, ma budowę typu A15 o parametrze sieci  $5,0512 \text{ \AA}$  i gęstości  $18,9 \text{ g/cm}^3$ ;
- odmiana  $\gamma$ -W ma budowę regularną

Fin Stabilised Discarding Sabot) type with the penetrator's mass of 5kg, and muzzle velocity above 1750 m/s for 55 calibre barrel length (now such barrel is deployed only in Leopard 2A6/7) are limited by designing limitations of 120 and 125 mm tank guns (i.e. strength parameters  $R_m$ ,  $R_e$ , fatigue resistance of barrel's material) and ballistic characteristics (physicochemical parameters) of used classical propelling materials. Further limitations, especially for combat vehicles which are lighter than the contemporary tanks (having the mass of 50÷65 t), is the value of the recoil pulse limiting combat performance of the used gun specifically for its own mass, and the values of the kinetic energy of fired projectiles, and the strength parameters of the tungsten based sinters (limiting the slenderness of the penetrator and finally its energetic density).

For this reason, a significant question is to find out another way increasing the penetrating capacities of kinetic energy projectiles without any changes for the cartridge ballistic parameters.

## 2. Influence of Alloy Additions in Tungsten Based Sinters on Selected Strength Parameters

Tungsten is a transitional metal of 6-th group and 6-th period of the table of elements with the atom number 74. Its average atom mass is  $183.85 \pm 0.03$  u. The metal exists in an amorphous form and in three crystal grades:

- The grade  $\alpha$ -W is only one stable and it has a regular spatially centred form of A2 type with the network parameter  $3.16524 \text{ \AA}$  and density  $19.254 \pm 0.0046 \text{ g/cm}^3$ ;
- The grade  $\beta$ -W is a metastable version and it is transferred into  $\alpha$  grade after heating from 600 to 700°C, and it has the structure of A15 type with the network parameter  $5.0512 \text{ \AA}$  and density  $18.9 \text{ g/cm}^3$ ;
- The grade  $\gamma$ -W has a regular structure

ściennie centrowaną typu A1. Po podgrzaniu powyżej 700°C przechodzi w odmianę  $\alpha$ , ma gęstość 15,8 g/cm<sup>3</sup>.

Własności mechaniczne wolframu zależą w głównej mierze od jego mikrostruktury, wynikającej ze sposobu wytwarzania. Metal ten wytwarza się za pomocą metalurgii proszków lub topi się go łukiem elektrycznym lub wiązką elektronów, a następnie odlewa. W przypadku wytwarzania metodą metalurgii proszków można kontrolować wielkość i kształt ziaren za pomocą parametrów procesów spiekania i obróbki cieplnej oraz plastycznej. Na podstawie ogólnych obserwacji dotyczących charakterystyk mechanicznych wolframu (Lassner i Shubert, 1999), można stwierdzić, że:

- kuta struktura, posiadająca jednokierunkowo wydłużone ziarna, jest wytrzymalsza niż struktura po wyżarzaniu czy rekrytalizacji w kierunku wydłużenia;
- im niższa jest temperatura obróbki oraz im więcej energii zostanie przekazane w czasie deformacji tym wyższa będzie wytrzymałość struktury;
- im mniejsze są ziarna w strukturze tym większa jest jej wytrzymałość.

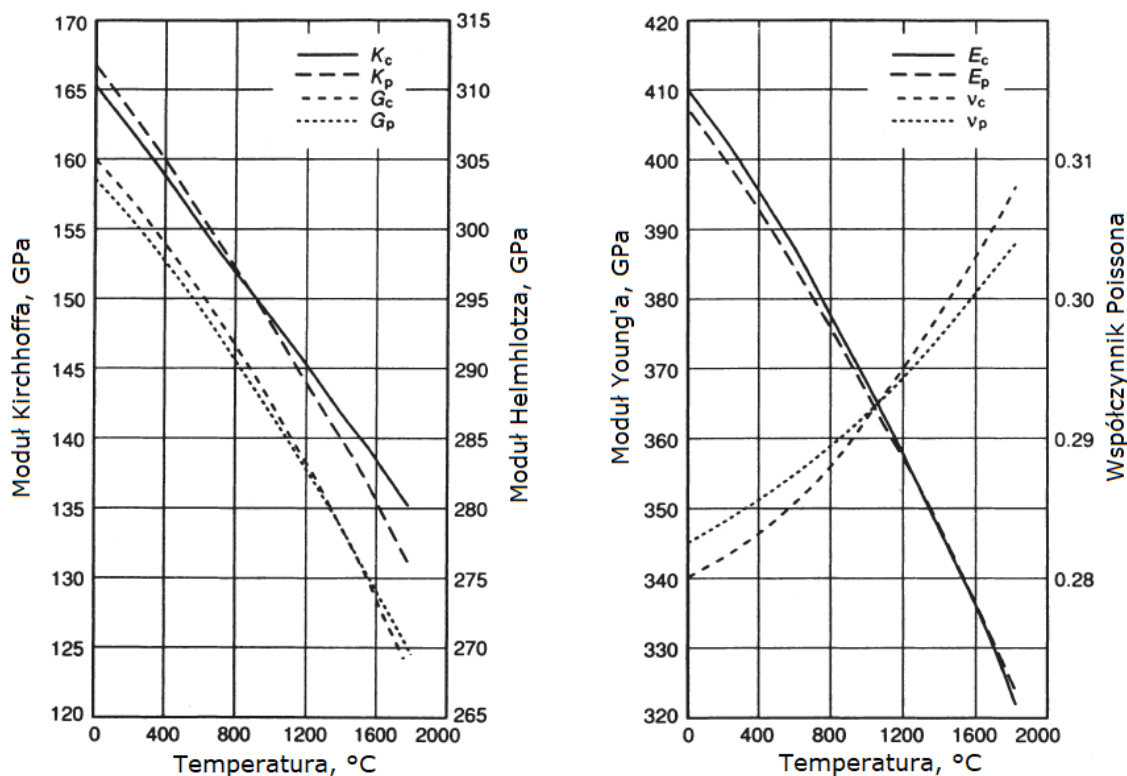
Poniżej temperatury pokojowej wolfram jest praktycznie izotropowy. Stałe materiałowe zależą od temperatury (rys. 1). Przy 20°C moduł Younga wynosi  $E=390-410$  GPa, moduł Kirchhoffa (ang. Shear modulus)  $G=156-177$  GPa, moduł Helmholtza (ang. Bulk modulus)  $K=305-310$  GPa, a współczynnik Poissona  $\nu=0,28-0,30$ . Twardość wolframu w zależności od temperatury i rodzaju obróbki zawiera się w przedziale od 190 HV (przy 800°C) do 450 HV (przy 0°C) osiągając nawet do 650 HV dla elementów kutyh i umacnianych przez odkształcenie. Obserwuje się wzrost twardości przy jednoczesnym zmniejszaniu średnicy ziaren (wolfram w tym zakresie podlega równaniu Halla-Petcha). Wolfram ma najwyższą temperaturę topnienia spośród metali (Lassner i Shubert, 1999), która wynosi ona około 3400°C. Jego temperatura wrzenia wynosi 5663°C.

with centred walls of A1 type. After heating above 700°C it passes into grade  $\alpha$ , and its density is 15.8 g/cm<sup>3</sup>.

Mechanical properties of tungsten depend mainly on its microstructure acquired at fabrication. The metal is produced by the methods of powder metallurgy, or by melting in the electric arc or in a beam of electrons for successive casting. In the case of production by a method of powder metallurgy the size and shape of grains may be controlled by the parameters of processes of sintering and thermal and plastic treatment. Basing on general observations of tungsten mechanical characteristics (Lassner & Shubert, 1999), it may be noted that:

- The forged structure with the grains elongated along a one direction has a greater strength than a structure after a heating or recrystallisation along the direction of elongation;
- The lower temperature of treatment is and the more energy is transferred at straining, the structure is stronger;
- Smaller grains of the structure provide a higher strength.

Tungsten is practically isotropic below the ambient temperatures. Material constant parameters depend on temperature (Fig. 1). The Young modulus at 20°C is  $E=390-410$  GPa, the Kirchhoff modulus (shear modulus) is  $G=156-177$  GPa, the Helmholtz modulus (Bulk modulus) is  $K=305-310$  GPa and the Poisson's coefficient is  $\nu=0.28-0.30$ . The hardness of tungsten depends on temperature and type of processing and changes from 190 HV (at 800°C) to 450 HV (at 0°C), and for forged components strengthened by the straining it reaches even 650 HV. An increase of the hardness is observed when the diameter of grains decreases (in this regard tungsten behaves according to the Hall-Petch relation). Tungsten has the highest melting temperature among the metals (Lassner & Shubert, 1999), which equals to ca. 3400°C. Its boiling temperature is 5663°C.



Rys. 1. Wpływ temperatury na stałe materiałowe wolframu (Lassner i Shubert, 1999)

Fig. 1. Influence of temperature on tungsten material constants (Lassner & Shubert, 1999)

Głównym celem stosowania dodatków w stopach wolframu jest polepszenie ich właściwości chemicznych, fizycznych i mechanicznych oraz ułatwienie obróbki plastycznej.

Dodatki niobu i talu zwiększają wytrzymałość stopu. W większych ilościach podnoszą temperaturę rekrytalizacji, zwiększając jednocześnie temperaturę przejścia plastyczno-krucho i obniżając możliwość obróbki.

Dodatek renu zwiększa podatność na kucie (kowalność) przy niskiej temperaturze, a także zwiększa wytrzymałość przy wysokich temperaturach. Ponadto, dodatek renu polepsza spawalność wolframu, zwiększa odporność na korozję, stabilizuje strukturę ziarnistą stopu. Dodanie 5% renu zwiększa twardość i odporność na pełzanie. Dodanie powyżej 8% renu zwiększa obrabialność i wspomnianą spawalność.

Węgiel hafnu (HfC) zwiększa wytrzymałość wolframu w podwyższonych temperaturach (powyżej 1900°C). Cząstki HfC hamują poślizg atomów i przemieszczanie po granicach ziaren. Dzieje się tak, ponieważ węgiel hafnu cechuje się wysoką stabilnością termo-

A main reason for using the additives in tungsten alloys is to improve their chemical, physical, and mechanical properties and to facilitate the plastic processing.

Additions of niobium and thallium increase the alloy strength. Greater amounts increase the temperature of recrystallisation, and the temperature of ductile-brittle transition and reduce the machining.

Addition of rhenium increases forgeability at low temperatures and increases the strength at higher temperatures. Moreover the addition of rhenium improves the tungsten welding, and resistance against corrosion, and stabilises the grain structure of the alloy. Addition of 5% of rhenium increases the hardness and resistance against creeping. Addition of more than 8% of rhenium improves the machining and, mentioned, welding performances.

Hafnium carbide (HfC) increases the strength of tungsten at higher temperatures (above 1900°C). The particles of HfC reduce the slip of atoms and their migration

dynamiczną oraz niską rozpuszczalnością i dyfuzyjnością w wolframie przy wysokich temperaturach. Stopy W-HfC znajdują zastosowanie w materiałach pracujących w temperaturach nawet do 2427°C (Lassner i Shubert, 1999).

Grupę stopów wolframu o dwufazowej strukturze rozpatruje się oddzielnie, jako kompozyty wolframowe. Wśród nich wyróżnia się dwie grupy:

- kompozyty o dużej przewodności cieplnej i elektrycznej. Są to stopy wolframu z miedzią lub srebrem;
- wolframowe stopy ciężkie WHA (ang. *Tungsten Heavy Alloys*). Są to zazwyczaj stopy o składzie W-Ni-Fe oraz W-Ni-Cu-(Fe).

Kompozyty pierwszej grupy wykorzystuje się w wysoko-, średnio- oraz niskonapięciowych wyłącznikach obwodów elektrycznych, jako materiał na elektrody do obróbek EDM, w elektrodach do zgrzewania elektrooporowego, a także w mikroelektronice. Materiały te są bardzo twarde i wytrzymałe oraz odporne na zużycie. Charakteryzują się ponadto wysoką przewodnością cieplną i elektryczną dzięki dodatkom miedzi i srebra. Przy pracy w wysokich temperaturach materiał chłodzi się samodzielnie poprzez odparowanie Cu lub Ag (transpiracja). Dzięki tej właściwości kompozyty te były stosowane w dyszach rakiet balistycznych (W-Ag) (Anderson i in., 1997). Ponieważ wolfram nie rozpuszcza się w miedzi i s, materiały te określa się często mianem „pseudo stopów” (ang. *pseudoalloys*).

Zawartość wolframu w wolframowych stopach ciężkich wynosi zwykle około 90-98%. Nikiel, żelazo i miedź służą za spoiwo ziaren wolframu tworząc wokół nich osnowę. Dzięki temu stopy te są bardziej plastyczne i łatwiej obrabialne. Ze względu na skład osnowy WHA dzieli się na dwie podgrupy:

- W-Ni-Fe (Ni: 1-7%, Fe:0,8-3%, Mo:0-4%) – mają właściwości ferromagnetyczne, a stosunek Ni do Fe zawiera się zwykle w przedziale od 1:1 do 4:1. Najczęściej jednak wykorzystywana jest proporcja 7:3, która niweluje powstawanie faz międzymetalicznych. Dzięki dodatkom molibdenu struktura jest

on the grains borders. It is due to the fact that the hafnium carbide has a high thermodynamic stability and low solubility and diffusion rates within the tungsten at high temperatures. W-HfC alloys are used at temperatures up to 2427°C (Lassner & Shubert, 1999).

A group of tungsten alloys with a two base structure is considered separately as the tungsten composites. Two groups are distinguished among them:

- Composites with high thermal and electric conductivity. There are the tungsten alloys with copper or silver;
- Tungsten heavy alloys (WHA). They are usually the alloys composed of W-Ni-Fe and W-Ni-Cu-(Fe).

The composites of the first group are deployed in high-, medium-, and low-voltage switchers in electric circuits, as the material for electrodes in EDM processes, as the material for electrodes at electroresistance heating, and also in microelectronics. These materials possess the high hardness and strength, and the resistance to wearing. Moreover they are characterised by a high thermal and electric conductivity due to copper and silver additions. In the high working temperatures the material is subjected to a self-cooling process by the vaporisation of Cu or Ag (transpiration). Due to this feature the composites were used in the nozzles of ballistic missiles (W-Ag) (Anderson et al., 1997). As tungsten does not solve in copper and silver these materials are often named as “pseudo-alloys”.

The content of tungsten within wolfram heavy alloys is usually ca. 90-98%. Nickel, iron and copper bind tungsten grains by creating a matrix around them. Due to it the alloys are more plastic and better machined. For matrix composition the WHAs are divided on two subgroups:

- W-Ni-Fe (Ni: 1-7%, Fe:0.8-3%, Mo:0-4%) – have the ferromagnetic properties and the ratio of Ni to Fe is usually from 1:1 to 4:1. But the most used proportion is 7:3 as it eliminates the creation of intermetallic phases. Due to the additions of molybdenum

drobnoziarnista. Większe zawartość Fe i/lub Mo powoduje wzrost wytrzymałości osnowy. Dodatki Co, Ta i Re zmniejszają rozrost ziaren i zwiększają wytrzymałość, podnoszą jednak temperaturę przejścia w stan kruchy (ang. *Ductile-Brittle Transition*), Stopy tej podgrupy charakteryzują się wysoką wytrzymałością oraz są dobrze obrabialne, nawet na zimno.

- W-Ni-Cu (Ni: 1-7%, Cu: 0,5-3%, Fe: 0-7%) – nie wykazują cech magnetycznych, cechują się mniejszą przewodnością elektryczną i są mniej wytrzymałe od W-Ni-Fe, jednak nie wymagają wysokich temperatur spiekania. Stosunek niklu do miedzi w tego typu kompozytach wynosi od 3:2 do 4:1.

Stopy typu WHA są bardzo zaawansowaną grupą kompozytów. Ich wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  wynosi 600÷1350 MPa a moduł Younga 350÷400 GPa. Właściwości mechaniczne stopów WHA są silnie uzależnione od warunków spiekania i obróbki cieplnej, jakości (czystości) materiałów wejściowych oraz dodatków, a także mikrostruktury.

Wolframowe stopy ciężkie poza wysoką gęstością oraz bardzo dużą wytrzymałością posiadają takie własności jak:

- dobre tłumienie drgań,
- stosunkowo łatwą obrabialność mechaniczną,
- pochłanianie promieniowania X oraz  $\gamma$ ,
- odporność na korozję.

Stopy WHA wykorzystywane są m.in. jako materiał na penetratory pocisków przeciwpancernych typu APFSDS. Zgodnie z danymi literaturowymi (Bose i German, 2012) wzbogacanie stopu o zawartości wolframu w przedziale od 88% do 94% podnosi granicę plastyczności  $R_e$ , wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  oraz twardość, jednak zmniejsza wydłużenie względne. Zwiększanie ilości wolframu powyżej 94% powoduje spadek plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$ . Wynika to ze związku między mikrostrukturą a wytrzymałością dla stopów dwufazowych. Przy tak dużych zawartościach wolframu zmniejsza się udział fazy wiążącej i wzrasta przyległość ziaren. Na rys. 2 przed-

the fine grained structure is received. Greater amounts of Fe and/or Mo increases the matrix strength. Additions of Co, Ta and Re reduce the increase of the grains, and increase the strength but also increase the temperature of ductile-brittle transition. The alloys of this subgroup are characterised by the high strength and by a good processability even at cold-working.

- W-Ni-Cu (Ni: 1-7%, Cu: 0.5-3%, Fe: 0-7%) – do not indicate any magnetic properties, and have lower electric conductivity and lower strength than W-Ni-Fe, but the sintering may take place at lower temperatures. The ration of nickel to copper in the composites of this type is from 3:2 to 4:1.

The alloys of WHA category belong to highly advanced composites. Their tensile strength  $R_m$  is 600÷1350 MPa, and the Young modulus is 350÷400 GPa. The mechanical properties of WHA strongly depend on the sintering conditions and thermal treatment, the quality (purity) of raw materials and the additives, and also on the microstructure.

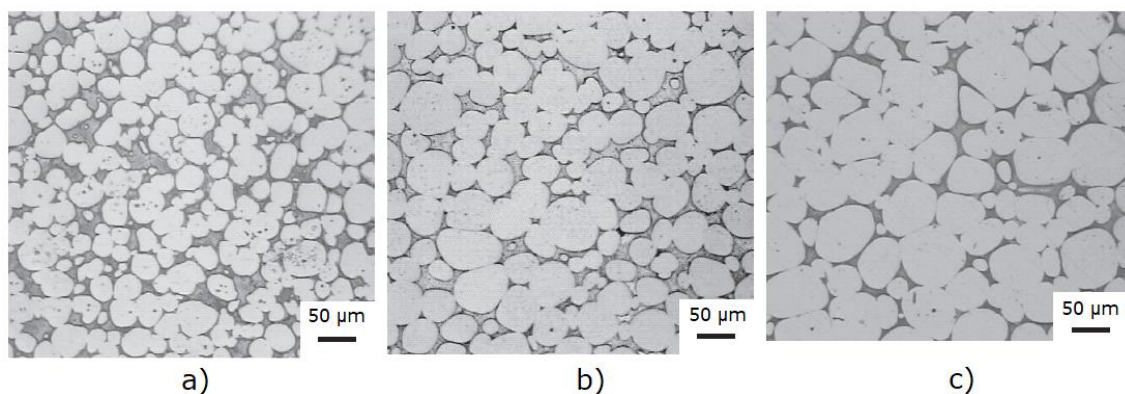
Beside the high density and very high strength the wolfram heavy alloys represent such features as:

- A good damping of vibrations,
- Relatively good machining,
- Absorption of X and  $\gamma$  radiations,
- Resistance against corrosion.

The WHAs are deployed above all as material for penetrators of antitank projectiles of APFSDS type. According to literature data (Bose & German, 2012), the enrichment of the alloy containing the percentage of tungsten from 88% to 94% increases the limit of plasticity  $R_e$ , the tensile strength  $R_m$  and the hardness, but it reduces the relative elongation. The increase of tungsten percentage above 94% downs the plasticity and the tensile strength  $R_m$ . It is caused by relation of the microstructure and the strength for two-base alloys. At the high percentage of tungsten the meaning of the bonding phase is diminished and the distance between the grains increases. Fig. 2 pictures

stawiono zdjęcia mikrostruktur dla różnych zawartości wolframu (Ravi Kiran i in., 2013).

the microstructures for different percentages of tungsten (Ravi Kiran et al., 2013).



**Rys. 2. Mikrostruktura WHA o różnej zawartości W: a) 90%, b) 93%, c) 95%**  
(Ravi Kiran i in., 2013)

**Fig. 2. Microstructure of WHA with various percentages of W: a) 90%, b) 93%, c) 95%**  
(Ravi Kiran et al., 2013)

Kluczową kwestią przygotowania WHA są warunki procesu spiekania. Konieczne jest stosowanie atmosfery wodorowej w komorze pieca, gdyż redukuje ona powstawanie tlenków oraz rozpuszcza tlen zawarty w spiekającym proszku. Wodór powoduje jednak wzrost kruchości stopu (tzw. kruchość wodorowa). Należy w takim wypadku wyżarzać materiał w próżni. Taka obróbka zapobiega segregacji zanieczyszczeń na granicach ziarno-osnowa. Wynikiem takiego procesu jest wzrost właściwości WHA, szczególnie plastyczności. Najkorzystniejsze właściwości uzyskuje się stosując spiekanie wstępne w suchej atmosferze wodorowej (Wodór redukuje tlenki i usuwa zanieczyszczenia z granic międzyfazowych ziarno W-osnowa). Następnie przeprowadza się właściwe spiekanie w mokrej atmosferze wodorowej, a na koniec spiekanie w atmosferze azotowej niwelującej kruchość wodorową stopu. Kolejnym parametrem procesu wytwarzania stopów WHA jest temperatura procesu spiekania. Generalnie, wyższe temperatury powodują spadek wytrzymałości przy równoczesnym wzroście plastyczności. Efekty wynikają również ze struktury WHA, gdyż ziarna rozrastają się do większych rozmiarów. Stopy WHA pomimo złożonych procesów spiekania często wymagają dodatkowej obróbki cieplnej i mechanicznej. Częstym zabiegiem zwiększającym wytrzymałość oraz twardość jest kucie ob-

Conditions of sintering are key questions in fabrication of WHA. The furnace chamber has to be filled with hydrogen as it reduces the creation of oxides and removes the oxygen contained in the sintered powder. But the hydrogen increases the brittleness (hydrogen brittleness). In such case the material has to be heated in the vacuum. Such treatment prevents any segregation of contaminations on the borders of grain-matrix. The processing improves WHA performances, especially the plasticity. The best performances may be received by initial sintering in dry hydrogen atmosphere (hydrogen reduces the oxides and removes the contaminations from inter-phase borders between tungsten grain and matrix). In the next step the main sintering is carried out in a wet hydrogen atmosphere, and finally the terminal sintering in nitrogen atmosphere to eliminate the alloy hydrogen brittleness. Temperature of sintering is a next parameter of WHA alloys production. The higher temperatures in general decrease the strength and increase the plasticity. The structure of WHA also matters as the grains grow to greater dimensions. The WHAs often have to receive an additional thermal or mechanical treatment in spite of complex processes of sintering. The perimeter forging or rolling of the material

wiedniowe lub walcowanie materiału, a następnie poddawanie go starzeniu w odpowiednich warunkach. Ze względu na wyższą wytrzymałość, na penetratory wykorzystuje się stopy grupy W-Ni-Fe. Jako dodatki stopowe zwiększające wymienione właściwości mechaniczne stosuje się między innymi molibden, tantal oraz przede wszystkim ren (Bose i German, 2012). Około 2% jego dodatku masowego do stopu zwiększa twardość w takim samym stopniu jak 6% molibdenu. Taka ilość renu zwiększa również wytrzymałość na rozciąganie stopu w sposób porównywalny do 8% dodatku molibdenu. Zależność między wzrostem wytrzymałości, a zawartością renu i molibdenu ma charakter zbliżony do liniowego, przynajmniej w zakresie od 2% do 8%.

with following ageing at suitable conditions are often used to increase its strength and hardness. The penetrators are made of W-Ni-Fe group alloys because of the higher strength. To improve the mechanical properties mentioned above the alloy additives such as molybdenum, tantalum, and most of all the rhenium are used (Bose & German, 2012). Addition of ca. 2% of its mass to the alloy improves the hardness in the same degree as 6% of molybdenum. The same percentage of rhenium also improves the alloy resistance to tension as the addition of 8% of molybdenum. The dependence between the improvement of the strength and the percentage of rhenium and molybdenum is approximately linear, at least in the range from 2% to 8%.

$$R_m = 524 + 1635X_{Mo} \text{ [MPa]} \quad (1)$$

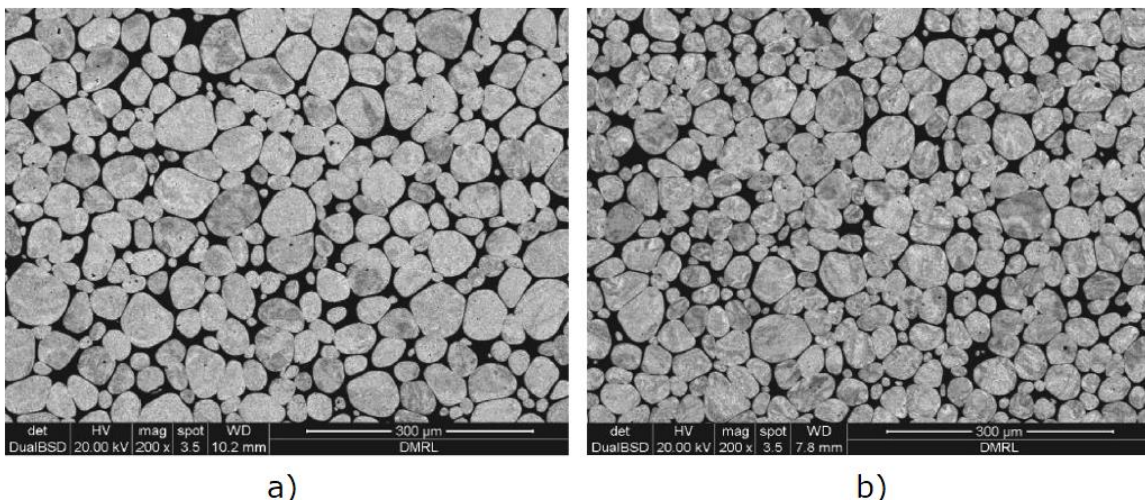
$$R_m = 563 + 5712X_{Re} \text{ [MPa]} \quad (2)$$

gdzie:  $X_{Mo}$ ,  $X_{Re}$  - udziały atomowe molibdenu i renu w stopie.

where:  $X_{Mo}$ ,  $X_{Re}$  – percentages of molybdenum and rhenium in the alloy.

Uważa się, że ren powstrzymuje samorzutną rekrytalizację występującą w materiałach spiekanych czyli tzw. dojrzewanie Ost-walda (ang. *Ostwald ripening*) poprzez redukcję rozpuszczalności wolframu w osnowie i hamowanie rozrostu ziaren. Skutkuje to bardziej wytrzymałą strukturą drobnoziarnistą (rys. 3).

There is an opinion that rhenium constrains a self-acting recrystallisation occurring in sintered materials, which is called as “Ostwald ripening”, by reduction of tungsten solubility in the matrix and inhibiting the growth of grains. It effects in a fine grain structure with greater strength (Fig. 3).



**Rys. 3. Porównanie mikrostruktury stopów: a) 93W-4,9Ni-2,1Fe, b) 93W-4,9Fe-1,9Ni-0,2Re** (Ravi Kiran i in., 2013)

**Fig. 3. Comparison of alloys microstructure: a) 93W-4.9Ni-2.1Fe, b) 93W-4.9Fe-1.9Ni-0.2Re** (Ravi Kiran et al., 2013)



Dla przykładowego stopu 93W-4,9Ni-1,9Fe-0,2Re rozpuszczalność wolframu w osnowie wynosi 24%, średnica ziaren ma 49  $\mu\text{m}$ , a wytrzymałość na rozciąganie wynosi 867 MPa (po kuciu 1380 MPa). Porównując ten materiał ze stopem bez żadnych dodatków 93W-4,9Ni-2,1Fe (dla którego rozpuszczalność wolframu wynosi 27,5%, ziarna mają średnicę 56  $\mu\text{m}$  a wytrzymałość osiąga wartość od 858 MPa do 1286 MPa po kuciu widać, że dodatek renu przekłada się na wzrost wytrzymałości kompozytu (Ravi Kiran i in., 2013).

Innym dodatkiem stopowym, o porównywalnej gęstości z WHA, jest mangan. Stosuje się go ze względu na niższą temperaturę topnienia i słabą przewodność cieplną względem wolframu. Ponadto ciepło właściwe manganu jest zbliżone do żelaza. Sprzyja to tworzeniu się jednorodnej fazy. Istnieje teoria (Bose i German, 2012), że jeżeli ciepło powodowane lokalnym płynięciem materiału nie jest wymieniane dostatecznie szybko, pasma ścinania adiabatycznego mogą powstawać, nawet pomimo nieustalonych gradientów odkształceń. Jest to jednak uwarunkowane wysoką prędkością odkształceń oraz występowaniem temperatur zbliżonych do temperatury topnienia. Dlatego właściwości manganu, takie jak niska przewodność cieplna, niskie ciepło właściwe, nieduża gęstość, niski stopień umocnienia oraz wysoka wytrzymałość na ścinanie, mogą mieć korzystny wpływ na występowanie wczesnych pasm ścinania, a co za tym idzie powodować efekt samoostrzenia penetratora. Ponadto, mangan ma niższą temperaturę topnienia niż żelazo i również tworzy fazę wiążącą z niklem. Przykładowo stop 90W-4Ni-6Mn jest spiekany z udziałem fazy ciekłej w temperaturze 1300°C do gęstości 16,3 g/cm<sup>3</sup> (jest to 96% gęstości teoretycznej). Materiał ten cechuje się dużą porowatością, jednak mikrostruktura jest zbliżona do stopów W-Ni-Fe, co więcej średnia wielkość ziaren wynosi 7  $\mu\text{m}$ , mniej niż dla zwykłego stopu WHA, dla którego wielkość ziaren waha się w przedziale od 20  $\mu\text{m}$  do 50  $\mu\text{m}$ . Osnowa zawiera niewielką ilość wolframu i ma skład 2,2W-43,3Ni-54,5Mn, dla stopu W-Ni-Fe skład osnowy wynosi 24W-53Ni-23Fe. Przytoczony stop manganu ma dużą

For the exemplary alloy 93W-4.9Ni-1.9Fe-0.2Re the solid solubility of tungsten in the matrix is 24%, the diameter of grains is 49  $\mu\text{m}$ , and the tensile strength is 867 MPa (after forging 1380 MPa). Comparing that material with the alloy without additives 93W-4.9Ni-2.1Fe (W's solubility 27.5%) it is seen that grains have diameter of 56  $\mu\text{m}$  and the strength gets values from 858 MPa to 1286 MPa after forging, what illustrates that the addition of rhenium translates into improvement of composite strength (Ravi Kiran et al., 2013).

Manganese is another alloy addition with similar density as WHA. It is used for its lower melting temperature and the worse heat conductivity than tungsten. Moreover the manganese calorificity is similar to iron. It is beneficial for creating a homogeneous phase. There is a theory (Bose & German, 2012), saying that if the heat generated by a local flow of material is not exchanged quickly enough then some streaks of adiabatic shearing may be created, even at unstable gradients of strains. But it depends on the high rate of strains and the presence of temperatures close to melting temperatures. For this reason such properties of manganese as the low thermal conductivity, calorificity, density, level of fixing and the high resistance to shearing may be preferable for an occurrence of early shearing streaks, and in consequence for an effect of penetrator's self-sharpening. Moreover manganese has a lower melting temperature than iron and also creates a binding phase with nickel. For instance the alloy 90W-4Ni-6Mn is sintered by deployment of a liquid phase at temperature of 1300°C to the density of 16.3 g/cm<sup>3</sup> (it is 96% of theoretical density). The material is characterised by a high porosity, but the microstructure is similar to W-Ni-Fe alloys, and what's more the mean size of grains is 7  $\mu\text{m}$  what is less than for a regular WHA having the grains from 20  $\mu\text{m}$  to 50  $\mu\text{m}$ . The matrix contains a small amount of tungsten and is composed of 2.2W-43.3Ni-54.5Mn, and for the alloy W-Ni-Fe the matrix contains 24W-53Ni-23Fe. The mentioned alloy of manganese has a high ability for creation of shearing streaks. The man-

zdolność do inicjowania pasm ścinania. Zaletą stopów z manganem jest możliwość zwiększenia jego zawartości w celu obniżenia temperatury spiekania. Stopy o stosunku mangan/nikiel wynoszącym 3:2 są po spiekaniu kruche, jednak można z powodzeniem stosować obróbkę cieplną by zmniejszyć ten efekt (Bose i German, 2012).

Wprowadzenie dodatku talu w kompozycie 85W-5Ta-7Ni-3Fe powoduje wzrost wytrzymałości w stosunku do stopu 90W-7Ni-3Fe. Taka ilość powoduje jednak spadek gęstości i wydłużenia względnego. Spadek gęstości powodowany jest tendencją talu do wiązania się z wodorem oraz z innymi gazami w czasie spiekania. Przypuszczalnie dodatek od 2% do 10% wpływa korzystnie na wytrzymałość stopu wolframu.

Kobalt zwiększa rozpuszczalność wolframu w osnowie, powoduje zwiększenie udziału fazy wiążącej w objętości całego stopu. Większy udział fazy powoduje mniejszą przyległość. Ponieważ pęknięcia najchętniej propagują na granicach między stykającymi się ziarnami, stopy z kobaltem są nieco wytrzymalsze na skutek mniejszej przyległości. Większa zawartość wolframu w osnowie wpływa korzystnie również na wydłużenie względne oraz na udarność WHA. Wytrzymałość na obciążenie dynamiczne dla stopów z kobaltem jest znacznie większa niż dla WHA bez dodatków lub z dodatkiem renu. Kobalt zwiększa także mikrotwardość fazy wiążącej bardziej niż ren, wynika to z większej zawartości wolframu w składzie osnowy (rys. 4). Przykładowo dla kutego 93W-4,2Ni-1,2Fe-1,6Co twardość wynosi 425HV<sub>0,1</sub>, udarność 42 J/cm<sup>2</sup>, a dla 93W-4,9Fe-1,9Ni-0,2Re wielkości te wynoszą 421HV<sub>0,1</sub> i KC=26 J/cm<sup>2</sup>. Stop bez żadnych dodatków 93W-4,9Ni-2,1Fe ma 412 HV<sub>0,1</sub> i KC=13 J/cm<sup>2</sup> (Ravi Kiran i in., 2013).

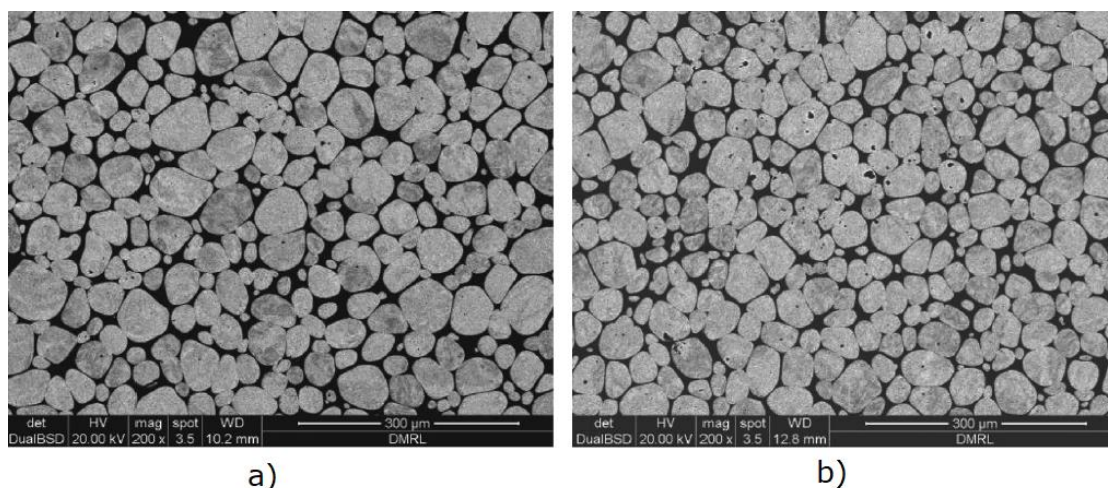
Jako dodatki do kompozytów wolframowych stosowane są również węgiel boru B<sub>4</sub>C oraz oddzielnie bor i węgiel. Stopy 90W-6Ni-1,5Fe-1,96B-0,54C oraz 90W-6Ni-1,5Fe-2,5B<sub>4</sub>C mają dużą twardość w wysokich temperaturach, stosowane są na końcówki narzędzi. Uważa się także, że dodatek boru zwiększa wytrzymałość (Bose i German, 2012).

gane alloys can benefit from its increased content to decrease the sintering temperature. The alloys having the ratio 3:2 for manganese/nickel are brittle after sintering, but the application of thermal treatment successively reduces this effect (Bose & German, 2012).

Incorporation of thallium to composite 85W-5Ta-7Ni-3Fe increases the strength in relation to 90W-7Ni-3Fe alloy. But such amount reduces the density and the relative elongation. The fall of density is caused by thallium tendency for binding with hydrogen and other gases during the sintering. The addition of 2% to 10% is assumedly beneficial for the strength of tungsten alloy.

Cobalt increases the solubility of tungsten in the matrix what increases presence of binding phase in whole alloy volume. The greater presence of the phase decreases the sticking area. As cracks usually propagate on borders between sticking grains, the cobalt alloys have a bit greater strength due to the lower sticking area. The greater content of tungsten in the matrix is also beneficial for the relative elongation and for the impact strength of WHA. The resistance of cobalt alloys against dynamical loads is significantly greater than for the WHA without any additives or with rhenium addition. Cobalt also increases the microhardness of the binding phase in greater degree than rhenium due to the greater content of tungsten in the composition of the matrix (Fig. 4). For instance the forged 93W-4.2Ni-1.2Fe-1.6Co has the hardness of 425HV<sub>0,1</sub>, the impact strength 42 J/cm<sup>2</sup>, and the 93W-4.9Fe-1.9Ni-0.2Re has these values 421HV<sub>0,1</sub> and KC=26 J/cm<sup>2</sup> respectively. The values for the alloy 93W-4.9Ni-2.1Fe without any additives are 412 HV<sub>0,1</sub> and KC=13 J/cm<sup>2</sup> (Ravi Kiran et al., 2013).

Tungsten composites also deploy boron carbide B<sub>4</sub>C and the boron and the carbon as separate additives. Alloys 90W-6Ni-1.5Fe-1.96B-0.54C and 90W-6Ni-1.5Fe-2.5B<sub>4</sub>C have the high hardness at high temperatures and are used for bits of tools. It is also a common opinion that the boron addition improves the strength (Bose & German, 2012).



**Rys. 4. Porównanie mikrostruktury stopów: a) 93W-4,9Ni-2,1Fe, b) 93W-4,2Ni-1,2Fe-1,6Co**  
(Ravi Kiran i in., 2013)

**Fig. 4. Comparison of alloys microstructure: a) 93W-4.9Ni-2.1Fe, b) 93W-4.2Ni-1.2Fe-1.6Co**  
(Ravi Kiran et al., 2013)

### **3. Konceptcja penetratora segmentowego wolframowych stopów ciężkich o zmiennych parametrach wytrzymałościowych**

W przypadku, gdy penetrator ma duże wydłużenie stosuje się niekiedy konstrukcję segmentową tzn. składającą się z dwóch lub więcej prętów połączonych gwintowaną tuleją łączącą. Dodatkowy element łączący, wykonany zwykle z wytrzymałej stali, pełni rolę nie tylko łącznika, ale także i przegubu zapobiegającego łamaniu penetratora w przypadku uderzenia w silnie pochylony pancerz, gdy generowane są bardzo duże naprężenia zginające.

W Wojskowym Instytucie Technicznym Uzbrojenia opracowano koncepcję penetratora o budowie segmentowej. Składa się on z dwóch segmentów wykonanych z wolframowego stopu ciężkiego. Segmenty połączone są tuleją wykonaną ze stali o wysokiej wytrzymałości (rys. 5). Taka konstrukcja ma na celu zwiększenie zdolności penetracji nie tylko pancerzy jednorodnych ale i wielowarstwowych pancerzy kompozytowych, składających się z płyt stalowych i ceramicznych (Magier, 2007). Segment przedni penetratora ulega erozji podczas procesu penetracji. Stalowa tuleja łącząca segmenty tłumi efekt propagacji fali uderzającej w penetratorze i zapobiega złamaniu penetratora. Zadaniem

### **3. Concept of a Segmented Penetrator with Tungsten Heavy Alloys and Changing Strength Parameters**

In some cases of a penetrator with large elongation a segmented design is used which contains two or more rods connected by a threaded jointing sleeve. The additional connecting part is usually made of a strengthened steel and apart of a connecting function it also works as a joint preventing the breaking of the penetrator in the case of hitting into a highly inclined armour when very high bending stresses are generated.

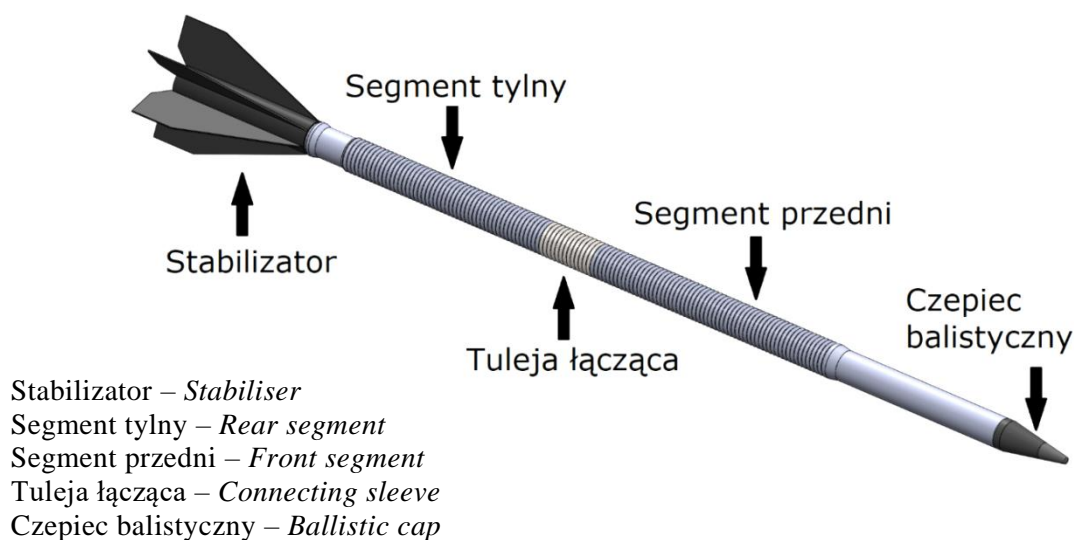
In the Military Institute of Armament Technology (MIAT) a concept of penetrator with a segmented structure was developed. It contains two segments made of the tungsten heavy alloy. The segments are connected by a sleeve made of the strengthened steel (Fig. 5). Such design is aimed to increase the penetrating capacities through both the homogeneous and multi-layered composite armours containing the steel and ceramic plates (Magier, 2007). The front segment of the penetrator is subjected to erosion at the penetration process. The steel sleeve joining the segments reduces the propagating effect of impact wave within the penetrator and prevents its breaking. An aluminium cap is

aluminiowego czepca jest zmniejszenie prawdopodobieństwa rykoszetu penetratora od pancerza w początkowym etapie uderzenia.

Segmentowa konstrukcja pocisku umożliwia zastosowanie różnych materiałów na poszczególne części penetratora tak, aby zmaksymalizować osiąganą przez niego zdolność penetracji pancerza.

deployed to diminish the probability of penetrator's ricocheting from the armour in the initial stage of hitting.

The segmented design of the projectile effects different materials may be used for particular parts of the penetrator to maximise its performance on penetrating the armour.



**Rys. 5. Model penetratora segmentowego opracowany w WITU**

*Fig. 5. Model of segmented penetrator developed in MIAT*

W przypadku konstrukcji składającej się z dwóch segmentów wykonanych z różnych wolframowych stopów ciężkich niezwykle istotną kwestią jest określenie wpływu dodatków stopowych na zdolność penetracji pancerza. Tego typu analizy są mogą być prowadzone z użyciem metod numerycznych. Pozwala to na dokonanie wstępnej identyfikacji zachowania pocisku w czasie penetracji oraz określenie przybliżonej wartości głębokości penetracji pancerza. Zmniejsza to znacznie koszty prac badawczo-rozwojowych na ich początkowym etapie.

#### 4. Symulacje numeryczne

Przed wykonaniem symulacji należało dokonać selekcji różnych stopów WHA stosowanych na segmenty pocisku. Przy wyborze kierowano się właściwościami materiałowymi, które zgodnie z informacjami dostępnymi w literaturze mają największy wpływ na zdolność penetracji pocisku. Poszukiwano za-

In the case of the design consisting of two segments made from different tungsten heavy alloys the determination of an influence of alloy additives into armour penetrating performance is an essential question. Such analyses may be conducted by using the numerical methods. They provide an initial assessment of the projectile behaviour during the armour penetration and its approximate depth. It significantly reduces the costs of research-development work at the initial stage.

#### 4. Numerical Simulations

A selection of different WHAs deployed for projectile segments was made before starting the simulation. At the choice the material characteristics were considered first as they have the greatest impact into the projectile penetrating capacities according to available literature

tem materiału, który ma jak największą gęstość, granicę plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie, udarność oraz twardość. Poniżej w tabelach 1 i 2 przedstawiono rozpatrywane materiały oraz ich własności mechaniczne.

Następnie wytypowano sześć kombinacji układów segmentów pocisku (tabela 3) oznaczone od K1 do K6. W praktyce w wybranych kombinacjach wykorzystano wszystkie rozpatrywane materiały z przewagą zastosowania WNFC1.

data. So, the materials were searched with the greatest density, limit of plasticity, tensile strength, impact strength and hardness. Below, in tables 1 and 2 the considered materials and their mechanical properties are presented.

In the next step six combinations of segments systems of the projectile were set (Table 3) marked from K1 to K6. Selected combinations in practice use all considered materials deploying WNFC1.

Tabela. 1. Własności mechaniczne materiałów przyjęte w symulacji cz. 1

Table 1. Mechanical properties of materials taken for simulation - part 1

Oznaczenie <i>Name</i>	Skład <i>Composition</i>	Gęstość* <i>Density*</i> [g/cm <sup>3</sup> ]	Mikrotwardość [HV0,1] <i>Microhardness</i>	
			W	Osnowa
WNF	93W-4,9Ni-2,1Fe	18,16	510	412
WNC	93W-4,2Ni-1,2Fe-1,4Co	18,12	511	425
WNR	93W-4,9Ni-1,9Fe-0,2Re	18,02	514	421
WNFC1	90W-7Ni-2Fe-1Co	18,38	530	428
WNFC2	93W-4,9Ni-1,4Fe-0,7Co	18,66	529	423
WNFC3	95 -3,5Ni-1Fe-0,5Co	18,84	529	416
4A	89,75W-6Ni-2Fe-2Co-0,25Mo	18,24	brak danych NA	brak danych NA
6A	90W-6Ni-1Fe-3Co	18,26	brak danych NA	brak danych NA

\* Gęstość teoretyczna (uwzględniająca możliwość tworzenia się roztworów o gęstości wyższej od gęstości poszczególnych składników)

\* *Theoretical density (allowing the creation of solutions with higher density than for particular components)*

Tabela 2. Własności mechaniczne materiałów cz. 2

Table 2. Mechanical properties of materials taken for simulation - part 2

Oznaczenie <i>Name</i>	R <sub>e</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	KC [J/cm <sup>2</sup> ]	C**	Obróbka <i>Processing</i>	Źródło <i>Origin</i>
WNF	1255	1286	13	0,53	Kucie / <i>Forging</i>	(Ravi Kiran <i>et al., 2013</i> )
WNC	1219	1280	42	0,43	Kucie/ <i>Forging</i>	
WNR	1347	1380	26	0,48	Kucie/ <i>Forging</i>	
WNFC1	1360	1400	65	0,42	Kucie/ <i>Forging</i>	
WNFC2	1410	1435	45	0,55	Kucie/ <i>Forging</i>	
WNFC3	1418	1420	14	0,73	Kucie/ <i>Forging</i>	
4A	1522	1547	47	0,24	OC***+Kucie	(Kumari A. <i>et al., 2017</i> )
6A	1575	1612	121	0,18	OC***+Kucie	

\*\* Przyległość ziaren w osnowie / *Contiguity of grains in the matrix*

\*\*\* Obróbka cieplna / *Thermal processing*

Tabela 3. Kombinacje segmentów penetratora przyjęte do symulacji

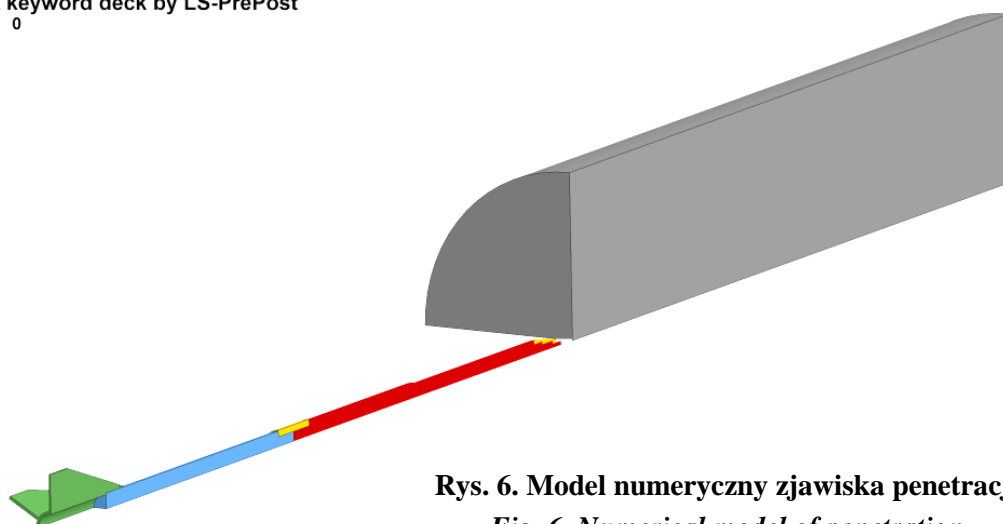
Table 3. Combination of penetrator's segments taken for simulation

Kombinacja segmentów <i>Combination of segments</i>	Przód <i>Front</i>	Tył <i>Back</i>
K1	WNFC2	WNFC1
K2	WNFC1	WNFC2
K3	WNFC1	WNC
K4	WNFC1	WNR
K5	WNFC3	WNF
K6	6A	4A

Analizy numeryczne penetracji pancerzy stalowych przez segmentowy pocisk podkalibrowy typu APFSDS wykonano w oprogramowaniu LS-Dyna. Analizowany układ przedstawiono na rys. 6. Celem analiz było dokładne poznanie, zrozumienie i potwierdzenie mechanizmów przebijania pancerzy przez segmentowe pociski kinetyczne z rdzeniem wykonanym ze stopu wolframu. Ponadto, wykonanie serii symulacji dla różnych układów segmentów miało umożliwić wstępne oszacowanie zdolności penetracji pocisku w zależności od właściwości mechanicznych jego segmentów.

Numerical analyses of steel armours penetration by the segmented kinetic projectile of APFSDS type were made by using computer code LS-Dyna. An analysed arrangement is shown in Fig. 6. The analysis was aimed for accurate recognition, understanding and confirmation of armour penetrating mechanisms for segmented kinetic projectiles having the core made of a tungsten alloy. Moreover, it was expected that execution of a series of simulations for different combination of segments would provide an initial estimation of projectile penetrating capacities depending on mechanical properties of its segments.

LS-DYNA keyword deck by LS-PrePost  
Time = 0



Rys. 6. Model numeryczny zjawiska penetracji  
Fig. 6. Numerical model of penetration

Dla każdego wariantu pocisku pancerz stanowił cylinder ze stali pancernej RHA (ang. *Rolled Homogeneous Armour*) o długości 600 mm. W ten sposób łatwo można było ocenić wpływ zastosowanego rozwiązania

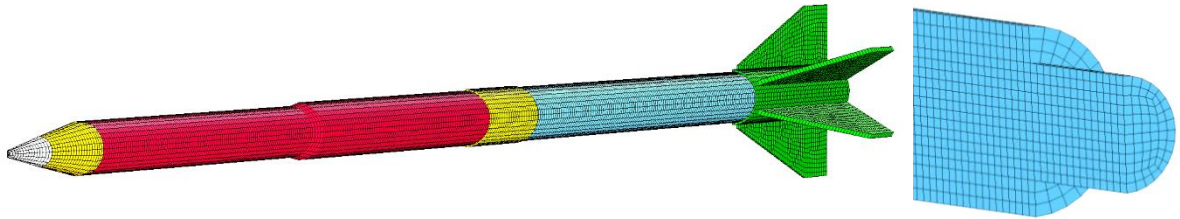
Each version of the projectile has to penetrate a cylinder of rolled homogeneous armour (RHA) with the length of 600 mm. In such way it was possible to assess the influence of the applied design solu-

konstrukcyjnego pocisku na jego zdolność penetracji poprzez porównanie wartości głębokości penetracji lub prędkości szczątkowej pocisku (w przypadku przebicia osłony).

Rozmiar zastosowanych elementów skończonych w znacznym stopniu wpływa na uzyskiwane wyniki penetracji pancerzy przez pociski kinetyczne. Zgodnie z informacjami dostępnymi w literaturze liczba elementów skończonych zastosowanych na promieniu penetratora powinna być nie mniejsza niż 11 (Rosenberg i in., 2009a). Podobny rozmiar elementów powinien być zastosowany w pancerzu, dla odległości od jego osi równej przynajmniej kilku promieniom pocisku. W związku z tym, aby ograniczyć liczbę zastosowanych elementów skończonych i tym samym czasochłonność obliczenia modelu, zastosowano dwie płaszczyzny symetrii. Wszystkie komponenty symulacji zostały opisane za pomocą bryłowych elementów skończonych (\*SECTION\_SOLID), wraz z odpowiednimi kryteriami erozji (rys. 7 i 8). Dyskretyzację przestrzenną komponentów symulacji wykonano w oprogramowaniu HyperMesh. Do budowy wszystkich komponentów zastosowano elementy ośmiowęzłowe ze zredukowanym całkowaniem oraz sztywnościową kontrolą efektu Hourglass (\*HOURLASS) według procedury Belytschko. Rozmiar elementów dobrano w taki sposób, aby ich liczba nie spowolniała znacząco obliczeń, a z drugiej strony umożliwiała precyzyjne odwzorowanie geometrii ciał i uzyskanie dokładnych rezultatów. Dodatkowo, w celu ograniczenia liczby elementów w modelu pancerza, zastosowano zagęszczenie siatki wokół stref ulegających znacznym odkształceniom (punkt uderzenia pocisku). Odległość pomiędzy sąsiadującymi węzłami siatki wynosiła od około 1 mm, w strefach oddziaływania pocisku na pancerz, do 20 mm w miejscach pancerza nieulegających odkształceniom. Ostatecznie model numeryczny dla poszczególnych wariantów symulacji zawierały 156320 elementów skończonych.

tion of the projectile into its penetrating capacities by the comparison of penetration depths or projectile residual velocity (in the case of piercing the armour).

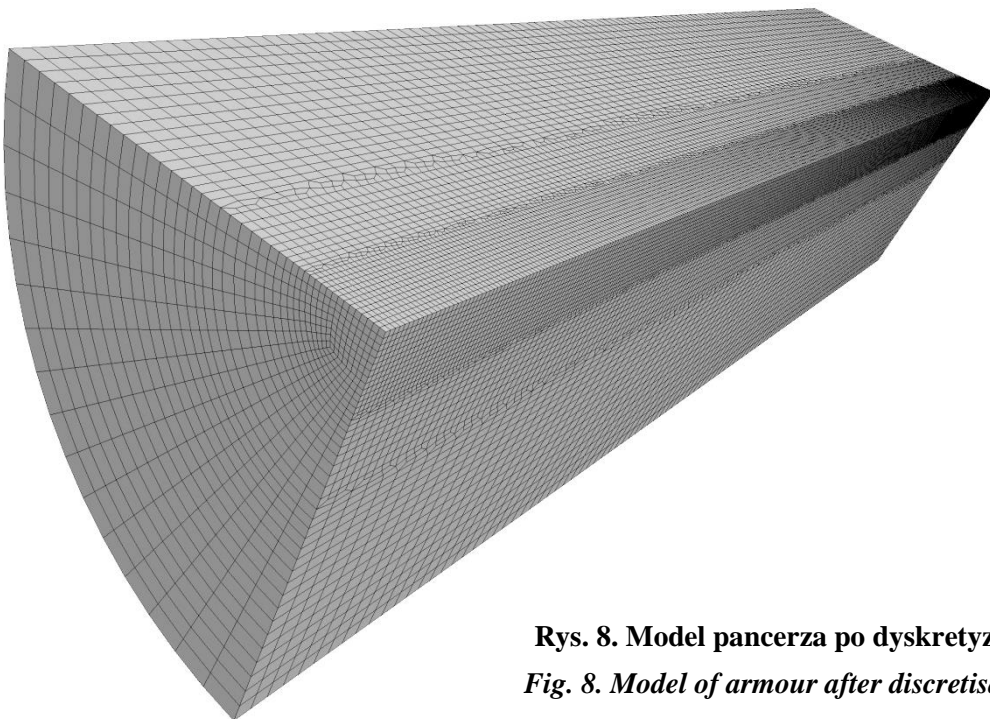
The size of applied finite elements decides in a great degree about the received results for penetration of armours by the kinetic projectiles. According to available literature data the number of finite elements applied for the penetrator radius has to be at least 11 (Rosenberg et al., 2009a). A similar size of elements has to be used for the armour within a distance from its axis equal at least a few radii of the projectile. Concerning the above and to reduce the number of used finite elements, and by the same the model calculation time, the two planes of symmetry were applied. All components of the simulation were described by the solid finite elements (\*SECTION\_SOLID), with relevant criteria of erosion (Fig. 7 and 8). Spatial discretisation of simulation components was carried out by using code HyperMesh. For building all components the eight-node elements were used with a reduced integration and rigidity control of the Hourglass effect (\*HOURLASS) according to the Belytschko procedure. The size of elements was matched in a way which prevents a significant slow of calculations, and from the other side allows for a precise reconstruction of geometry of bodies and for receiving the accurate results. Additionally, in order to limit the number of armour model elements the finer mesh was applied at zones subjected to significant deformations (hitting point of projectile). The distance between the adjacent nodes of the mesh was ca. 1 mm for the zones of projectile reaction with the armour, and to 20 mm for the zones of armour which are not deformed. Final numerical model for particular versions of simulation contained 156320 finite elements.



**Rys. 7. Model po dyskretyzacji**  
**Fig. 7. Model after discretisation**

Warunki początkowo-brzegowe zostały zadane w taki sposób, aby model numeryczny w możliwie największym stopniu odwzorowywał cechy układu podczas zjawiska rzeczywistego. Pociskowi została nadana prędkość początkowa  $v_0=1550$  m/s (\*INITIAL\_VELOCITY), a blok pancierza został utwierdzony po obwodzie (\*BOUNDARY\_SPC\_SET). Elementom leżącym na płaszczyźnie symetrii odebrano możliwość przemieszczeń na kierunku normalnym do płaszczyzny symetrii oraz rotacji względem osi leżących w płaszczyźnie symetrii.

The initial border conditions were assumed in a way which reconstructs in a possibly highest degree the features of the system existing at the real event. The projectile has the initial velocity  $v_0=1550$  m/s (\*INITIAL\_VELOCITY) and armour plate is fixed in the perimeter (\*BOUNDARY\_SPC\_SET). The elements placed in the plane of symmetry have no possibility to move in direction normal to the plane of symmetry and to rotate around any axis lying in the plane of symmetry.



**Rys. 8. Model pancierza po dyskretyzacji**  
**Fig. 8. Model of armour after discretisation**

W analizach zastosowano kilka różnych typów modeli kontaktu. Kontakty pomiędzy różnymi fragmentami tego samego ciała (self contact) realizowano za pomocą algorytmu \*CONTACT\_ERODING\_SINGLE\_SURFACE.

The analyses use a few different types of contact models. Contacts between different fragments of the same solid (self contact) were realised by the algorithm \*CONTACT\_ERODING\_SINGLE\_SURFACE.



Do odwzorowania wzajemnych interakcji między kilkoma ciałami zastosowano model kontaktu \*CONTACT ERODIN\_SURFACE\_TO\_SURFACE. Wszystkie wymienione algorytmy kontaktu opierają się na metodzie „funkcji kary” (LS-DYNA). W metodzie tej kontaktujące się ciała zostają podzielone na nadrzędne (ang. master) oraz podrzędne (ang. slave). Sprawdzana jest odległość pomiędzy węzłami ciała podrzędnego a powierzchnią ciała nadrzędnego w kierunku normalnym do segmentu ciała nadrzędnego. W przypadku wykrycia penetracji generowana jest siła pomiędzy węzłem ciała podrzędnego i jego punktem kontaktu z powierzchnią ciała nadrzędnego przeciwdziałająca tej penetracji. Siła ta jest zależna od wartości penetracji oraz właściwości kontaktujących się ciał. Wartość siły pomiędzy ciałami w kontakcie jest określona zależnością:

$$f_s = k_i l_p \quad 3)$$

gdzie:  $f_s$  – siła przykładana do węzła,  $k_i$  – współczynnik funkcji kary (sztywność kontaktu),  $l_p$  – głębokość penetracji.

Do prawidłowego opisu zależności konstytutywnych dla materiałów użytych w analizach zastosowano dwa typy modeli materiałowych:

- model materiału plastycznego z kinematycznym wzmocnieniem (\*MAT\_003) dla komponentów pocisku rdzeni pocisku wykonanego z wolframu, stalowej tulei, stalowego stabilizatora, stalowego stożka oraz aluminiowego czepca;
- zmodyfikowany model Johnsona-Cooka (\*MAT\_107) dla płyt ze stali pancerniej RHA (LS-DYNA).

Dane do modeli numerycznych zaczerpnięto z literatury oraz z własnej biblioteki materiałów opracowanej na podstawie własnych badań charakteryzujących materiały. Wykaz zastosowanych wartości parametrów zawiera ją tabela 4 i 5.

Dodatkowo dla modeli materiałowych zastosowano algorytmy erozji (\*MAT\_000-ADD\_EROSION) opierające się na odpowiednich granicznych wartościach naprężeń oraz odkształceń mogących wystąpić w materiałach. W chwili osiągnięcia przez dany ele-

In order to reconstruct the mutual interactions between few bodies the contact model \*CONTACT ERODIN\_SURFACE\_TO\_SURFACE was applied. All presented contact algorithms are based on the method of “punishment function” (LS-DYNA). In this method the contacting bodies are divided on the master and slave categories. The distance between the nodes of a slave body and the surface of a master body is examined in the normal direction to the master body segment. In the case when a penetration is detected a force is generated between the node of the slave body and its contact point with the master body surface counteracting this penetration. The force depends on the value of the penetration and on the properties of contacting bodies. The force between contacting bodies is described by relation:

where:  $f_s$  – force applied to a node,  $k_i$  – coefficient of punishment function (stiffness of contact),  $l_p$  – penetration depth.

Two types of material models were used for correct description of constitutive dependencies of materials used in the analyses:

- The model of plastic material with the kinematic strengthening (\*MAT\_003) for components projectile’s cores made of tungsten, the steel sleeve, the steel stabiliser, the steel cone and the aluminium cap;
- The modified model of Johnson-Cook (\*MAT\_107) for RHA plates (LS-DYNA).

Data needed for numerical models were taken from literature and from the own library of materials prepared on the base of own material tests. The list of used parameters is presented in tables 4 and 5.

Additionally, for material models the erosion algorithms (\*MAT\_000-ADD\_EROSION) were applied which are based on suitable limits of stresses and strains that would occur in materials. When a specific element reaches a limit of

ment wartości granicznej naprężeń/odkształceń był on usuwany z obliczeń. Wylimowano w ten sposób problem zdegenerowanych elementów wpływający na spowolnienie, a w skrajnych przypadkach nawet na brak możliwości kontynuacji obliczeń.

Informacji na temat poprawności wykonanych symulacji pod kątem spełnienia praw zachowania masy, pędu oraz energii dostarczały dostępne w oprogramowaniu LS-Dyna wykresy podsumowujące wartości tych wielkości w czasie. Innym parametrem określającym bilans energetyczny rozwiązania, kontrolowanym podczas analiz, był tzw. błąd energii (ang. Energy Error). Wzrost tego parametru powyżej pewnego zdefiniowanego progu powodował automatyczne przerwanie obliczeń.

stresses/strains it is removed from the calculation. In such way a problem of degenerated elements slowing the calculations, and in extreme cases even stopping them, was eliminated.

Information about the correctness of performed simulations regarding the fulfilment of laws for the preservation of the mass, momentum and energy was provided by the graphs available in LS-Dyna computer code which sum up the values of these parameters in time. A so called energy error is another parameter describing the energetic balance of the solution which is examined during the analyses. Increase of this parameter above a certain defined level automatically interrupts the calculations.

Tab. 4. Wartości parametrów materiałowych przyjętych w symulacji

Tab. 4. Values of material parameters taken for the simulation

Parametr <i>Parameter</i>	Aluminium Czepiec balistyczny <i>Ballistic cap</i>	Stal Stabilizator, stożek, tuleja <i>Steel, stabiliser, cone, sleeve</i>	RHA pancerz
$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	2.785	7.85	7.85
E (GPa)	80	210	210
$\nu$	0.33	0.33	0.33
$C_p$ (J/kgK)			4770
$T_m$ (K)			1800
Model wytrzymałości <i>Strength model</i>	*MAT_098	*MAT_098	*MAT_107
A (MPa)	420	1000	792
B (MPa)	150	280	510
n	0.4	0.38	0.26
C	0.016	0.015	0.014
m			1.03
Model zniszczeń <i>Destruction model</i>			J-C
D <sub>1</sub>			0.05
D <sub>2</sub>			3.44
D <sub>3</sub>			-2.12
D <sub>4</sub>			0.002
D <sub>5</sub>			0.61
Erozja <i>Erosion</i>	MXEPS=1	MXEPS=1	MXEPS=1 EPSSH =1

Tab. 5. Wartości parametrów materiałowych dla stopów W

Tab. 5. Values of material parameters for alloys of W

Model wytrzymałości *MAT_098 / Strength model							
Rdzeń Core	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	E (GPa)	$\nu$	A (MPa)	B (MPa)	n	m
WNFC1	18.38	420	0.33	1360	40	0.12	0.005
WNFC2	18.66	420	0.33	1419	25	0.12	0.005
WNFC3	18.84	420	0.33	1418	2	0.12	0.005
WNC	18.12	420	0.33	1219	61	0.12	0.005
WNR	18.02	420	0.33	1347	33	0.12	0.005
WNF	18.16	420	0.33	1255	31	0.12	0.005
4A	18.24	420	0.33	1522	25	0.12	0.005
6A	18.26	420	0.33	1575	37	0.12	0.005

Wyniki głębokości penetracji poszczególnych wariantów przedstawiono na rysunku 9. Analizy te pozwoliły zidentyfikować mechanizmy, które w decydującym stopniu są odpowiedzialne za zniszczenie pancerza podczas procesu penetracji pociskiem APFSDS. Obecność oraz intensywność poszczególnych mechanizmów uzależnione są m.in. od prędkości uderzenia, kształtu pocisku, relacji jego średnicy do grubości pancerza oraz materiałów celu i penetratora.

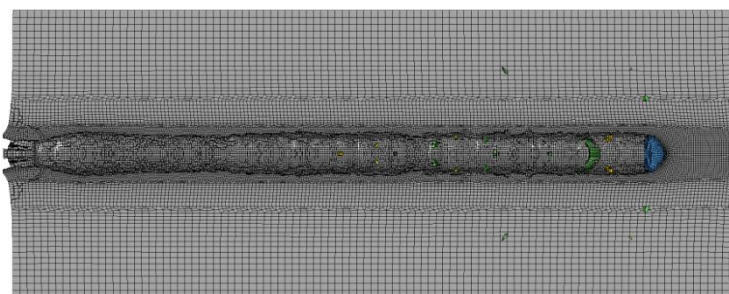
W pierwszym etapie procesu penetracji generowana jest fala wysokiego ciśnienia, zarówno w penetratorze jak i w celu, w wyniku uderzenia pocisku w pancerz (Rosenberg i in., 2009b; Rosenberg i Dekel, 2016). Czołowa część penetratora jest deformowana i przyjmuje charakterystyczny „grzybkowaty” kształt. W wyniku działania naprężeń wierzchołek rdzenia odkształca się i eroduje. Pewna jego część oddziela się od pozostałej części penetratora i wypychana jest w kierunku od osi pocisku. Jest to bardzo krótkotrwała faza procesu penetracji, która kończy się w chwili, gdy głębokość penetracji osiąga wartość około 1-2 średnic pocisku.

Druga faza procesu penetracji jest etapem quasi-ustalonym. W miarę wnikania pocisku w pancerz czołowa część jego rdzenia ulega ciągłej erozji. Jednocześnie tylny segment penetratora jest stale wyhamowywany, co znacząco obniża jego zdolność penetracji.

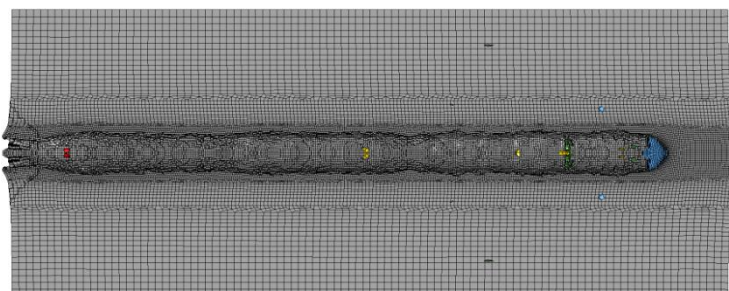
Results of penetrating depth for particular versions are shown in Fig. 9. These analyses allowed the identification of mechanisms which decide about the destruction of the armour during the process of penetration by APFSDS projectile. The presence and intensity of particular mechanisms depend above all on the hitting velocity, shape of the projectile, relation of its diameter to thickness of armour, and the materials of armour and penetrator.

In the first stage of the penetration process a wave of high pressure is generated both in the penetrator and the armour in effect of striking it by the projectile (Rosenberg et al., 2009b; Rosenberg & Dekel, 2016). The frontal part of penetrator is deformed and takes a characteristic “mushroom-like” shape. In effect of acting stresses the tip of core is deformed and eroded. A certain part of it separates from the penetrator main part and is pushed out of the projectile axis. It is a very short lasting phase of penetration which ends when the penetration depth reaches the value of ca. 1-2 diameters of the projectile.

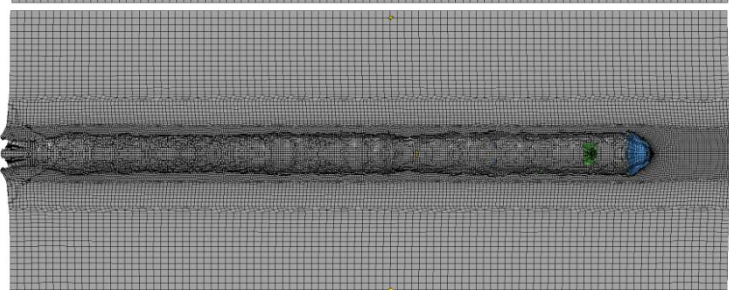
The second phase of penetration is a quasi-stable process. With continuation of armour piercing the frontal part of projectile core erodes progressively. At the same time the penetrator’s rear segment is permanently decelerated what diminishes significantly its penetrating capacities.



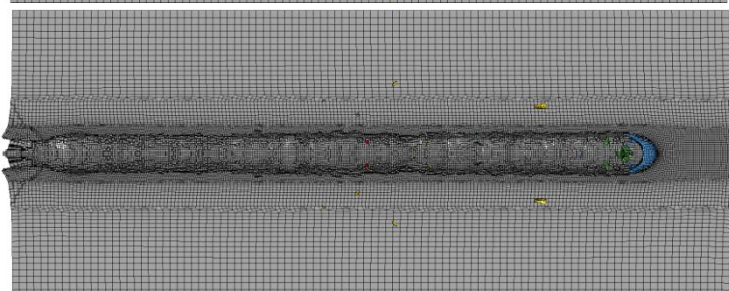
**K1**  
**Dp=530 mm**



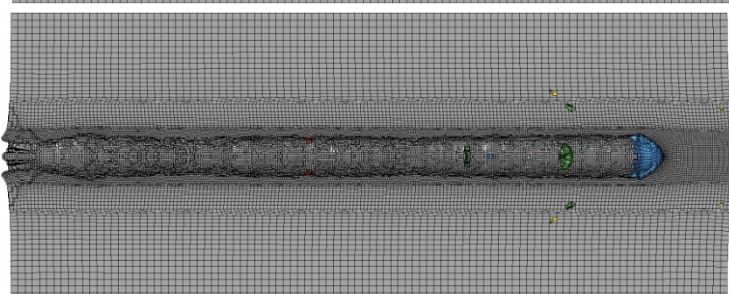
**K2**  
**Dp=534 mm**



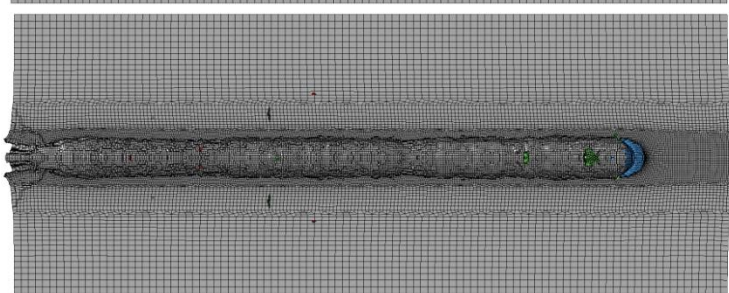
**K3**  
**Dp=523 mm**



**K4**  
**Dp=523,5 mm**



**K5**  
**Dp=531 mm**



**K6**  
**Dp=519 mm**

**Rys. 9. Wyniki symulacji**  
**Fig. 9. Results of simulation**

W miarę postępu procesu penetracji prędkość tylnego segmentu zmniejsza się. Druga faza penetracji kończy się wówczas, gdy rdzeń jest całkowicie zerodowany, jego prędkość osiąga wartość bliską zeru lub gdy pancerz zostaje przebity, a pocisk porusza się z pewną prędkością szczątkową.

W żadnym z analizowanych przypadków nie zanotowano perforacji pancerza przez pocisk. Różnice w osiąganych głębokościach penetracji pomiędzy poszczególnymi wariantami są niewielkie (1-3%) co może świadczyć o nieznacznym wpływie właściwości mechanicznych takich, jak  $R_e$  oraz  $R_m$  na zdolność penetracji pocisku. Cały proces penetracji ma charakter hydrodynamiczny, a największy wpływ na osiągane głębokości kraterów w blokach stalowych wydaje się mieć w tym przypadku gęstość stopu, z którego wykonane są segmenty pocisku. Ta zmieniała się z kolei w niewielkim zakresie dla analizowanych stopów (<5%).

Należy jednak mieć na uwadze, że w modelach materiałowych poszczególnych stopów wolframu zmiennymi parametrami były jedynie: gęstość, granica plastyczności  $A$ , oraz stała umocnienia  $B$ .

Ze względu na brak danych niemożliwe było uwzględnienie parametrów definiujących poziom naprężeń lub odkształceń niszczących dla poszczególnych stopów, które mogłyby w większym stopniu wpływać na osiągane głębokości penetracji.

Największą głębokość penetracji uzyskały penetratory wykonane z najgęstszych materiałów, tj. WNCF1, WNCF2 i WNCF3. Stopy te różnią się między sobą zawartością wolframu (od 90% dla WNCF1 do 95% dla WNCF3). Proporcja niklu do żelaza wynosi w nich 3,5. Do każdego z nich dodano kobalt którego proporcja w stosunku do niklu wynosi 7Ni:1Co. Dla kombinacji K1 i K2 można zauważyć, iż zastosowanie materiału większej gęstości i wytrzymałości na część tylną penetratora segmentowego ma korzystny wpływ na głębokość kanału penetracji.

Otrzymane wyniki penetracji dla kombinacji K3 i K4 pokazują, że zastosowanie gęstszego materiału na część przednią oraz materiału o wyższej wytrzymałości na rozciąganie na część tylną, nieznacznie zwiększa

With the continuation of penetrating process the velocity of the rear segment decreases. The second phase of penetration is completed when the core is totally eroded and its velocity is close to zero, or when the armour is pierced and the projectile moves with a residual velocity.

Any perforation of the armour by the projectile was not observed in any of analysed cases. Differences of received depths of penetration are small (1-3%) what may indicate that the mechanical properties such as  $R_e$  and  $R_m$  have an insignificant influence into the projectile penetrating capacities. The whole process of penetration has a hydrodynamic character and it seems that the achieved depths of craters depend mostly on the density of an alloy the segments of the projectile are made of. It changes within a small degree for the analysed alloys (<5%).

Anyway, it has to be remembered that in material models of particular tungsten alloys only the density, the limit of plasticity  $A$ , and the sticking constant  $B$  were deployed as changeable parameters.

It was not possible to consider the parameters defining the level of stresses or destructive strains for particular alloys and affecting in a greater degree the received depths of penetration because the relevant data were inaccessible.

Greatest depths of penetration have the penetrators made from densest materials, i.e. WNCF1, WNCF2 and WNCF3. These alloys differ from each other by the content of tungsten (from 90% for WNCF1 to 95% for WNCF3). The ratio of nickel to iron for them is 3.5. Each of them has an addition of cobalt with the ratio to nickel 7Ni:1Co. Combinations K1 and K2 show that the use of material with greater density and strength for the rear part of the segmented penetrator has a beneficial impact for the depth of penetration.

Received results of penetration for combinations K3 and K4 show that the application of denser material for the front part and the material with greater tensile strength for the rear part slightly increases the depth of armour penetration. In combi-

głębokość penetracji pancerza. W kombinacji K3 na część tylną wykorzystano stop WNC, którego dodatkiem stopowym jest 1,4% kobaltu, a jego  $R_m$  wynosi 1280 MPa. W kombinacji K4 na część tylną użyto stopu WNR którego dodatek stanowi 0,2% renu, a jego  $R_m$  wynosi 1380 MPa, jest to zatem stop o większej wytrzymałości na rozciąganie, ale jednocześnie o mniejszej gęstości niż WNC. Pomimo tego głębokość penetracji osiągnięta przez ten wariant jest o 0,5 mm większa od materiału o większej gęstości.

Najniższą wartość głębokości penetracji odnotowano dla kombinacji K6. Składają się na nią materiały o niższych, ale nie najniższych spośród wyselekcjonowanych gęstościach. Taki wynik może stanowić punkt odniesienia dla formułowanych tez, że gęstość materiału jest kluczowym czynnikiem dla zjawiska penetracji w przypadku pocisków typu APFSDS z rdzeniami ze stopów wolframu.

## 5. Podsumowanie

Po dokonaniu analizy numerycznej za pomocą programu LS-DYNA poprzedzonej teoretycznym przeglądem zagadnienia można wyciągnąć następujące wnioski:

- gęstość jest kluczową wielkością mechaniczną mającą wpływ na głębokość penetracji w przypadku pocisków typu APFSDS z rdzeniami ze stopów wolframu. Wydaje się, że należy przede wszystkim odpowiednio dobrać ilość wolframu w stopie. Na podstawie analizy można wnioskować, że jego zawartość powinna wynosić przynajmniej 90%. Przy zawartości wolframu powyżej 95% jego wytrzymałość zaczyna spadać w znaczący sposób, tak, że penetrator nie jest od wstanie wytrzymać uderzenia w pancerz i ulega fragmentacji. Najlepiej zatem utrzymać zawartość wolframu w stopach WHA na poziomie 93%;
- dodatek kobaltu do stopu zwiększa jego wytrzymałość, zapewniając (przy zachowaniu dużej zawartości wolframu) uzyskanie stopu na tyle wytrzymałego

nation K3 the rear part deploys WNC alloy with the alloy addition of 1.4% of cobalt and value of  $R_m$  equal to 1280 MPa. In combination K4 the rear part uses WNR alloy with the addition of 0.2% of rhenium and value of  $R_m$  equal to 1380 MPa what means that it has the greater tensile strength and at the same time the lower density than the WNC. In spite of that the achieved depth of penetration for this version is by 0.5 mm greater than for the material with a greater density.

The lowest value of the penetration depth was received for combination K6. It deploys materials with lower, but not the lowest, densities among those which were applied. Such result may be a reference point for formulated statements that the material density is a key factor in the process of penetration for APFSDS projectiles having the cores made of tungsten alloys.

## 5. Summary

Following conclusions may be drawn after the execution of numerical analysis by LS-DYNA computer program preceded by an overview of the question:

- Density is a key mechanical parameter affecting the depth of penetration of APFSDS projectiles with the tungsten alloy cores. It seems that the percentage of tungsten in the alloy has to be well matched. The analysis shows that the percentage has to be at least 90%. If the tungsten percentage is above 95% then its strength goes down seriously and the penetrator is not able to withstand the hitting into the armour and fragmentates. The reasonable percentage of tungsten in the WHAs is ca. 93%;
- Addition of cobalt to the alloy increases its strength what gives (at keeping the high percentage of tungsten) the alloy with the strength level preventing its destruction in the initial phase of penetration. Percentage

by nie uległ zniszczeniu w początkowej fazie penetracji. Jego udział w analizowanych materiałach był zależny od niklu, jego proporcja wynosiła 7Ni:1Co;

- dodatek renu korzystnie wpływa na wytrzymałość stopu. Wykorzystany w analizie stop (WNR) zawierał 0,2% dodatku Re, więc należałoby rozważyć dodanie jego większej ilości. Symulacja wykazała, iż zastosowanie na tylny segment stopu o większej gęstości niż na segment przedni daje korzystniejsze efekty, niż gdy układ ten jest odwrotny.
- przy zastosowaniu stopu o większej gęstości na część przednią widać korzystniejsze efekty pod względem penetracji, gdy na część tylną zastosuje się materiał o mniejszej gęstości, ale o wyższej wytrzymałości  $R_m$ .
- w ogólnym przypadku należy starać się tak dobrać kombinację, by materiał segmentu tylnego miał większą wytrzymałość, niż materiał segmentu przedniego.

Rezultaty dalszych prac będą zaprezentowane w kolejnych publikacjach.

of cobalt in the analysed material depended on nickel and the proportion was 7Ni:1Co;

- Addition of rhenium is preferable for the alloy strength. The alloy used for the analysis (WNR) has 0.2% addition of Re and a greater amount of it may be considered. The simulation has indicated that the use of a denser alloy for the rear segment than for the front segment is more beneficial than a reverse configuration.
- At a denser alloy deployed for the front part some beneficial effects for the penetration may be observed when the rear part is made from material with lower density but with the higher strength  $R_m$ .
- In general case the combination has to be so matched to get the higher strength for the material of rear segment than the material of front segment.

Results of further work will be presented in next publications.

### **Literatura / Literature**

- Anderson Jr, C. E., Subramanian, R., Walker, J. D., Normania, M. J., Sharron, T. R. (1997). Penetration Mechanics of Seg-Tel Penetrators, *International Journal of Impact Engineering*, 29.
- Bose, A. & German, R. M. (2012). A Review on Alloying in Tungsten Heavy Alloys, *Supplemental Proceedings: Vol. 1: Materials Processing and Interfaces*, TMS.
- Kumari, A., Sankaranarayana, M. & Nandy, T.K. (2017). On Structure Property Correlation in High Strength Tungsten Heavy Alloys, *International Journal of Refractory Metals & Hard Metals*, 67.
- Lassner, E. & Shubert, W-D. (1999). Tungsten. Properties, Chemistry, Technology of the Element, Alloys, and Chemical Compounds, New York: Springer Science+Business Media.
- LS-DYNA® Keyword User's Manual. Volume I. Livermore Software Technology Corporation (LSTC).
- Magier, M. (2007). Koncepcja czołgowego pocisku podkalibrowego nowej generacji o zwiększonej zdolności przebicia pancerzy współczesnych czołgów, *Problemy Techniki Uzbrojenia*, Nr 102, 2/2007, pp. 69-81.
- Ravi Kiran, U., Venkat, S., Rishikesh, B., Iyer V. K., Sankaranarayana, M. (2013). Effect of Tungsten Content on Microstructure and Mechanical Properties of Swaged Tungsten

Heavy Alloys, *Material Science & Engineering A* 582, 2013.

Rosenberg, Z. Ashuach, Y., Yeshurun, Y., Dekel, E. (2009a). On the Main Mechanisms for Defeating AP Projectiles, Long Rods and Shaped Charge Jets, 588–596.

Rosenberg, Z., Ashuach, Y., Yeshurun, Y., Dekel, E. (2009b). On the Main Mechanisms for Defeating AP Projectiles, Long Rods and Shaped Charge Jets, *International Journal of Impact Engineering*, 36, 588–596.

Rosenberg, Z. & Dekel, E. (2016). Terminal Ballistics, *Springer Science+Business Media Singapore*.



